

Смирнов С.В., Крючков Д.И., Нестеренко А.В., Березин И.М., Вичужанин Д.И. Экспериментальное исследование кратковременной неустановившейся ползучести алюмоматричного композита в условиях одноосного сжатия // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2018. – № 4. – С. 98-105. DOI: 10.15593/perm.mech/2018.4.09

Smirnov S.V., Kryuchkov D.I., Nesterenko A.V., Berezin I.M., Vichuzhanin D.I. Experimental study of short-term transient creep of the Al/SiC metal-matrix composite under uniaxial compression. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2018, no. 4, pp. 98-105. DOI: 10.15593/perm.mech/2018.4.09



ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА

№ 4, 2018

PNRPU MECHANICS BULLETIN

<http://vestnik.pstu.ru/mechanics/about/inf/>



DOI: 10.15593/perm.mech/2018.4.09

УДК 669.715:539.376

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КРАТКОВРЕМЕННОЙ НЕУСТАНОВИВШЕЙСЯ ПОЛЗУЧЕСТИ АЛЮМОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА В УСЛОВИЯХ ОДНООСНОГО СЖАТИЯ

С.В. Смирнов, Д.И. Крючков, А.В. Нестеренко, И.М. Березин, Д.И. Вичужанин

Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук,
Екатеринбург, Россия

О СТАТЬЕ

Получена: 03 июля 2018 г.
Принята: 17 сентября 2018 г.
Опубликована: 28 декабря 2018 г.

Ключевые слова:

металломатричный композит, алюминиевый сплав, частицы SiC, пластическая деформация, высокая температура, неустановившаяся ползучесть, сверхпластическое течение, скорость деформации, степень деформации сдвига.

АННОТАЦИЯ

Приводятся результаты исследования деформационного поведения металломатричного композита (ММК) на основе алюминиевого сплава с 10% SiC в диапазоне температур испытаний 470–570 °С и давлении на образец в начальный момент времени 4,8 МПа. Испытания проводились в шахтной электропечи с использованием спроектированного и изготовленного устройства. В экспериментах осуществлялся нагрев образцов до фиксированной температуры (470, 500, 530 и 570 °С), а также обеспечивалась выдержка в течение определенного времени при одновременном воздействии постоянно действующей сжимающей осевой нагрузки. Приведены режимы нагрева образцов. Получены зависимости степени деформации сдвига и средней скорости деформации от времени выдержки и достигнутой температуры. Построена диаграмма изменения давления на заготовку в начальный и конечный момент времени для исследуемых температур. Во время нагрева, начиная с температуры 530 °С, за счет деформации образца наблюдается значительное снижение давления, которое продолжает снижаться при выдержке; например, после нагрева до 570 °С оно составляет около 40% от первоначального значения давления. Рассчитано, что за время нагрева средняя скорость деформации не превышала 0,0003 1/с. Обнаружено, что в исследуемом интервале температур, при полученном значении скорости деформации и давлении на заготовку, вероятно, проявляются механизмы сверхпластического течения. Результаты работы показывают возможность создания условий пластического деформирования ММК Al/SiC без разрушения со степенью деформации сдвига, достаточной для изготовления заготовок и сложных по форме изделий за одну технологическую операцию.

© ПНИПУ

© Смирнов Сергей Витальевич – д.т.н., зав. лаб., e-mail: smirnov.sergy@bk.ru, [id 0000-0002-2083-5377](https://orcid.org/0000-0002-2083-5377)

Крючков Денис Игоревич – к.т.н., н.с., e-mail: kru4koff@bk.ru, [id 0000-0001-8585-3544](https://orcid.org/0000-0001-8585-3544)

Нестеренко Антон Владимирович – к.т.н., с.н.с., e-mail: nav@imach.uran.ru, [id 0000-0002-7010-6260](https://orcid.org/0000-0002-7010-6260)

Березин Иван Михайлович – к.т.н., н.с., e-mail: berezin.e-mail@yandex.ru, [id 0000-0002-8674-3352](https://orcid.org/0000-0002-8674-3352)

Вичужанин Дмитрий Иванович – к.т.н., с.н.с., e-mail: mmm@imach.uran.ru, [id 0000-0002-6508-6859](https://orcid.org/0000-0002-6508-6859)

Sergey V. Smirnov – Doctor of Technical Sciences, Head of Laboratory, e-mail: smirnov.sergy@bk.ru, [id 0000-0002-2083-5377](https://orcid.org/0000-0002-2083-5377)

Denis I. Kryuchkov – CSc in Technical Sciences, Researcher, e-mail: kru4koff@bk.ru, [id 0000-0001-8585-3544](https://orcid.org/0000-0001-8585-3544)

Anton V. Nesterenko – CSc in Technical Sciences, Senior Researcher, e-mail: nav@imach.uran.ru,

[id 0000-0002-7010-6260](https://orcid.org/0000-0002-7010-6260)

Ivan M. Berezin – CSc in Technical Sciences, Researcher, e-mail: berezin.e-mail@yandex.ru,

[id 0000-0002-8674-3352](https://orcid.org/0000-0002-8674-3352)

Dmitrii I. Vichuzhanin – CSc in Technical Sciences, Senior Researcher, e-mail: mmm@imach.uran.ru,

[id 0000-0002-6508-6859](https://orcid.org/0000-0002-6508-6859)



Эта статья доступна в соответствии с условиями лицензии Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

EXPERIMENTAL STUDY OF SHORT-TERM TRANSIENT CREEP OF THE Al/SiC METAL-MATRIX COMPOSITE UNDER UNIAXIAL COMPRESSION

S.V. Smirnov, D.I. Kryuchkov, A.V. Nesterenko, I.M. Berezin, D.I. Vichuzhanin

Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 03 July 2018
Accepted: 17 September 2018
Published: 28 December 2018

