Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2020 Том 22 № 2 с. 130–157
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-130-157

Обработка металлов
(технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Обзор экспериментальных исследований деформационного поведения алюматричных композиционных материалов, дискретно упрочненных карбидом кремния, в состоянии высокотемпературной сверхпластичности и при ползучести

Денис Крючков [a, *], *Антон Нестеренко* [b]

Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

[a] https://orcid.org/0000-0001-8585-3544, kru4koff@bk.ru, [b] https://orcid.org/0000-0002-7010-6260, nav@imach.uran.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.018.9:620.17

История статьи:
Поступила: 06 мая 2019
Рецензирование: 13 марта 2020
Принята к печати: 14 мая 2020
Доступно онлайн: 15 июня 2020

Ключевые слова:
Алюматричные композитные материалы
Деформирование
Высокотемпературная ползучесть
Сверхпластическая деформация

Финансирование
Работа выполнена в рамках программы ФНИ государственных академий наук на 2013-2020 годы по теме № 0391-2019-0005 «Разработка научных основ проектирования оптимальных технологий пластического формоизменения металлических материалов с гарантированным уровнем сплошности и физико-механических свойств».

АННОТАЦИЯ

Современные тенденции развития композиционных материалов на основе сплавов алюминия, дискретно упрочнённых SiC, нацелены на конструкционное применение, в том числе при высоких температурах. Изготовление деталей с использованием процессов ОМД позволяет минимизировать финишную обработку заготовок, при которой происходит быстрый износ режущего инструмента. Однако необходимо повышать пластичность алюматричных композитных материалов предварительной деформационно-термической обработкой. После такой обработки при определенных термомеханических условиях композиты могут проявлять признаки сверхпластичности. Важно также иметь возможность прогнозирования, как внешние воздействия (высокая температура и давление) будут влиять на деформационное поведение композитов в процессе эксплуатации. Поэтому неотъемлемой частью оценки деформационных свойств композитных материалов, предназначенных для продолжительной службы, является проведение испытаний на ползучесть. В то же время совместное рассмотрение результатов испытаний на одноосное растяжение в условиях ползучести и сверхпластичности расширяет картину деформационного поведения композитных материалов в широком диапазоне вариантов температурно-скоростного воздействия. **Цель работы:** проведение сравнительного анализа результатов опубликованных исследований о деформационном поведении алюматричных композитных материалов, дискретно армированных карбидом кремния при проявлении состояния сверхпластичности и в условиях высокотемпературной ползучести. **В работе приводятся** результаты опубликованных исследований композитных материалов с матрицами на основе следующих марок алюминиевых сплавов: Al2009, Al2014, Al2024, Al2124, Al6013, Al6061, Al6063, Al6090, Al8009, Al8090, IN9021. Рассматривается деформирование алюматричных композиционных материалов в состоянии сверхпластичности и в условиях высокотемпературной ползучести. **Результаты и обсуждение.** Литературный обзор показывает, что сверхпластическая деформация в основном проявляется при скоростях деформации более 10^{-2} $с^{-1}$. При этом величина максимального удлинения достигает пределов от 200 до 450 %. Самое высокое значение удлинения образцов 685 % получено при скорости $5 \cdot 10^{-4}$ $с^{-1}$ для материала Al2024 /10SiCp. В ряде работ установлено, что для достижения сверхпластической деформации температура процесса должна быть равна или несколько превышать температуру частичного расплавления матрицы на границах зерен матрицы и границах матрицы с упрочняющими частицами. Наиболее хорошо изучены композитные материалы с матрицами на основе следующих систем легирования: Al-Mg-Cu (Al2124), Al-Mg-Si (Al6061), Al-Fe-V-Si (Al8009). Среди факторов, наиболее существенно влияющих на деформационное поведение алюматричных композитов при ползучести, можно отметить: технологию первичного получения композитного материала, предварительную деформационно-термическую обработку, химический состав матричного сплава, а также тип и размер упрочняющей фазы. Отмечены исследования по изучению влияния температурных колебаний на деформационное поведение в процессе эксплуатации в нестационарных условиях ползучести при изменении давления. Собранные данные показывают, что при определенных условиях термоциклирования и низких приложенных давлениях композиционные материалы проявляют склонность к большим степеням деформации, что может быть перспективно для разработки технологии изготовления заготовок и изделий.

