

УДК 669.018.95

DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-17-23

*В.В. Березовский¹, А.А. Шавнев¹, С.Б. Ломов¹, Ю.А. Курганова²***ПОЛУЧЕНИЕ И АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Al-SiC С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АРМИРУЮЩЕЙ ФАЗЫ**

Методом механического легирования с последующей экструзией получен дисперсноупрочненный металлический композиционный материал (МКМ) с различным объемным содержанием армирующей фазы SiC. Исследованы основные технологические параметры изготовления МКМ системы Al-SiC, а также структура полученных МКМ. Установлено влияние метода технологической обработки исходных компонентов на формирование структуры МКМ. Исследована зависимость механических свойств МКМ от содержания армирующего компонента.

Ключевые слова: дисперсноупрочненные композиционные материалы, металлические композиционные материалы, Al-SiC.

Preparing of dispersion-reinforced Al-SiC with different SiC consist composite by powder metallurgy and mechanical alloying technology is offered. Experimental party of samples for mechanical properties researches is fabricated. Microstructure of fabricated samples is studied. Influence of source components technological treatment on MMC structure is searched. Depending of the mechanical properties from the reinforcement volume is studied.

Keywords: dispersion-reinforced composites, metal matrix composites, Al-SiC.

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

²Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана [Bauman Moscow State Technical University] E-mail: bauman@bmstu.ru

Введение

В последнее время как в России, так и за рубежом многие ведущие производственные компании занимаются поисками альтернативных материалов с целью снижения массы при одновременном повышении уровня прочности и технологичности. Одним из эффективных путей решения данной задачи является разработка дисперсноупрочненных МКМ. Важным достоинством таких материалов являются их низкие плотность и стоимость, высокие характеристики. Кроме того, свойства таких материалов могут проектироваться заранее – под определенную задачу [1–4].

Первоначально интерес к данному МКМ возник в начале 80-х годов прошлого века как к материалу триботехнического назначения [5–8]. В настоящее время эти материалы находят широкое применение при изготовлении тормозных дисков для автомобилей и скоростных поездов, шатунов, головок блоков цилиндров и прочих изделий для ответственных трущихся сопряжений [9–12]. В концерне «Фольцваген» используют МКМ системы Al-SiC (матрица A359/20% SiC) при производстве тормозных барабанов. Такие производители, как Porsche (911 Boxster), Toyota (Celica), используют МКМ системы Al-SiC для производства локально упрочненных блоков ци-

линдров и поршней. В европейских скоростных поездах ICE при производстве тормозных дисков используют МКМ системы Al-SiC (матрица A359/20% SiC). Масса дисков составляет 74 кг, что на 38% легче аналогичных чугунных. Весовая экономия составляет 10 тонн на один поезд. Данную технологию внедряют в метрополитене г. Копенгаген [13]; есть данные об использовании таких дисков в японских скоростных поездах Shinkansen [13]. Проводились исследования фрикционных МКМ системы Al-SiC и в России. Так, в работах [14–17] показано, что по эксплуатационным, технологическим и финансовым показателям МКМ рассматриваемых систем превосходят материалы, традиционно используемые в аналогичных узлах, и могут являться их альтернативными заменителями.

В США данные МКМ находят все более широкое применение в изделиях авиационной техники. В настоящее время на двигателях производства фирмы Pratt-Whitney, устанавливаемых на Boeing 777, для статорных лопаток направляющего аппарата вентилятора вместо титановых сплавов используют МКМ системы Al-SiC, что привело к снижению массы лопаток на 30% по сравнению с традиционно используемыми титановыми. На фирме DWA Aluminium Composites Inc. совместно с

Lockheed Martin Corp. из данного материала изготавливают подфюзеляжный киль истребителя F-16 взамен ранее изготавливаемого из алюминиевого сплава, что привело к увеличению срока эксплуатации с 2000 до 8000 ч при снижении эксплуатационных расходов на 30% [18]. Для создания данных МКМ чаще всего применяются алюминиевые деформируемые сплавы 2xxx и 7xxx серий. Содержание армирующего компонента колеблется от 15 до 40% (для материалов конструкционного назначения – от 15 до 25%). Технология изготовления включает экструзию или прецизионную штамповку [18].