Keywords:

metal matrix composite, aluminum alloy, SiC particles, plastic deformation, high temperature, unsteady creep, superplastic flow, strain rate, degree of shear strain

ABSTRACT

The article presents the study results of the deformation behavior of a metal matrix composite (MMC) based on an aluminum alloy with 10 % SiC at temperatures ranging between 470 and 570 °C under a pressure of 4.8 MPa on the sample at the initial time (before deformation). The tests were performed in a pit furnace with the use of a specially designed and manufactured device. In the experiments, the samples are heated to a fixed temperature (470, 500, 530 and 570 °C) and held for a certain time, with a simultaneous exposure to a constant compressive axial load. The heating modes are given. The dependences of the degree of shear strain and the average strain rate on the holding time and temperature are obtained. A diagram of the pressure on the workpiece at the initial and final times for the temperatures under study is plotted. During the heating, starting from 530 °C, due to the deformation of the sample, the pressure decreases significantly and continues to decrease during holding; for example, after heating to 570 °C, it is about 40 % of the initial pressure value. It has been calculated that, during the heating period, the average strain rate does not exceed 0.00031/s. It has been found that, in the studied temperature range, the mechanisms of superplastic flow are likely to appear at the obtained values of strain rate and pressure on the workpiece. The results show that it is possible to create conditions of plastic deformation SiC of the Al/SiC MMC without fracture, with the degree of shear strain sufficient to manufacture blanks and complex shaped products in one manufacturing operation.

© PNRPU

Введение

Технический прогресс в машиностроении неразрывно связан с внедрением новых материалов в производство. Повышение требований к эксплуатационным характеристикам конструкций и деталей приводит к необходимости использования композитных материалов, обладающих широким спектром и уникальным сочетанием технологических свойств, таких как высокая прочность, низкий удельный вес, коррозионная стойкость, износостойкость и др. К перспективным материалам в области аэрокосмического и автомобильного машиностроения можно отнести металломатричные композиты (ММК) на основе алюминиевой матрицы с наполнителем из SiC, так как они потенциально имеют высокие прочностные свойства при достаточно низкой стоимости [1].

Отличие химических, теплофизических и механических свойств составляющих ММК обуславливают сложное поведение материала в процессе пластической деформации. Например, для высоконаполненного алюмоматричного композита (АММК) с наполнителем из SiC при деформировании характерны сложный реологический характер и низкие пластические свойства [2]. В условиях растягивающих напряжений такие материалы, как правило, не позволяют подвергать их заметной пластической деформации без разрушения при обычных режимах процессов пластического формоизменения. В связи с этим актуальной научно-практической задачей является поиск возможностей обработки давлением таких материалов нестандартными способами. Например, в работе [3] описаны исследования процесса сверхпластического деформирования в режиме кратковре-

менной ползучести. При таком способе деформирования величина деформации к моменту разрушения существенно возрастает с одновременным снижением необходимых для деформирования нагрузок. Известно, что с повышением температуры выше половины от температуры плавления разница может достигать нескольких порядков.

Одним из перспективных технологических процессов является деформирование АММК в режиме кратковременной ползучести при повышенной температуре. Изучение этого процесса для АММК давно начато за рубежом. В работах [4–6] приводятся исследования влияния начального давления на начало пластического течения в диапазоне температур до 525 °C. В работе [7] анализируются факторы, влияющие на разрушение при ползучести алюминиевых сплавов и АММК 6061/15 %SiC. Работы [8, 9] посвящены исследованию влияния размеров и видов частиц наполнителя АММК на ползучесть в испытаниях на растяжение. В работах [10–12] экспериментальным путем определены кривые ползучести и построены зависимости минимальной скорости ползучести от давлений в начальный момент времени для композитов с матрицами из алюминиевых сплавов 6061 и 7005, содержащих в качестве наполнителя частицы Al₂O₃. Установлено, что при определенных термомеханических условиях нагружения АММК проявляют свойства сверхпластичности [13–16]. В этих работах показано, что АММК могут проявлять признаки сверхпластической деформации при достаточно больших скоростях деформации ($\geq 10^{-2} \text{ c}^{-1}$).

Сверхпластичность и, в частности, высокоскоростная сверхпластичность композитов имеют высокий потенциал практического применения [17]. Технология позволяет

реализовать процессы формоизменения анизотропных высокопрочных материалов, проявляющих хрупкое поведение при классических способах деформирования. В упомянутой работе для композита AA6013/20%SiC достигнута деформация 370% при одноосном растяжении со скоростью деформации 10^{-1} с^{-1} . Эти данные демонстрируют перспективность применения режимов деформирования в режиме кратковременной ползучести для изготовления полуфабрикатов сложной формы, требующих минимальной финишной механической обработки.

В ряде работ [18–20] установлено, что для достижения сверхпластической деформации температура процесса должна быть равна или несколько превышать температуру частичного подплавления на границах зерен матрицы и границах матрицы с упрочняющими частицами. Исследования, проведенные в [20] с помощью электронной микроскопии высокого разрешения, показали, что возникающая жидкая фаза должна составлять менее одного объемного процента, быть меньше 30 нанометров толщиной и быть равномерно распределена по объему композита. Большее количество жидкой фазы приводит к снижению межзеренной связи и дальнейшему макроразрушению. Авторы работы [21] также обращают внимание на то, что для проявления высокоскоростной сверхпластичности температура процесса должна соответствовать началу образования жидкой фазы; при повышении температуры до значения, при котором образование жидкой фазы заканчивается, сверхпластичность исчезает, поскольку увеличение количества жидкого металла приводит к ослаблению межзеренных связей и дальнейшему разрушению. Отмечается, что температура образования жидкой фазы одинаковых по составу композитов может отличаться из-за различий в морфологии и размерах упрочняющих частиц.