Для цитирования: *Крючков Д.И., Нестеренко А.В.* Обзор экспериментальных исследований деформационного поведения алюматричных композиционных материалов, дискретно упрочненных карбидом кремния, в состоянии высокотемпературной сверхпластичности и при ползучести // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 2. – С. 130–157. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-130-157.

***Адрес для переписки**
Крючков Денис Игоревич., к.т.н., н.с.
Институт машиноведения УрО РАН,
ул. Комсомольская, 34,
620049, г. Екатеринбург, Россия
Тел.: 8 (343) 374-50-51, **e-mail:** kru4koff@bk.ru

Введение

Интерес к композитам, имеющим матрицу на основе сплава алюминия с дискретным армированием в виде частиц (в зарубежной литературе принято называть particulates) или коротких волокон «усов» (whiskers) из карбида кремния, постоянно возрастает, в том числе в связи с применением их в качестве конструкционных материалов. Причина армирования карбидом кремния сплавов алюминия связана с возможностью повышения предела прочности, модуля упругости, износостойкости и уменьшения коэффициента теплового расширения. Выбор алюмоматричных композитных материалов, подходящих для применения в той или иной сфере, во многом зависит от технологии получения такого композитного материала, используемого матричного сплава, процентного содержания и типа армирующей фазы, а также проведения дополнительной термо/деформационно-термической обработки, влияющих на теплофизические и механические свойства [1–7]. Достаточно полная информация о сферах применения, способах производства материалов подробно изложена в работе Miracle D.B. [8]. Можно выделить две принципиально разные технологии изготовления композитных заготовок: жидкофазную и порошковую. При добавлении частиц в расплав верхний предел объемного содержания частиц обычно составляет около 20 %, поскольку при таком содержании армирующей фазы достигается максимальная прочность более 500 МПа и модуль Юнга 100 ГПа. Для формованных материалов из порошков предел содержания частиц составляет приблизительно 13…15 об.% [9]. После перемешивания и спекания между частицами SiC и гранулами матричного сплава, как правило, формируются слабые внутренние адгезионные связи, что приводит к низкой пластичности композитного материала [10]. Последующая термообработка приводит к повышению значений твердости за счет снижения пористости, а старение дополнительно увеличивает эти значения [11]. Однако термообработка принципиально не меняет структуру материала и тем самым не улучшает деформируемость [12]. Тем не менее использование специальных сплавов и применение дополнительной деформационной обработки позволяет получить мелкозернистую структуру матрицы, вследствие чего достигаются высокая прочность (до 760 МПа) и модуль Юнга (до 125 ГПа), а также снижается коэффициент линейного расширения (примерно до $17 \cdot 10^{-6}$ °C $^{-1}$) [9]. В работе [13] также отмечено, что использование метода порошковой металлургии обеспечивает хорошую смачиваемость между матрицей и армирующими частицами и предотвращает образование любых нежелательных фаз.

Современные тенденции развития композиционных материалов на основе сплавов алюминия, дискретно упрочненных SiC, и их применение в промышленности обусловливают потребность углубления знаний об эксплуатационной пригодности и открытие возможных инноваций в технологических процессах изготовления изделий [14]. Стремление к распространению алюмоматричных композитов в качестве конструкционных материалов привело к необходимости изучения их деформационного поведения в широком диапазоне температур. Данная тематика исследований обусловлена комплексом причин, касающихся как стадии изготовления деталей, так и их эксплуатации. Процессы обработки давлением алюмоматричных композитов позволяют минимизировать финишную обработку заготовок, при которой происходит быстрый износ режущего инструмента. Кроме того, правильно назначенные термомеханические режимы обработки давлением позволяют существенно изменять структуру материала, что приводит к улучшению механических свойств продукта. Однако у каждого конкретного материала проявляется сложное деформационное поведение с крайне ограниченным запасом пластичности [15–24]. Для достижения высоких степеней деформации без разрушения требуется подбирать особые температурно-скоростные условия, близкие к сверхпластическому состоянию. После изготовления продукции с точки зрения эксплуатационной пригодности важно иметь возможность прогнозировать поведение материала в различных условиях. Например, благодаря низкому коэффициенту линейного расширения алюмоматричные композиты потенциально предназначены для применения в условиях высоких температур длительное время. Поэтому неотъемлемой частью оценки прочностных характеристик являются исследования на ползучесть.