В данной работе исследована технология изготовления МКМ системы Al-SiC (сплав Д16 с 20, 30 и 40%-ным содержанием SiC), выбраны режимы обработки исходных порошков и изготовления полуфабрикатов. Определены механические свойства полученных МКМ (предел прочности при растяжении, модуль упругости, твердость).

Материалы и методы

Технологическая схема (рис. 1) изготовления МКМ включает: приготовление исходной шихты для механического легирования, просев материала через вибросито во избежание попадания в МКМ случайных крупных карбидов, механическое легирование шихты, брикетирование гранул с последующей экструзией на гидравлическом прессе.



Рис. 1. Технологическая схема изготовления МКМ

В качестве матричного сплава выбран порошок стареющего сплава Д16 (ГОСТ 4784) в отожженном состоянии с размером гранул $d=10$ мкм. В качестве армирующего компонента использован порошок карбида кремния зеленого цвета (ГОСТ 26327) с размером гранул $d=120$ мкм.

Смешивание исходных компонентов проводили в вибросмесителе СмВ-100 в атмосфере аргона.

Композиционные гранулы формируются в процессе высокоэнергетического смешивания исходных компонентов как результат пластического деформирования матричного сплава, разрушения оксидной пленки на частицах алюминиевой матрицы, а также разрушения частиц SiC и механического внедрения их осколков в матрицу. Подготовленную смесь порошков карбида кремния и алюминиевого сплава подвергали вибрационной обработке стальными шарами диаметром 5–8 мм. На поверхности стальных шаров образуется слой наклепанного материала, который растет до некоторой определенной толщины, когда с поверхности шара при очередном соударении друг с другом скалывается одна из наклепанных частиц, на ее место наклепывается другая и т. д. [19–22]. Эмпирическим путем установлено, что процесс образования плотных, хорошо сформированных частиц композиционных гранул практически полностью завершается после 30–50 ч обработки смеси. Причем продолжительность полного формирования частиц с содержанием карбида кремния 30% (объемн.) на 20–30% превышает продолжительность образования частиц композиционного материала, содержащего 20% (объемн.) карбида кремния.

Рентгеноспектральный анализ проводили на РЭМ Jeol JSM 6430F.

Плотность и пористость исследовали методом гидростатического взвешивания в соответствии с ГОСТ 2160–92.

Брикетирование и экструзию проводили на вертикальном гидравлическом прессе при температуре 470°C.

Пробоподготовку осуществляли на комплексе оборудования Struers.

Исследования микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Olympus. Для обработки изображения применяли программный пакет SIAMS. Замеры твердости осуществляли на твердомере фирмы Struers алмазной пирамидкой (метод Викерса) и посредством программного обеспечения автоматически переводили в значения НВ (по Бринеллю). Замеры твердости выполняли в виде серии измерений по поперечному (относительно направления экструзии) сечению образцов. Расстояние между отпечатками составляло ~5 размеров отпечатка. Для контроля корректности пересчитанных значений твердость также измеряли на стационарном твердомере ИТ 5010 по методу Бринелля.

Значения предела прочности при растяжении и модуля упругости определяли при испытании образцов на разрывной машине Instron 1195 по ГОСТ 4765–73, ОСТ 6-10-411–77 и ГОСТ 11262–80.

Результаты

При армировании алюминиевого сплава частицами карбида кремния отмечено, что в результате механического легирования наблюдается активное

Таблица 1

**Содержание фракции 0,4–2 мм в гранулах МКМ
в зависимости от продолжительности механического легирования**

Продолжительность обработки, ч	Содержание фракции SiC размером 0,4–2 мм, % (по массе)		
	40	30	20
25	11	15	25
45	19	41	67
50	45	63	65
60	61	64	67
80	62	61	65