Большое количество исследований направлено на установление закономерностей поведения композитов при ползучести [22–25], поскольку наличие частиц второй фазы обуславливает существенные особенности механизмов деформирования. Построенные на основании экспериментальных исследований модели ползучести впоследствии находят применение при компьютерном моделировании процессов формоизменения.

Из вышесказанного можно сделать вывод, что проведение механических испытаний АММК в режиме ползучести необходимо для определения оптимальной с точки зрения проявления сверхпластического течения температуры. В дальнейшем также планируется использование массива экспериментальных данных для построения моделей ползучести исследованного композита.

Целью представленной работы являлось проведение экспериментальных исследований влияния кратковременной неустановившейся ползучести на деформируемость образцов из АММК. Данная задача обусловлена поиском альтернативных способов пластического формоизменения для изготовления полуфабрикатов и изделий конструкционного назначения с обеспечением требуемого уровня эксплуатационных свойств.

1. Материал и методика

В качестве объекта исследования использован АММК, имеющий матрицу из гранулированного высокопрочного алюминиевого сплава В95 системы Al–Zn–Mg–Cu следующего химического состава, в мас. %: 5–7 Zn, 1,8–2,8 Mg, 1,4–2 Cu, до 0,5 Fe, до 0,5 Si, 0,2–0,6 Mn, 0,1–0,25 Cr, до 0,05 Ni, до 0,05 Ti. В качестве наполнителя использованы частицы SiC в количестве 10% по массе. Исследование микроструктуры данного материала приведено в работе [26]. В представленной работе связь между размерными характеристиками структуры и деформируемостью не изучалась. В то же время необходимо отметить, что для проявления сверхпластического течения в режиме ползучести необходима стабильная при температуре деформации мелкозернистая структура с размером зерна не более 5 мкм [27].

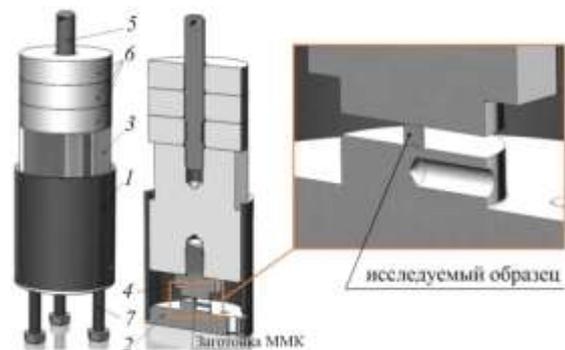


Рис. 1. Устройство для испытаний на высокотемпературную ползучесть: 1 – гильза; 2 – основание; 3 – груз; 4 – боек; 5 – шпилька; 6 – груз; 7 – регулировочные болты
Fig. 1. High temperature creep test device: 1 – case; 2 – base; 3 – load; 4 – peen; 5 – stud; 6 – load; 7 – adjusting bolts

Испытания проводились в условиях одноосного сжатия (осадки) на цилиндрических образцах диаметром 3 мм и высотой 3 мм в шахтной электропечи. Для реализации испытаний спроектировано и изготовлено устройство, схема которого показана на рис. 1. Устройство представляет собой гильзу, внутри которой помещался образец и груз. На торцы заготовки наносили графитовую смазку. Образец центрировался на рабочей поверхности основания при помощи конического выступа, расположенного на оси симметрии устройства. Давление на заготовку обеспечивалось грузом и в начальный момент времени составляло 4,8 МПа. Предварительно откалиброванное с помощью регулировочных болтов устройство с образцом вертикально помещали в холодную печь и нагревали до фиксированной температуры (470, 500, 530 и 570 °C), а также обеспечивали выдержку в течение определенного времени. Температуру нагрева образцов контролировали хромель-алюмелевой термопарой, установленной под образцом. Режим нагрева образцов показан на рис. 2. В конце испытания печь выключалась и образец извлекался. До и после испытаний образцы измерялись (высота, диаметры нижней и верхней поверхностей) с использованием микрометра и инструментального микроскопа. По геометрическим размерам определяли степень

деформации сдвига $\Lambda = \sqrt{3} \ln h_0/h$ и относительную деформацию образца $\varepsilon_z = (h_0 - h)/h_0$, где h_0 – начальная высота образца; h – конечная высота образца. Начальное давление на образец рассчитывалось как отношение веса груза к исходной площади образца. Температурный диапазон испытаний выбирали, опираясь на литературные данные о высокотемпературных испытаниях сплава 7075 [28], являющегося аналогом сплава В95.

Особенностью реализованной схемы испытаний было то, что деформация накапливается в условиях увеличивающейся температуры и снижающегося давления. На рис. 2 показан режим нагрева образцов с момента включения до выключения печи. Нагрев до требуемых температур осуществлялся по одинаковому закону, при этом скорость нагрева уменьшалась по мере увеличения температуры. На этапе выдержки присутствуют колебания температуры, не превышающие 20 °С.

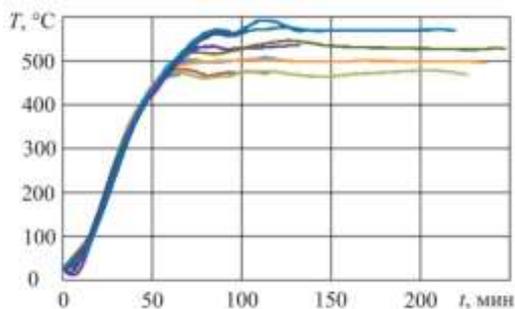


Рис. 2. Режим нагрева образцов
Fig. 2. The heating mode of the samples

Для исследуемых температур на рис. 3 построена диаграмма изменения давления на заготовку в начальный и конечный момент времени испытания.