Целью настоящей работы является проведение сравнительного анализа результатов опубликованных исследований о деформационном поведении алюмоматричных композитных материалов, дискретно армированных карбидом кремния при проявлении состояния сверхпластичности и в условиях высокотемпературной ползучести.

Материалы и методы

В статье рассмотрены результаты литературного обзора исследований деформационного поведения алюмоматричных композитных материалов, имеющих матрицу на основе сплава алюминия с дискретным армированием в виде частиц (particulates) или коротких волокон «усов» (whiskers) из карбида кремния. Размеры упрочняющей фазы могут составлять от 1,5 до 60 мкм для частиц, и 0,45…0,65 (в диаметре) на 5…80 (в длину) мкм для «усов». Обозначение и характеристики химического состава матричных сплавов (по международной системе) для композитов, рассматриваемых в данной статье, представлены в табл. 1.

При рассмотрении результатов опубликованных исследований о деформационном поведении алюмоматричных композитов при поиске состояния сверхпластичности анализировались: исследуемый диапазон температур, скоростей деформаций, сопротивление деформации при определении сверхпластичности, а также величина удлинения образцов до разрушения, достигнутая в состоянии сверхпластичности.

Сопоставление результатов работ, приведенных в литературе, и оценка влияния на ползучесть различных факторов основывалась на анализе зависимостей минимальной скорости деформации ползучести от прикладываемых давлений при учете температуры в испытаниях.

Результаты и обсуждения

Деформирование алюмоматричных композиционных материалов в состоянии сверхпластичности

В настоящее время наряду с исследованиями технологий первичного получения алюмоматричных композитов активно проводится изучение условий термодеформационного воздействия на них с целью улучшения структуры и формоизменения. Для улучшения деформируемости алюмоматричных композиционных материалов, в особенности полученных по порошковой технологии, как правило, применяют

Таблица 1

Table 1

Основная система легирования для марок алюминиевых сплавов, обозначенных по международной системе

Basic alloying system for aluminum alloy

Марка Alloy Grade	Основная система легирования Basic alloying system
Al2009	Al-Cu-Mn-Mg
Al2014	Al-Cu-Mn-Si
Al2024	Al-Cu-Mg
Al2124	Al-Cu-Mg
Al6013	Al-Cu-Mg-Si
Al6061	Al-Mg-Si-Cr
Al6063	Al-Mg-Si
Al6090	Al-Fe-Si
Al7075	Al-Cu-Mg-Zn
Al8009	Al-Fe-Si-V
Al8090	Al-Cu-Mg-Li
IN9021	Al-Mn-O-C

предварительную горячую деформационную обработку, например прокатку, прямое или обратное выдавливание. Так, Xu W. и его соавторы в своей работе [21] получили параметры оптимальной области деформации алюмоматричного композитного материала Al6061 /20SiC, изготовленного по технологии squeeze-cast. При 485 °С и скорости деформации 0,16 $с^{-1}$ проведена термодеформационная обработка, включающая в себя одноосную осадку и кантовку, после которой было отмечено улучшение микроструктуры и механических свойства композитов. В процессе такой обработки происходило затекание расплава в микропоры между частицами наполнителя SiC и снижение пористости. В работе Курбаткиной Е.И. с соавторами [25] показано, что уже после выдавливания материал имеет мелкозеренную структуру, а частицы карбида кремния наблюдаются как на границах зерен, так и в объеме. Далее для материала с такой структурой, как правило, возможно создание определенных термомеханических условий для деформации с относительным удлинением более 100 %, а также в некоторых случаях добиться состояния сверхпластичности, в котором материал обладает экстремально высокой пластичностью и низким сопротивление деформации [26]. В табл. 2 сведены данные экспериментальных исследований из литературы. Важно отметить, что в таблице приведены значения температур (*T*), диапазон скоростей деформаций (ξ) и сопротивление деформации (σ), которые приводились в каждой из работ при определении состояния сверхпластичности. Параметры (температура и скорость деформаций), при которых проявлялся эффект сверхпластической деформации алюмоматричных композитных материалов до величины максимального удлинения (δ), приведены на рис. 1.