Таблица 2

Плотность и пористость экструдированных заготовок

Условный номер образца	Содержание армирующей фазы SiC, % (объемн.)	Плотность, г/см ³		Пористость, %
		расчетная	экспериментальная	
1	20	2,86	2,85	0,49
2		2,86	2,85	0,52
3		2,86	2,84	0,45
4	30	2,90	2,89	0,55
5		2,90	2,89	0,52
6		2,90	2,89	0,55
7	40	2,94	2,81	4,68
8		2,94	2,80	4,85
9		2,94	2,83	4,05

дробление частиц SiC до размеров 0,1–0,2 мкм. Однако присутствуют и частицы исходного размера. С течением времени их количество уменьшается, но даже при продолжительности механического легирования порядка 60–70 ч наблюдаются отдельные частицы карбида кремния, не подвергшиеся разрушению.

Крупные гранулы МКМ представляют собой осколки наклепанного на поверхность вибросмесителя материала матрицы и содержат недостаточное количество армирующей фазы. Выбрана верхняя граница размера гранул – $d=2$ мм. Частицы крупнее 2 мм не допускались к следующему технологическому этапу и проходили повторную обработку в вибросмесителе.

Из данных табл. 1 видно, что для каждого процентного содержания армирующей фазы при достижении определенной продолжительности обработки рост содержания требуемой фракции прекращается и в дальнейшем не изменяется.

Проведен спектральный анализ полученных гранул, который позволил убедиться в том, что большая часть частиц действительно представляет собой композицию из частиц карбида кремния и матричного сплава (рис. 2).

Из композиционных гранул методом прямого прессования в закрытой матрице на гидравлическом прессе получены цилиндрические брикеты $\varnothing 100$ мм (высота брикетов варьировалась от 250 до 300 мм) для последующего проведения процесса экструзии. Поскольку в алюминиевой матрице находится упрочнитель в виде частиц SiC, который в свою очередь приводит к снижению деформационной способности матричного сплава, температуру деформации увеличили на 20–30°C по сравнению с рекомендуемой темпера-

турой деформации матричного сплава 450°C [22]. При этом важным технологическим параметром является скорость экструзии. В данной работе выбрана скорость экструзии 20 мм/с, зависящая от возможностей технологического оборудования (коэффициент вытяжки равен 16).

Данные о плотности и пористости экструдированных заготовок представлены в табл. 2.

Установлено, что плотность, полученная на образцах из МКМ с содержанием SiC 20, 30 и 40% (объемн.), находится в пределах 2,83–2,89 г/см³.

Пористость на образцах с содержанием SiC 20 и 30% (объемн.) не превышает 0,6%, однако у образцов с 40% (объемн.) SiC пористость увеличивается до ~4–5%. По-видимому, это связано с тем, что при повышении концентрации армирующей фазы в гранулах уменьшается пластичность МКМ, что при той же температуре брикетирования приводит к значительному увеличению пористости.

Установлено, что основная масса частиц карбида кремния в процессе механического легирования подверглась значительному измельчению. Встречаются отдельные, единичные частицы SiC, не подвергнутые измельчению (рис. 3).

На микроструктурах (рис. 4) заметны светлые зоны материала, расположенные вдоль направления экструзии. Анализ микроструктуры показал, что концентрация светлых областей на единицу поверхности и их поперечное сечение уменьшаются с увеличением содержания карбида кремния. Так, поперечное сечение светлых областей в микроструктуре МКМ с 20% (объемн.) SiC в среднем составляет 100–120 мкм, с 30% (объемн.) SiC: 60–70 мкм, с 40% (объемн.) SiC: 50 мкм. Твер-