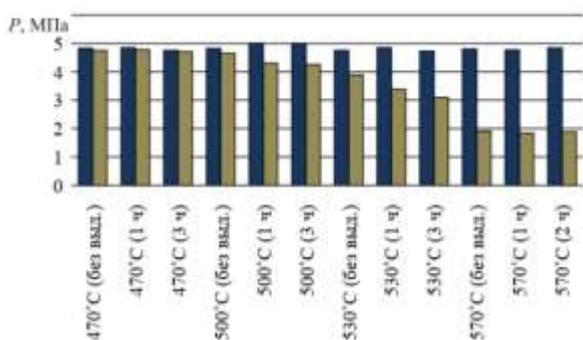


Рис. 3. Диаграмма изменения давления на заготовку в начальный и конечный момент времени для исследуемых температур
Fig. 3. The variation of pressure on the workpiece at the initial and final times for the temperatures under study

Как видно из диаграммы, изменение давления в значительной степени происходит за время нагрева и выдержки для температуры 530 °С. Это в первую очередь

связано с тем, что во время выдержки образец продолжает значительно деформироваться. Деформация протекает при снижении давления на 18 % после достижения температуры и продолжает снижаться после часа выдержки до 70 % от первоначального значения давления. При температуре 470 °С изменения давления практически не происходит. На 14 % меньше становится давление после выдержки в течение 1 часа при температуре 500 °С, и продолжает оставаться на том же уровне. Для температуры 570 °С давление изменилось в процессе ее достижения, причем значительно, и на протяжении выдержки составляет 39 % от первоначального значения.

2. Результаты и обсуждение

Методика испытаний предполагает, что деформирование образцов происходит за время нагрева до заданной температуры. Из табл. 1 видно, что достижение заданной температуры 470 °С происходило за 66 мин, до 570 °С образец нагревался в течение 104 мин. Для температур 470, 500 и 530 °С проведены испытания с выдержкой 1 и 3 ч, для температуры 570 °С – 1 и 2 ч. Результаты испытаний представлены в табл. 1 и на рис. 5.

На рис. 4, а представлено изменение степени деформации сдвига испытанных образцов в процессе испытаний. Видно, что выдержка после достижения температур 470, 500 и 570 °С незначительно влияет на итоговую степень деформации. Для температуры 470 °С рост деформации практически отсутствует. Выдержка в течение 1 ч при температуре 500 °С позволяет повысить степень деформации сдвига в 4 раза, с 0,07 до 0,31, однако дальнейшее увеличение времени выдержки при данной температуре практически не влияет на деформацию. Наибольший эффект влияния выдержки на степень деформации сдвига наблюдается при температуре 530 °С. Частичный прирост деформации происходит еще на стадии нагрева, но наибольшее ее увеличение приходится на время выдержки при постоянной температуре. При нагреве до температуры 570 °С наблюдается другая закономерность: значительная часть деформации образца ($\Lambda = 1,78$) накапливается на стадии нагрева, при выдержке прирост степени деформации незначителен.

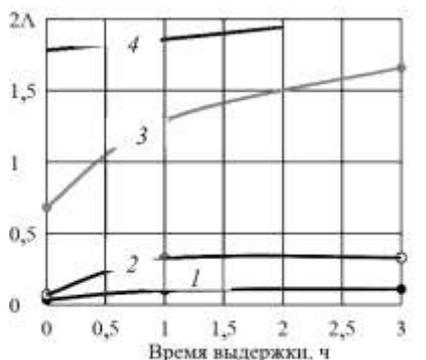
На рис. 4, б показано влияние времени выдержки на скорость деформации при различных режимах термического воздействия. Считали, что при нагреве до температуры 470 °С образец не претерпевает заметной пластической деформации. Поэтому расчет скорости деформации производили за время от достижения температуры 470 °С до момента извлечения образца. Средняя скорость деформирования не превышала 0,0003 1/с. Видно, что с ростом времени выдержки происходит уменьшение скорости деформации. При выдержке 2–3 ч и температурах 530 и 570 °С средняя скорость деформирования падает ниже уровня 0,00011/с. При этом значения скоростей деформации при температурах 530 и 570 °С совпадают при выдержке в 1 ч. Это объясняется тем, что достижение более высокой температуры требует больше времени, однако приводит к большей деформации. При температуре 470 и 500 °С средняя ско-

рость деформирования невысокая (за счет небольшой ито- говой деформации) и составляет менее $5 \cdot 10^{-5}$ 1/с.

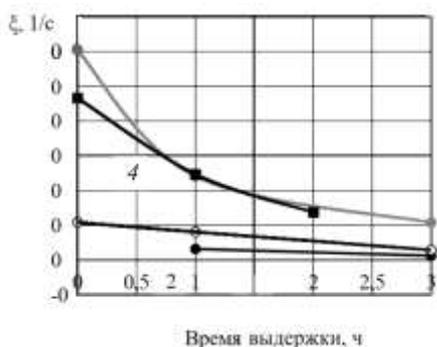
Результаты измерений образцов
The results of measurements of the samples

$T, ^\circ\text{C}$	$t_{\text{выд}}, \text{ч}$	$t_{\text{факт}}, \text{мин}$	$P_0, \text{МПа}$	$P, \text{МПа}$	$h_0, \text{мм}$	$h, \text{мм}$	Λ	$\varepsilon_s, \%$
470	–	66	4,83	4,75	3,05	2,99	0,03	1,97
	1	116	4,85	4,78	3,01	2,84	0,1	5,65
	3	227	4,75	4,71	3,02	2,84	0,11	5,96
500	–	70	4,82	4,65	3,01	2,89	0,07	3,99
	1	122	5	4,3	2,47	2,07	0,31	16,19
	3	238	4,98	4,26	2,94	2,43	0,33	17,35
530	–	78	4,75	3,89	3,01	2,03	0,68	32,56
	1	133	4,85	3,38	2,93	1,39	1,29	52,56
	3	248	4,73	3,09	2,97	1,14	1,66	61,62
570	–	104	4,81	1,91	3,05	1,09	1,78	64,26
	1	146	4,77	1,84	3,01	1,03	1,86	65,78
	2	220	4,84	1,88	3,01	0,98	1,94	67,44

Примечание: $t_{\text{выд}}$ – время выдержки (прочерк означает, что испытание проводили только до достижения нужной температуры), $t_{\text{факт}}$ – фактическое время каждого испытания, P_0 и P – давление в начальный и конечный момент испытания соответственно.