Из табл. 1 видно, что из всех рассматриваемых в данной статье источников 73 % посвящены исследованию сверхпластичности алюмоматричных композитов, полученных методом порошковой металлургии. При поиске температуры для проявления сверхпластичности в исследованиях рассматривались от 1 до 8 значений температур. В 23,3 % рассматривались четыре температуры, в 20 % – одна температура, в 16,6 % – по три или пять температур, в 13,3 % – семь температур, остальное – это по восемь или четыре температуры. Причем в подавляющем большинстве 83,3 % материалов подвергались воздействию температур из диапазона от 500 до 550 °С. Чуть меньше (63,3 и 46,6 %) подвергались воздействию температур из диапазона свыше 550 °С и от 450 до 500 °С соответственно. Стоит учитывать, что при этом средний диапазон значений скоростей деформаций составлял от $5 \cdot 10^{-4}$ до $5 \cdot 10^{-1}$ $с^{-1}$.

На рис. 1, построенном на основе анализа литературных источников, показано, что дискретно-армированные алюмоматричные композиты проявляют признаки сверхпластической деформации в интервале температур 500…600 °С, скоростях деформации более 10^{-2} $с^{-1}$. В испытаниях на одноосное растяжение достигнуты максимальные удлинения в диапазоне от 200 до 450 %. Самое высокое значение удлинения образцов 685 % получено в работе Wei Z. с соавторами [33] при скорости $5 \cdot 10^{-4}$ $с^{-1}$ для материала Al2024 /10SiCp, изготовленного по технологии литья с замешиванием частиц (stir cast) и подвергнутого предварительной термомеханической обработке в виде горячей ковки и выдавливания. Причем для композитов на основе сплавов алюминия 2000 серии характерно проявление сверхпластичности в диапазоне 500…550 °С, а для композитов на основе сплавов алюминия 6000 и 8000 серии – в диапазоне 550…600 °С.

В работах [30, 32] описан механизм многоступенчатой термодеформационной обработки, при котором поэтапно достигается высокая степень деформации. Авторы, применив термоциклирование за 150 циклов (нагрев от 100 до 450 °С за 200 с и принудительное охлаждение конвекцией за то же время) под давлением 6 МПа, достигли значения относительного удлинения 325 %, при этом средняя скорость деформации составила $2{,}5 \cdot 10^{-6}$ $с^{-1}$.

В работах [26–28] высказано предположение, что для достижения сверхпластической деформации температура процесса должна быть равна или несколько превышать температуру начала расплавления материала матрицы. При этом на границах зерен матрицы и границах матрицы с упрочняющими частицами выделяется жидкая фаза, скорее всего, в результате эвтектического превращения в системе Al-SiC, представляющая собой своеобразную вязкую «смазку». Наличие небольшого количества жидкой фазы в образце приводит к снижению концентраций локальных

Таблица 2
Table 2

Исследуемый диапазон температур (*T*), скоростей деформаций (ξ), сопротивление деформации (σ) при определении сверхпластичности алюмоматричных композитных материалов, дискретно упрочненных карбидом кремния, и величина удлинения образцов до разрушения (δ), достигнутая в состоянии сверхпластичности

Summary of the studies on determining superplasticity of discontinuously reinforced SiC aluminum-matrix composite materials (range investigated temperatures (*T*), strain rates (ξ), stresses (σ)) and elongation-to-failure result (δ)