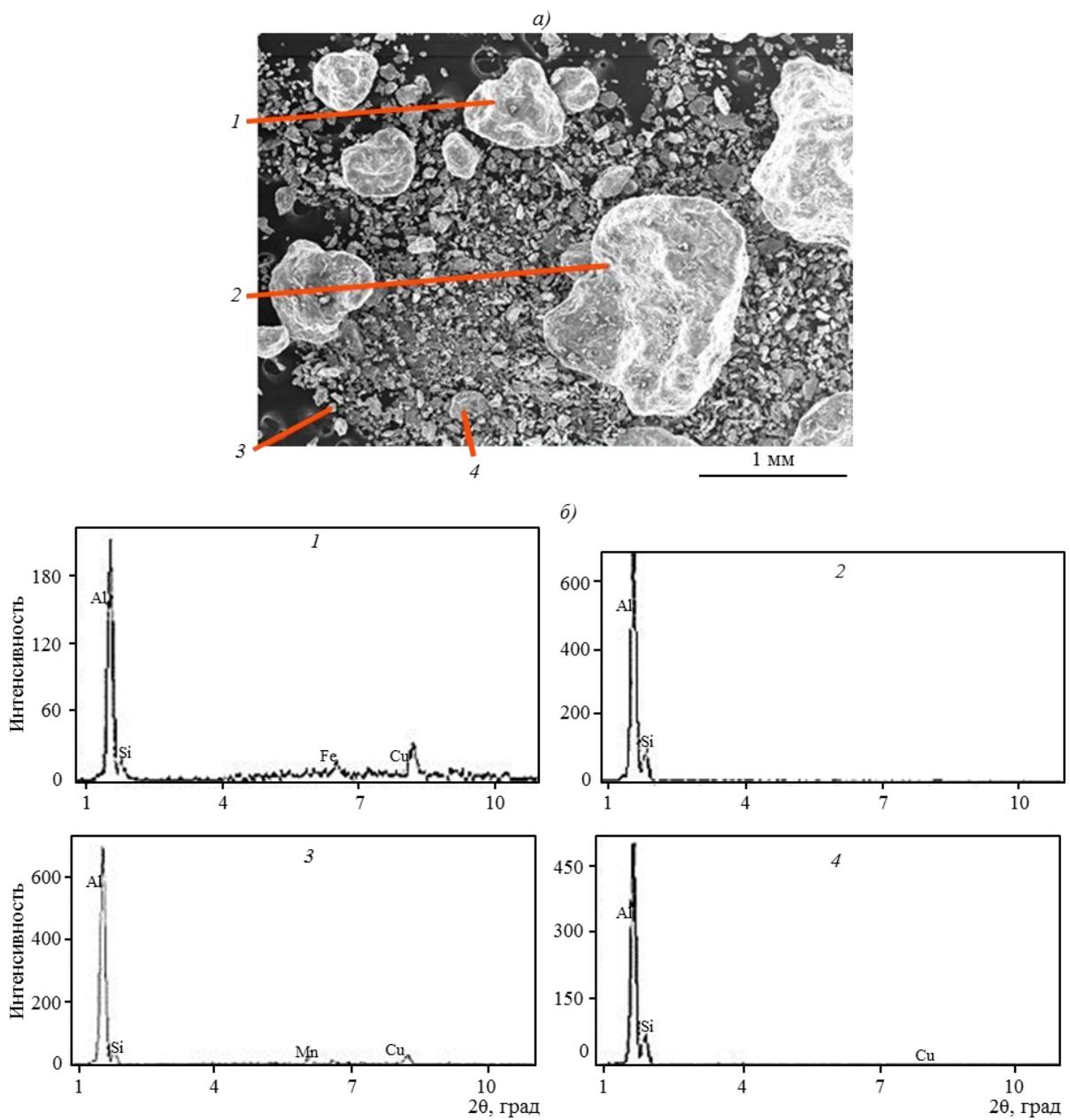


Рис. 2. Структура (а) и спектрометрия (б) композиционных гранул

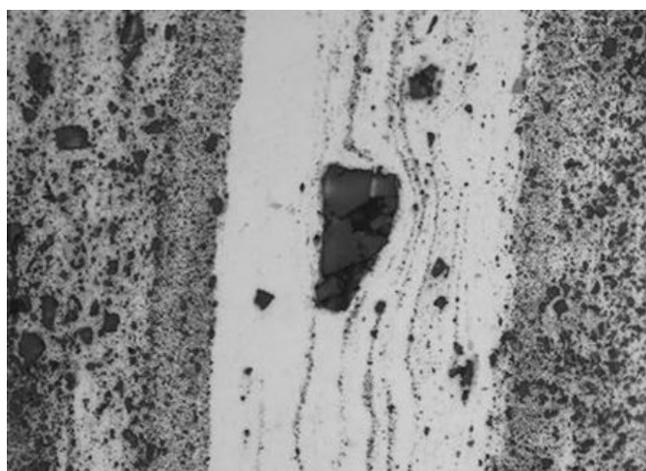


Рис. 3. Микроструктура полуфабриката МКМ системы Al-SiC вдоль направления экструзии при содержании армирующей фазы 20% (объемн.)