а



б

Рис. 4. Зависимость степени деформации сдвига от достигнутой температуры (а) и средней скорости деформации от времени нагрева (б)

Fig. 4. The temperature dependence of shear strain (а) and the heating time dependence of the average strain rate (б)

После испытаний образцы осматривались на наличие дефектов. На образцах после испытаний при температуре 570 °С на боковой поверхности наблюдались выделения капель застывшего расплавленного алюминия. Остальные образцы дефектов не имели. На рис. 5 в качестве примера представлены фотографии образцов до и после испытаний.

Проведенные эксперименты показывают, что деформирование исследованного композита в режиме

ползучести достаточно перспективно. Это доказывает сравнение достигаемой в режиме ползучести степени деформации с данными работы [29], где оценивали пластичность исследованного композита при температуре 570 °С при активном нагружении. В условиях, соответствующих испытаниям на осадку цилиндрического образца, разрушение происходило при степени деформации сдвига менее 0,5. В нашей работе при деформировании в режиме ползучести, как видно из табл. 1, достигнуто значение степени деформации сдвига от 1,78 до 1,94. При этом на поверхности испытанных образцов наблюдали капли расплавленного металла, но деформационные дефекты в виде пор и микротрещин визуально не обнаруживались.

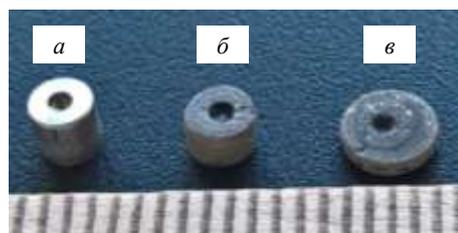


Рис. 5. Образцы: а – до деформации; б – после нагрева до 500 °С и времени выдержки 3 ч ($\Lambda = 0,33$); в – после нагрева 530 °С и времени выдержки 3 ч ($\Lambda = 1,66$)

Fig. 5. Samples: а – before deformation, б – after heating to 500 °С for 3 hours ($\Lambda = 0,33$), в – after heating to 530 °С for 3 hours ($\Lambda = 1,66$)

Наибольший интерес представляют результаты деформирования при нагреве до 530 °С. На рис. 4, а хорошо заметно, что материал интенсивно деформировался в процессе нагрева до заданной температуры, после чего 3-часовая выдержка при этой температуре позволила достичь степени деформации сдвига 1,66 без видимых признаков разрушения.

Для материала матрицы исследованного композита характерно проявление деформационного разупрочнения [28] при повышенных температурах и скоростях дефор-

мации 10^{-1} – 10^{-3} с⁻¹. Объяснения высоких деформационных свойств исследованного материала хорошо согласуются также с исследованиями механизмов сверхпластичности композитов [21], что позволяет предположить проявление в нашем случае зернограничного проскальзывания за счет подплавления матричного сплава. Интенсивное накопление деформации во время выдержки при 530 °С, наблюдаемое на рис. 4, подтверждает протекание релаксационных процессов в нагруженном композите. Данные работы [30], в которой исследовалось деформационное поведение низконаполненного композита с матрицей из сплава 7075 при осадке в полужидком состоянии, показывают, что при повышении температуры от 500 до 550 °С сопротивление деформации при заметной пластической деформации снижается с 20 до 5 МПа. Согласно результатам наших исследований (см. рис. 3), деформирование в режиме ползучести происходит при напряжениях от 3 до 4 МПа. Наблюдаемое снижение деформирующих напряжений в более упрочненном частицами SiC материале, по-видимому, связано с тем, что при ползучести в нем активируются энергетически выгодные направления скольжения.

Проведенные в представленном исследовании эксперименты позволяют определить условия процесса необходимые для реализации механизмов сверхпластичности композитного материала. Согласно выводам работ [16, 21] для реализации этих механизмов температура нагрева должна соответствовать началу появления жидкой фазы, что определяется не только составом композита, но в значительной степени морфологией и размерами структурных составляющих. Используемый в экспериментах режим непрерывного нагрева предварительно нагруженного композита позволяет достаточно точно определить начало интенсивного течения материала и скорость деформации в зависимости от режима термического воздействия.

С точки зрения технологического формоизменения интерес представляют дальнейшие исследования при температурах от 530 до 570 °С и увеличении напряжений. Актуальны исследования при схемах напряженного состояния с преобладанием в очаге деформации растягивающих напряжений.