Материал / способ изготовления Material / Manufacturing		*T*, °C	ξ, c^{-1}	σ, МПа	δ, %	Ссылки Ref.
Al2009 /15SiCw	ПМ + П	450, 475, 500, 525	$8{,}3\cdot10^{-4}\ldots8{,}3\cdot10^{-1}$	4…46	125	[26]
Al2009 /15SiCw	ПМ + В + П	525	$6{,}5\cdot10^{-5}\ldots4\cdot10^{-1}$	0,6…20	180	[27]
Al2009 /20SiCw	ПМ + В + П	450, 470, 490, 500, 510, 520, 530	$1{,}67\cdot10^{-3}\ldots1{,}67$	8…100	190	[28]
Al2009 /20SiCw	ПМ + В + П	480, 500, 535, 550	$1{,}67\cdot10^{-3}\ldots1{,}67$	1,6…40	250	[29]
Al2024 /20SiCw	ПМ + В + П	ТЦ		20	300	[30]
Al2024 /20SiCw	ГИП	475, 500, 525, 550, 575	$1{,}10^{-3}\ldots1{,}7$	2,2…200	150	[31]
Al2024 /10SiCp	ПМ +В	ТЦ	$4\cdot10^{-7}\ldots3\ 10^{-2}$	3…40	300	[32]
Al2024 /20SiCp			$1\cdot10^{-6}\ldots3\cdot10^{-2}$	3…40	325	
Al2024 /10SiCp	ЛП	515	$5\cdot10^{-4}$		685	[33]
Al2024 /12SiCp	Литье + ИГОВ	409, 505, 510, 515, 520	$1{,}1\cdot10^{-4}\ldots6{,}4\cdot10^{-4}$		293	[34]
Al2024 /12SiCp	ПМ + ИГОВ	508	$9{,}5\cdot10^{-4}$		220	
Al2024 /17SiCp	ПМ + В + П	480, 500, 520, 540, 560			259	[35]
Al2124 /20SiCw	ПМ + В + П	525	$8{,}3\cdot10^{-5}\ldots6{,}7\cdot10^{-1}$		300	[36]
Al2124 /10SiCp	ПМ + В	475, 500, 530, 550	$1{,}3\cdot10^{-4}\ldots2{,}5\cdot10^{-1}$	1,5…49	550	[37, 38]
Al2124 /20SiCp		475, 500, 530, 551	$9\cdot10^{-4}\ldots3\cdot10^{-1}$	1…41	400	
Al2124 /30SiCp		500, 530, 552	$1\cdot10^{-4}\ldots2{,}5\cdot10^{-1}$	1,6…17	150	
Al2124 /18SiCp	ПМ + В + П	470, 490, 510	$1\cdot10^{-3}\ldots1\cdot10^{-1}$		425	[39]
Al6013 /15SiCw	ПМ + В + П	460, 500, 520, 540	$1{,}7\cdot10^{-3}\ldots1$		177	[40]
Al6013 /20SiCp	ПМ + П	520, 535, 550, 560, 570, 580, 590	$1\cdot10^{-2}\ldots1\cdot10^{-1}$		370	[41]
Al6061 /20SiCw	ЛД	530, 550, 570	$1{,}7\cdot10^{-3}\ldots8{,}3\cdot10^{-1}$	1…12	300	[42]
Al6061 /20SiCw	ПМ + В + П	560, 580, 600, 620	$1{,}7\cdot10^{-3}\ldots1{,}7$	2…20	400	[43]
Al6061 /20SiCw	ПМ + В + П	600	$6{,}6\cdot10^{-4}\ldots6{,}6\cdot10^{-1}$	1,5…4	505	[44]
Al6061 /10SiCp	ПМ + В	580, 588, 598	$1\cdot10^{-3}\ldots1$	10…22	450	[45]
Al6061 /18SiCp	ПМ + В	580, 588, 598	$1\cdot10^{-3}\ldots1$	12…20	300	
Al6061 /10SiCp	ПМ + В	430, 460, 490, 520, 550, 570, 590, 605	$2\cdot10^{-4}\ldots9\cdot10^{-2}$	1…45	450	[46, 47]
Al6061 /20SiCp			$9\cdot10^{-5}\ldots9\cdot10^{-2}$	1…50	350	
Al6061 /30SiCp		460, 490, 520, 550, 570, 590, 607	$2\cdot10^{-4}\ldots1\cdot10^{-1}$	1,4…35	325	
Al6061 /17,5SiCp	ГИП	580	$1\cdot10^{-2}\ldots2$		375	[48]