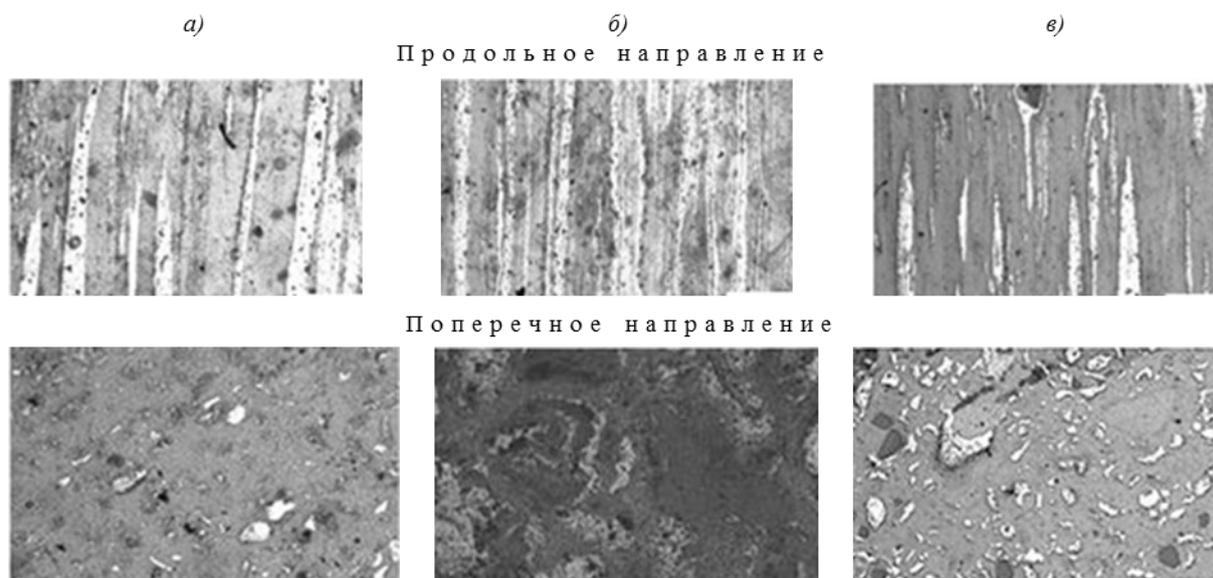


Рис. 4. Микроструктура ($\times 50$) полуфабриката МКМ системы Al-SiC перпендикулярно направлению экструзии при содержании армирующей фазы 20 (а), 30 (б) и 40% (объемн.) (в)