Библиографический список

1. Коновалов А.В., Смирнов С.В. Современное состояние и направления исследований металлматричных композитов системы Al/SiC (Обзор) // Конструкции из композиционных материалов. – 2015. – № 1. – С. 30–35.
2. A fracture locus for a 50 volume-percent Al/SiC metal matrix composite at high temperature / S.V. Smirnov, D.I. Vichuzhanin, A.V. Nesterenko, N.B. Pugacheva, A.V. Konovalov // Int. J. Mater. Form. – 2017. – Vol. 10. – Iss. 5. – P. 831–843. DOI: 10.1007/s12289-016-1323-6
3. Соснин О.В., Горев Б.В., Любашевская И.В. Ползучесть в обработке металлов давлением // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2001. – № 9. – С. 169–176.
4. Gonzalez-Doncel G., Sherby O.D. High temperature creep behavior of metal matrix aluminum–SiC composites // Acta

Заключение

Проведены экспериментальные исследования АММК с содержанием частиц SiC 10% по массе. Образцы подвергались воздействию постоянно действующей сжимающей осевой нагрузки с одновременным нагревом до заданной температуры. Часть образцов после достижения заданной температуры выдерживалась под нагрузкой определенное время. В результате были реализованы условия неустановившейся ползучести. Результаты исследований показали возможность деформирования ММК до степеней деформации, достаточных для производства заготовок или готовых изделий. В условиях одноосного сжатия образцы из АММК B95/10% SiC деформировались без разрушения. Для выбранных условий испытания, в которых обеспечивался одинаковый режим нагрева образцов, установлено, что при нагреве до температуры 530 °С, в зависимости от времени выдержки, накопленная степень деформации сдвига интенсивно росла и составляла от 0,68 до 1,66. В результате показано, что для дальнейшего поиска оптимальных термомеханических условий деформирования АММК B95/10% SiC в режиме высокотемпературной ползучести диапазон температур составляет (530±20) °С.

Благодарность

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 14-19-01358. При проведении испытаний использовалось оборудование ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

Acknowledgment

This work was supported by the grant of the Russian Science Foundation No. 14-19-01358. During the tests the equipment of the Plastometry Center of Collective Use of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences was used.

Metall. Mater. – 1993. – Vol. 41. – Iss. 10. – P. 2797–2805. DOI: 10.1016/0956-7151(93)90094-9

5. Mohamed F.A., Park K.T., Lavernia E.J. Creep behavior of discontinuous SiC Al composites // Mater. Sci. Eng. A. – 1992. – Vol. 150. – Iss. 1. – P. 21–35. DOI: 10.1016/0921-5093(90)90004-M

6. Park K.T., Lavernia E.J., Mohamed F.A. High temperature creep of silicon carbide particulate reinforced aluminum // Acta Metall. Mater. – 1990. – Vol. 38. – Iss. 11. – P. 2149–2159. DOI: 10.1016/0956-7151(90)90082-R

7. Fernandez R., Gonzalez-Doncel G. Understanding the creep fracture behavior of aluminum alloys and aluminum alloy metal matrix composites // Materials Science and Engineering A. – 2011. – Vol. 528. – Iss. 28. – P. 8218–8225. DOI: 10.1016/j.msea.2011.07.027

8. Tjong S.C., Ma Z.Y. The high-temperature creep behaviour of aluminium-matrix composites reinforced with SiC, Al₂O₃ and TiB₂

particles // *Composites Science and Technology*. – 1997. – Vol. 57. – Iss. 6. – P. 697–702. DOI: 10.1016/S0266-3538(97)00029-8

9. Tjong S.C., Ma Z.Y. High-temperature behaviour of powder-metallurgy aluminium composites reinforced with SiC particles of various sizes // *Composites Science and Technology*. – 1999. – Vol. 59. – Iss. 7. – P. 1117–1125. DOI: 10.1016/S0266-3538(98)00151-1

10. Li Y., Langdon T.G. Creep behaviour of an Al-6061 metal matrix composite reinforced with alumina particulates // *Acta Materialia*. – 1997. – Vol. 45. – Iss. 11. – P. 4797–806. DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00132-8

11. Li Y., Langdon T.G. Creep behaviour of a reinforced Al-7005 alloy: implications for the creep processes in metal matrix composites // *Acta Materialia*. – 1998. – Vol. 46. – Iss. 4. – P. 1143–1155. DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00320-0

12. The effect of second phase on the creep deformation of 6061Al matrix composites / N. Matsuda, J. Akaike, K. Hongo, K. Matsuura // *Materials Science and Engineering: A*. – 1997. – Vol. 234–236. – P. 751–754. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00255-4

13. Bieler T.R., Mishra R.S., Mukherjee A.K. High-strain-rate superplasticity in aluminum-matrix composites // *JOM*. – 1996. – Vol. 48. – Iss. 2. – P. 52–57. DOI: 10.1007/BF03221384

14. Kaibyshev R., Kazyhanov V., Bampton C.C. Superplastic deformation of the 2009-15%SiCW composite // *Key Engineering Materials*. – 1997. – Vol. 127–131. – No. 2. – P. 953–960.

15. Han B.Q., Chan K.C. High-strain-rate superplasticity of an AL2009-SiCW composite // *Journal of Materials Science Letters*. – 1997. – Vol. 16. – Iss. 10. – P. 827–829. DOI: 10.1023/A:1018586610298

16. Bin Z.L., Jintao H., Yanwen W. Plastic working and superplasticity in aluminium-matrix composites reinforced with SiC particulates // *J. Mater Process Technol*. – 1998. – Vol. 84. – Iss. 1–3. – P. 271–273. DOI: 10.1016/S0924-0136(98)00233-7

17. Ceschini L., Morri A., Orzi L. High strain rate superplasticity in aluminium matrix composites // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part L Journal of Materials Design and Applications*. – 2002. – Vol. 216. – No. 1. – P. 43–48.