Окончание табл. 2
End table 2

Материал / способ изготовления Material / Processing		*T*, °C	ξ, $с^{-1}$	σ, МПа	δ, %	Ссылки Ref.
Al6063 /5SiCp	ЛП	520, 540, 560, 580, 600	$2\cdot10^{-2}…2\cdot10^{-1}$		227	[49]
Al6090 /25SiCp	ПМ + В + П	500, 550	$4\cdot10^{-4}…5\cdot10^{-2}$	7…39	70	[50]
Al8090 /17SiCp	ПМ + В + П	500, 525, 550, 575	$1\cdot10^{-4}…5\cdot10^{-1}$	1…35	300	[51]
IN9021 /15SiCp	ПМ + В	425, 450, 475, 500, 525, 550, 575, 600	$1\cdot10^{-3}…3\cdot10^{-2}$		610	[52]
Al4.4Cu1.5Mg /21SiCw	ПМ + В + П	450, 458, 505, 520, 545	$1{,}67\cdot10^{-3}…1{,}67$	1…120	446	[53]

Примечание: нижний индекс: w – «усы» (короткие волокна); p – частицы; ПМ – материал, изготовлен методом порошковой металлургии; +В – горячее выдавливание; +П – горячая прокатка; ЛП – материал изготовлен методом литья с перемешиванием; ЛД – материал изготовлен методом литья под давлением; ГИП – горячее изостатическое прессование; + ИГОВ – изотермическое горячее обратное выдавливание; ТЦ – термоциклирование в диапазоне температур от 100 до 450 °С за 200 с.

напряжений, что оказывает существенное влияние на характер и эффективность развития деформационных и аккомодационных процессов. Снижение локальных напряжений при наличии жидкой фазы в образце может быть достигнуто за счет просачивания (перколяции) жидкости между зернами и упрочняющими частицами за счет поглощения жидкой фазой решеточных и зернограничных дислокаций, а также за счет активного развития диффузионных процессов с участием жидкой фазы. Mabuchi M. и Higashi K. отмечают, что в результате этого сверхпластическое течение образца, развивающееся в его локальных микрообъемах, приобретает черты, характерные для вязкого (ньютоновского) течения [54].

Исследования, проведенные Han B.Q. и Chan K.C. [28] с помощью электронной микроскопии высокого разрешения, показали, что возникающая жидкая фаза должна составлять менее одного объемного процента, быть меньше 30 нм толщиной и быть равномерно распределена по объему композита. Большее количество жидкой фазы приводит к снижению прочности межзеренной связи и к дальнейшему макроразрушению. Chan K.C. и Tong G.Q. [29] также обращают внимание на то, что для проявления высокоскоростной сверхпластичности температура процесса должна соответствовать началу образования жидкой фазы, но 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. В то же время Wu M.Y. и Sherby O.D. [30] отмечают, что для проявления сверхпластического течения необходима стабильная при температуре деформации мелкозернистая структура с размером зерна не более 5 мкм. В результате обзора научных работ следует отметить, что состояние сверхпластичности проявляется в очень узком температурно-скоростном диапазоне нагружения.

Деформационное поведение алюмоматричных композиционных материалов в условиях высокотемпературной ползучести

Комплекс теплофизических свойств алюмоматричных композитов предопределяет их использование в условиях длительных механических нагрузок при повышенных и циклично меняющихся температурах. Поэтому неотъемлемой частью оценки механических деформационных свойств АМК является проведение испытаний на высокотемпературную ползучесть [55]. По результатам проведенного обзо-