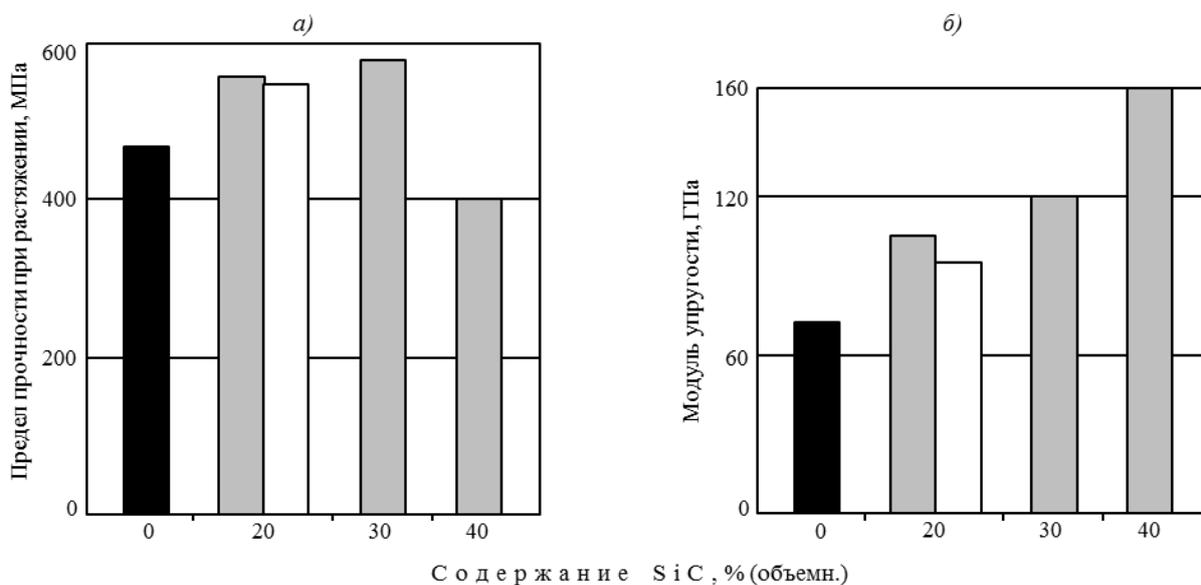


Рис. 5. Зависимость предела прочности при растяжении при комнатной температуре (а) и модуля упругости при температуре 300°C (б) от объемного содержания SiC: матричный сплав Д16-Т (■); МКМ системы Al-SiC (■); зарубежный аналог фирмы DWA Inc. (□)

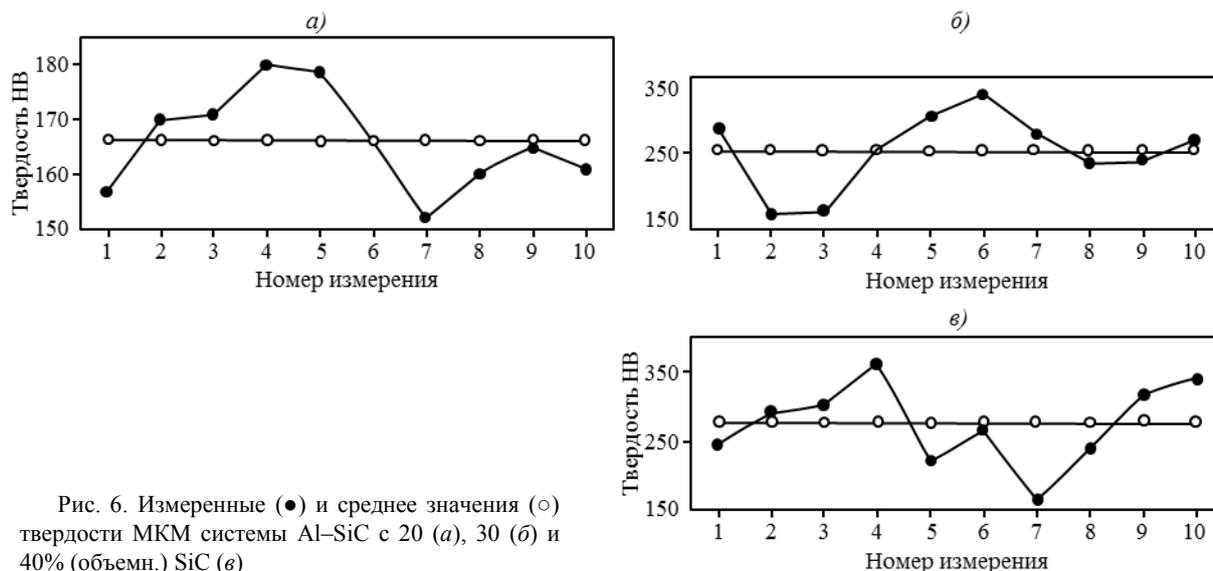


Рис. 6. Измеренные (●) и среднее значения (○) твердости МКМ системы Al-SiC с 20 (а), 30 (б) и 40% (объемн.) SiC (е)