18. Mishra R.S., Bieler T.R., Mukherjee A.K. Mechanism of high strain rate superplasticity in aluminium alloy composites // *Acta Mater*. – 1997. – Vol. 45. – Iss. 2. – P. 561–568. DOI: 10.1016/S1359-6454(96)00194-2

19. Iwasaki H., Mabuchi M., Higashi K. The role of liquid phase in cavitation in a Si₃N₄/Al–Mg–Si composite exhibiting high-strain-rate superplasticity // *Acta Mater*. – 1997. – Vol. 45. – Iss. 7. – P. 2759–2764. DOI: 10.1016/S1359-6454(96)00404-1

20. Mabuchi M., Iwasaki H., Higashi K. An Investigation of shear deformation in a semi-solid state of a high strain rate superplastic Si₃N₄/Al–Mg–Si composite // *Acta Mater*. – 1998. – Vol. 46. – Iss. 15. – P. 5335–5343. DOI: 10.1016/S1359-6454(98)00223-7

21. Higashi K., Mabuchi M. Critical aspects of high strain rate superplasticity // *Mater. Sci. Forum*. – 1997. – Vol. 243–245. – P. 267–276. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.243-245.267

22. The role of partial melting on superplasticity of Si₃N₄/Al–Cu–Mg composite / H.G. Jeong, K. Higara, M. Mabuchi, K. Higashi // *Scr. Mater*. – 2000. – Vol. 42. – Iss. 5. – P. 479–485. DOI: 10.1016/S1359-6462(99)00375-9

23. Li Y., Langdon T.G. Fundamental aspects of creep in metal matrix composites // *Metall and Mat Trans A*. – 1999. – Vol. 30. – Iss. 2. – P. 315–324. DOI: 10.1007/s11661-999-0320-5

24. Li Y., Langdon T.G. An examination of a substructure-invariant model for the creep of metal matrix composites // *Materials Science and Engineering: A*. – 1999. – Vol. 265. – Iss. 1–2. – P. 276–284. DOI: 10.1016/S0921-5093(98)01131-9

25. Evangelista E., Spigarelli S. Constitutive equations for creep and plasticity of aluminum alloys produced by powder metallurgy and aluminum-based metal matrix composites // *Metall. and Mat Trans A*. – 2002. – Vol. 33. – Iss. 2. – P. 373–381. DOI: 10.1007/s11661-002-0098-1

26. Structure and thermophysical properties of aluminum-matrix composites / N.B. Pugacheva, N.S. Michurov, E.I. Senaeva, T.M. Bykova // *Physics of Metals and Metallography*. – 2016. – Vol. 117. – Iss. 11. – P. 1144–1151. DOI: 10.1134/S0031918X16110119

27. Higashi K. High strain rate superplasticity in Japan // *Materials Science Forum*. – 2000. – Vol. 331–337. – P. 57–70. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.331-337.57

28. An investigation into the hot deformation characteristics of 7075 aluminum alloy / M.R. Rokni, A. Zarei-Hanzaki, A. Roostaei Ali, H.R. Abedi // *Materials and Design*. – 2011. – Vol. 32. – Iss. 4. – P. 2339–2344. DOI: 10.1016/j.matdes.2010.12.047

29. Диаграмма предельной пластичности металломатричного композита B95/SiC с содержанием частиц SiC 10 об.% при околосolidusной температуре / Д.И. Вичужанин, С.В. Смирнов, А.В. Нестеренко, А.С. Игумнов // *Письма о материалах*. – 2018. – Т. 8, № 1. – С. 88–93. DOI: 10.22226/2410-3535-2018-1-88-93

30. Jiang J., Chen G., Wang Y. Compression Mechanical Behaviour of 7075 Aluminium Matrix Composite Reinforced with Nano-sized SiC Particles in Semisolid State // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2016. – Vol. 32. – Iss. 11. – P. 1197–1203. DOI: 10.1016/j.jmst.2016.01.015

References

1. Konovalov, A.V., Smirnov, S.V. Sovremennoe sostoianie i napravleniia issledovaniia metallomatrichnykh kompozitov sistemy Al/SiC (Obzor) [Modern State and direction of Researches of Al/SiC metal matrix composites (Review)]. *Konstruktivnii iz kompozitsionnykh materialov*, 2015, no. 1 (137), pp. 30–35.

2. Smirnov, S.V., Vichuzhanin, D.I., Nesterenko, A.V., Pugacheva, N.B., Konovalov, A.V. A fracture locus for a 50 volume-percent Al/SiC metal matrix composite at high temperature, 2017, *Int J Mater Form.*, 10 (5), pp. 831–843. DOI: 10.1007/s12289-016-1323-6

3. Sosnin O.V., Gorev B.V., Liubashevskaja I.V. Creep in the processing of metals by pressure. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2001, no. 9, pp. 169–176

4. Gonzalez-Doncel, G., Sherby, O.D. High temperature creep behavior of metal matrix aluminum–SiC composites, 1993,

Acta Metall. Mater., 41 (10), pp. 2797–2805. DOI: 10.1016/0956-7151(93)90094-9

5. Mohamed, F.A., Park, K.T., Lavernia, E.J. Creep behavior of discontinuous SiC Al composites. *Mater. Sci. Eng. A*, 1992, 150(1), pp. 21–35. DOI: 10.1016/0921-5093(90)90004-M

6. Park, K.T., Lavernia, E.J., Mohamed, F.A. High temperature creep of silicon carbide particulate reinforced aluminum. *Acta Metall. Mater*, 1990, 38 (11), pp. 2149–2159. DOI: 10.1016/0956-7151(90)90082-R

7. Fernandez, R., Gonzalez-Doncel, G. Understanding the creep fracture behavior of aluminum alloys and aluminum alloy metal matrix composites. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 528 (28), pp. 8218–8225. DOI: 10.1016/j.msea.2011.07.027