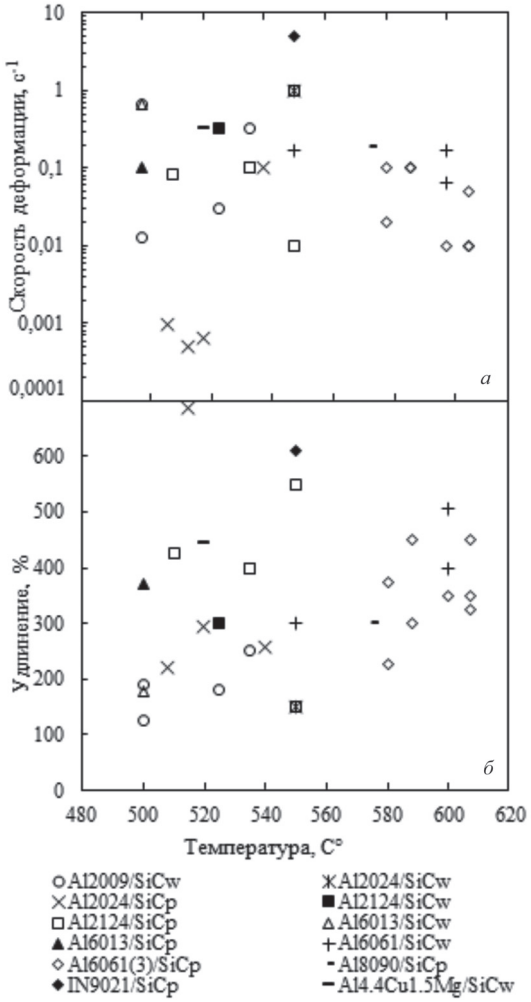

Рис. 1. Скорость деформации при сверхпластичности (*а*) и максимальное удлинение до разрушения образцов (*б*) в зависимости от температуры (по результатам работ [26–53])

Fig. 1. The strain rate during superplasticity (*a*) and the maximum elongation-to-failure of the samples (*б*) depending on temperature (according to the results of work [26–53])

ра литературы можно отметить, что внимание уделяется в основном установившейся стадии и мало данных о кратковременной ползучести. В литературе широко представлены исследования на ползучесть дискретно армированных SiC композиционных материалов на основе деформируемых алюминиевых сплавов. В основном это системы: Al-Mg-Cu (за рубежом – Al2124), Al-Mg-Si (Al6061), Al-Fe-V-Si (Al8009). Однако мало затронуты конструкционные материалы на основе высокопрочных алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg-Zn (7000 серии), исследования которых ограничены в основном результатами стандартных испытаний на растяжение при разных температурах [56–58].

В табл. 3 представлена информация об исследованиях ползучести различных алюмоматричных композитных материалов. Указаны литературные источники и приведены исследуемые в них диапазоны температур T, напряжений σ и минимальные скорости деформации ползучести ξ. Эти результаты свидетельствуют о том, что установление кривых ползучести охватывает три температурных диапазона: ниже 300 °С (низкотемпературная ползучесть), от 300 °С (высокотемпературная ползучесть) и свыше 450 °С (температуры, приближенные к солидусу, при которых возможен механизм зернограничного проскальзывания). Причем по данным табл. 3 89 % исследуемых материалов подвергались испытаниям в диапазоне температур от 300 до 450 °С, 18.2 % материалов при температурах ниже 300 °С и 9.1 % материалов при температурах свыше 450 °С. При этом максимальные значения напряжений, прикладываемых к образцам, не превышали 400, 250 и 75 МПа, для диапазонов температур ниже 300 °С, от 300 до 450 °С и свыше 450 °С соответственно. Минимальные значения напряжений, прикладываемых к образцам, для тех же самых диапазонов температур составляют 25, 10 и 2,6 МПа.

Как отмечалось ранее, важными аспектами формирования требуемого уровня физико-механических свойств и структуры композитов являются процентное содержание, размер и вид частиц наполнителя. Поэтому в исследовании уделяется внимание анализу влияния этих факторов. Li Y. и Mohamed F.A. в работе [72] приводят сравнение поведения при ползучести композита Al2124/10SiC и неармированного матричного сплава, изготовленного по порошковой технологии, где показывают слабое влияние армирования на деформируемость. Fernández R. и González-Doncel G. [94], напротив, говорят о том, что механизм распределения нагрузки между матрицей и упрочняющей фазой играет важную роль при высокотемпературной деформации дискретно армированных металлических матричных композитов. В работе [59] Pal S. с соавторами приведены результаты исследования поведения чистого Al и смеси Al с 5, 10, 15 и 20 % SiC при ползучести при постоянных величине напряжения 21 МПа и температуре 350 °С. С увеличением объемной доли SiC скорость ползучести на установившейся стадии