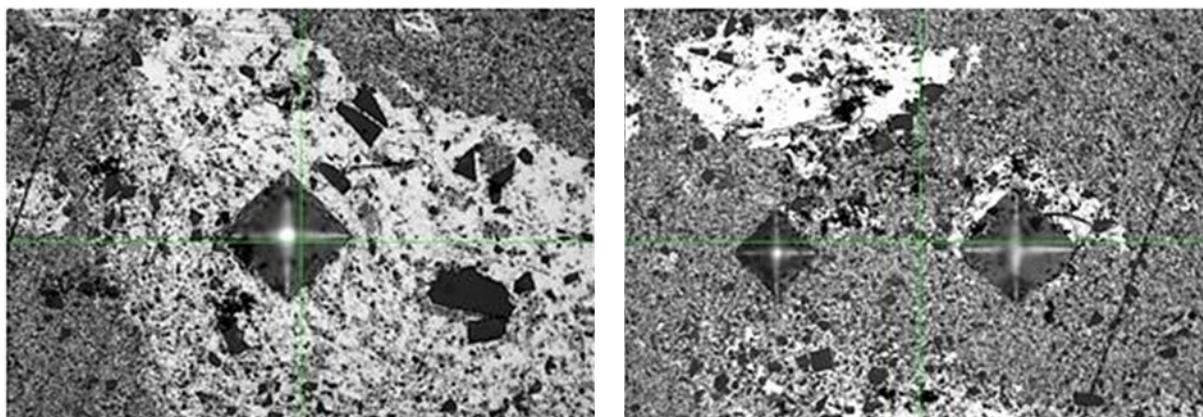


Рис. 7. Микроструктура ($\times 40$) отпечатков внедрения индентора в различные участки МКМ системы Al-SiC

дость данных участков значительно ниже (150 HV), чем у остального материала (от 170 до 250 HV в зависимости от содержания SiC) и не зависит от содержания карбида кремния. Вероятно, данные области представляют собой участки, обедненные упрочняющей фазой вследствие технологических особенностей получения МКМ.

Проведено исследование механических свойств образцов МКМ системы Al-SiC при 20 и 300°C (рис. 5). Для определения уровня механических свойств из заготовок изготовлены и испытаны образцы по ГОСТ 1497-84 и ГОСТ 9651-84.

Значение модуля упругости МКМ растет с увеличением содержания армирующей фазы. Предел прочности при растяжении материала незначительно увеличивается с ростом содержания карбида кремния с 20 до 30% и значительно уменьшается при дальнейшем росте содержания упрочнителя. Предел прочности при растяжении МКМ с 40% (объемн.) SiC составляет всего 400 МПа, что на 18% ниже прочности неупрочненного карбидом кремния матричного сплава. По-видимому, при насыщении армирующим компонентом матрицы 30-40% (объемн.) достигается

своеобразный предел упрочнения данного МКМ. Насыщение упрочняющим компонентом матрицы становится настолько велико, что матрица перестает нести нагрузку, частицы упрочнителя располагаются слишком близко и нагрузка передается сразу от частицы к частице, т. е. без участия материала матрицы [18]. Результаты измерения твердости представлены на рис. 6.

Чем больше содержание армирующей фазы в МКМ, тем значительно возрастает его твердость. С увеличением содержания SiC значительно увеличивается разброс значений твердости. Если разница между минимальным и максимальным значениями для МКМ системы Al-20% SiC составляет 25 ед., то для систем Al-30% SiC и Al-40% SiC: 123 и 140 ед. соответственно. Минимальные значения твердости (150-160) HV получены при внедрении индентора в светлые области микроструктуры (рис. 7).

Минимальные значения твердости практически одинаковы при всех содержаниях карбида кремния. Характерно, что наименьший разброс значений твердости получен в образцах с содержанием упрочняющей фазы 20% (объемн.)