8. Tjong, S.C., Ma, Z.Y. The high-temperature creep behavior of aluminium-matrix composites reinforced with SiC, Al₂O₃

- and TiB₂ particles. *Composites Science and Technology*, 1997, 57(6), pp. 697-702. DOI: 10.1016/S0266-3538(97)00029-8
9. Tjong, S.C., Ma, Z.Y. High-temperature behaviour of powder-metallurgy aluminium composites reinforced with SiC particles of various sizes, 1999, *Composites Science and Technology*, 59 (7), pp. 1117-1125. DOI: 10.1016/S0266-3538(98)00151-1
 10. Li Y., Langdon T.G. Creep behaviour of an Al-6061 metal matrix composite reinforced with alumina particulates. *Acta Materialia*, 1997, 45 (11), pp. 4797-806. DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00132-8
 11. Li, Y., Langdon, T.G. Creep behaviour of a reinforced Al-7005 alloy: implications for the creep processes in metal matrix composites. *Acta Materialia*, 1998, 46 (4), pp. 1143-1155. DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00320-0
 12. Matsuda, N., Akaike, J, Hongo, K, Matsuura K. The effect of second phase on the creep deformation of 6061Al matrix composites. *Materials Science and Engineering: A*, 1997, 234-236, pp. 751-754. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00255-4
 13. Bieler, T.R., Mishra, R.S., Mukherjee, A.K. High-strain-rate superplasticity in aluminum-matrix composites. *JOM*, 1996, 48 (2), pp. 52-57. DOI: 10.1007/BF03221384
 14. Kaibyshev R., Kazyhanov V., Bampton C.C. Superplastic deformation of the 2009-15%SiCw composite. *Key Engineering Materials*, 1997, vol. 127-131, no. 2, pp. 953-960
 15. Han, B.Q., Chan, K.C. High-strain-rate superplasticity of an AL2009-SiCw composite, *Journal of Materials Science Letters*, 1997, 16 (10), pp. 827-829. DOI: 10.1023/A:1018586610298
 16. Bin, Z.L., Jintao, H., Yanwen, W. Plastic working and superplasticity in aluminium-matrix composites reinforced with SiC particulates. *J. Mater Process Technol.*, 1998, 84 (1-3), pp. 271-273. DOI: 10.1016/S0924-0136(98)00233-7
 17. Ceschini L., Morri A., Orazi L. High strain rate superplasticity in aluminium matrix composites. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part L Journal of Materials Design and Applications*, 2002, vol. 216, no. 1, pp. 43-48
 18. Mishra, R.S., Bieler, T.R., Mukherjee, A.K. Mechanism of high strain rate superplasticity in aluminium alloy composites. *Acta Mater.*, 1997, 45 (2), pp. 561-568. DOI: 10.1016/S1359-6454(96)00194-2
 19. Iwasaki, H., Mabuchi, M., Higashi, K. The role of liquid phase in cavitation in a Si₃N₄p/Al-Mg-Si composite exhibiting high-strain-rate superplasticity. *Acta Mater.*, 1997, 45 (7), pp. 2759-2764. DOI: 10.1016/S1359-6454(96)00404-1
 20. Mabuchi, M., Iwasaki, H., Higashi, K. An Investigation of shear deformation in a semi-solid state of a high strain rate superplastic Si₃N₄p/Al-Mg-Si composite. *Acta Mater.* 1998, 46(15), pp. 5335-5343. DOI: 10.1016/S1359-6454(98)00223-7
 21. Higashi, K., Mabuchi, M. Critical aspects of high strain rate superplasticity. *Mater. Sci. Forum.*, 1997, 243-245, pp. 267-276. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.243-245.267
 22. Jeong, H.G., Higura, K., Mabuchi, M., Higashi, K. The role of partial melting on superplasticity of Si₃N₄p/Al-Cu-Mg composite. *Scr. Mater.*, 2000, 42 (5), pp. 479-485. DOI: 10.1016/S1359-6462(99)00375-9
 23. Li, Y., Langdon, T.G. Fundamental aspects of creep in metal matrix composites. *Metall and Mat Trans A*, 1999, 30(2), pp. 315-324. DOI:10.1007/s11661-999-0320-5
 24. Li, Y., Langdon, T.G. An examination of a substructure-invariant model for the creep of metal matrix composites. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 265 (1-2), pp. 276-284. DOI:10.1016/S0921-5093(98)01131-9
 25. Evangelista, E., Spigarelli, S. Constitutive equations for creep and plasticity of aluminum alloys produced by powder metallurgy and aluminum-based metal matrix composites, *Metall and Mat Trans A*, 2002, 33 (2), pp. 373-381. DOI:10.1007/s11661-002-0098-1
 26. Pugacheva, N.B., Michurov, N.S., Senaeva, E.I., Bykova, T.M. Structure and thermophysical properties of aluminum-matrix composites. *Physics of Metals and Metallography*, 2016, 117 (11), pp. 1144-1151. DOI: 10.1134/S0031918X16110119
 27. Higashi, K. High strain rate superplasticity in Japan. *Materials Science Forum*, 2000, 331-337, pp. 57-70. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.331-337.57
 28. Rokni, M.R., Zarei-Hanzaki, A., Roostaei Ali, A., Abedi, H.R. An investigation into the hot deformation characteristics of 7075 aluminum alloy. *Materials and Design*, 2011, 32 (4), pp. 2339-2344. DOI: 10.1016/j.matdes.2010.12.047
 29. Vichuzhanin, D.I., Smirnov, S.V., Nesterenko, A.V., Igumnov, A.S. A fracture locus for a 10 volume-percent B95/SiC metal matrix composite at the near-solidus temperature. *Letters on Materials*, 2018, 8 (1), pp. 88-93. DOI: 10.22226/2410-3535-2018-1-88-93
 30. Jiang, J., Chen, G., Wang, Y. Compression Mechanical Behaviour of 7075 Aluminium Matrix Composite Reinforced with Nano-sized SiC Particles in Semisolid State. *Journal of Materials Science & Technology*, 2016, 32 (11), pp. 1197-1203. DOI: 10.1016/j.jmst.2016.01.015