Обсуждение и заключения

Исследованы основные технологические параметры изготовления МКМ на основе алюминиевого сплава, армированного частицами SiC, методом порошковой металлургии, отработаны и проанализированы все этапы получения МКМ. Установлено, что данная технология позволяет получить МКМ данной системы с различным содержанием армирующего компонента.

Изготовлен МКМ системы Al-SiC с 20, 30 и 40% (объемн.) SiC.

Проведен анализ структуры. Установлено, что основная масса частиц армирующего компонента в процессе механического легирования равномерно распределена в матрице. Конгломераты частиц карбида кремния не обнаружены. В исследуемом материале не обнаружено пор и трещин, что согласуется с данными, полученными методом гидростатического взвешивания. Граница раздела «матрица-упрочнитель» – без видимых дефектов: пор, трещин, расслоений.

ЛИТЕРАТУРА

1. 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.
2. 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.
3. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России //Металлы Евразии. 2012. №3. С. 10–15.
4. 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.
5. Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Ивахненко Ю.А., Балинова Ю.А. Перспективные армирующие высокотемпературные волокна для металлических и керамических композиционных материалов //Труды ВИАМ. 2013. №2. Ст. 05 (viam-works.ru).
6. Каблов Е.Н., Герасимов В.В., Висик Е.М., Демонис И.М. Роль направленной кристаллизации в ресурсосберегающей технологии производства деталей ГТД //Труды ВИАМ. 2013. №3. Ст. 01 (viam-works.ru).
7. Каблов Е.Н. Разработки ВИАМ для газотурбинных двигателей и установок //Крылья Родины. 2010. №4. С. 31–33.
8. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Базылева О.А. Материалы для высоконагруженных деталей газотурбинных двигателей //Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2011. №SP2. С. 13–19.
9. Шмотин Ю.Н., Старков Р.Ю., Данилов Д.В., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Новые материалы для перспективного двигателя ОАО «НПО „Сатурн”» //Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 6–8.
10. 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. №S. С. 373–380.
11. 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.
12. Курганова Ю.А. Разработка и применение дисперсноупрочненных алюмоматричных композиционных материалов в машиностроении. Автореф. дис. д.т.н. М. 2008. 22 с.
13. Metal Matrix composites (MMCs) from Space to Earth /In: Werkstoffe fur Transport und Verkehr Materials Day, ETH-Zurich, 18.05.2001.
14. The development of aluminum alloy composite brake disk for Shinkansen /In: 4-th Japan international SAMOE Symposium. 1995.
15. Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Болотова Л.К., Курганова Ю.А., Калашников И.Е., Катин И.В. Дисперсно-наполненные композиционные материалы для пар трения скольжения //Конструкции из КМ. 2007. №3. С. 38–48.
16. Курганова Ю.А., Губанова Н.В. Исследование механических свойств композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов /В сб. научных трудов Всероссийского совещания «Прогрессивные технологии и оборудование при обработке материалов давлением». Ульяновск. 2007. С. 52–55.
17. Курганова Ю.А., Байкалов К.О. Изменение свойств литых дисперсно-упрочненных композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов при термомеханической обработке /В сб. трудов III Международной науч.-практич. конф. «Исследование, разработка и применение высоких технологий в промышленности». СПб.: 2007. С. 167–168.
18. Курганова Ю.А. Универсальные триботехнические материалы на основе алюминиевых сплавов //Технология металлов. 2007. №8. С. 29–32.
19. Chawla N., Chawla K.K. Metal Matrix Composites /In: Springer Science+Business Media, Inc. 2006. P. 560.
20. Скаков Ю.А. Высокоэнергетическая холодная пластическая деформация, диффузия и механический синтез //МиТОМ. 2004. №4. С. 3–11.
21. Аксенов А.А., Филиппов А.Т., Золоторевский В.С. Формирование структуры дисперсноупрочненных композиционных материалов «алюминий-карбид кремния» //Известия вузов. Цветная металлургия. 1999. С. 39–45.
22. Алюминиевые сплавы. Производство полуфабрикатов из алюминиевых сплавов: Справочное руководство. М.: Металлургия. 1971. 496 с.