Таблица 3
Table 3

Исследуемый диапазон температур (*T*), напряжений (σ) и скоростей деформаций (ξ) в испытаниях на ползучесть

Summary of the studies on creep fracture behavior of discontinuously reinforced aluminum alloy matrix composites (range investigated temperatures (*T*), strain rates (ξ), stresses (σ))

Материал	*T*, °C	σ, МПа	ξ, 1/c	Ссылки Ref.
Al /5SiCp (7 мкм)	350	21	$1\cdot10^{-7}$	[59]
Al /10SiCp (14,5 мкм)	350	21	$3\cdot10^{-7}$	
Al /15SiCp (14,5 мкм)	350	21	$9\cdot10^{-7}$	
Al /20SiCp (14,5 мкм)	350	21	$3\cdot10^{-6}$	
Al /5SiCp после горячей прокатки при 400°C	325	18…21	$1{,}2\cdot10^{-7}$…$2\cdot10^{-7}$	[60]
	350	15…21	$3{,}8\cdot10^{-8}$…$9\cdot10^{-6}$	
	375	15	$1\cdot10^{-6}$	
	400	12…15	$6{,}2\cdot10^{-8}$…$1{,}3\cdot10^{-6}$	
Al /5SiCp после горячей прокатки при 600°C	325	18…21	$8{,}7\cdot10^{-6}$…$2{,}5\cdot10^{-5}$	
	350	15	$8{,}1\cdot10^{-8}$	
	375	15	$2{,}5\cdot10^{-6}$	
	400	12…15	$6{,}4\cdot10^{-8}$…$5{,}7\cdot10^{-6}$	
Al /10SiCp (14,5мкм)	350	21,5…26	$6\cdot10^{-7}$…$8\cdot10^{-6}$	[61]
Al /10SiCp (45,9 мкм)	350	16…22	$3\cdot10^{-9}$…$2{,}5\cdot10^{-6}$	
Al /10SiCp (3,5 мкм)	300	33…50	$2\cdot10^{-9}$…$8\cdot10^{-5}$	[62]
	350	27…44	$4\cdot10^{-9}$…$2\cdot10^{-4}$	
	400	23…37	$1{,}5\cdot10^{-9}$…$1{,}5\cdot10^{-4}$	
Al /10SiCp (10 мкм)	300	23…40	$2\cdot10^{-9}$…$8\cdot10^{-5}$	
	350	18…30	$5\cdot10^{-9}$…$8\cdot10^{-5}$	
	400	15…26	$1\cdot10^{-8}$…$1{,}1\cdot10^{-4}$	
Al /10SiCp (20 мкм)	300	25…38	$5\cdot10^{-9}$…$5\cdot10^{-5}$	
	350	19…28	$2{,}5\cdot10^{-9}$– $2{,}5\cdot10^{-5}$	
	400	16…26	$8\cdot10^{-9}$…$9\cdot10^{-5}$	
Al /10SiCp (1,7 мкм)	350	24,5…30,5	$3\cdot10^{-9}$…$1{,}3\cdot10^{-6}$	[63]
Al /20SiCp (1,7 мкм)	350	36…44	$8\cdot10^{-10}$…$8{,}5\cdot10^{-7}$	
Al /30SiCp (1,7 мкм)	350	48,5…54	$5\cdot10^{-10}$…$1{,}7\cdot10^{-6}$	
Al /30SiCp	350	30…65	$3\cdot10^{-10}$…$2\cdot10^{-3}$	[64]
	400	20…49	$5\cdot10^{-10}$…$3\cdot10^{-3}$	
	450	15…36	$2\cdot10^{-10}$…$2{,}5\cdot10^{-3}$	
Al-4Mg /10SiCp	300	47…78	$1\cdot10^{-9}$…$9\cdot10^{-6}$	[65]
	350	32…64	$6\cdot10^{-10}$…$9\cdot10^{-6}$	
	400	31…64	$9\cdot10^{-10}$…$4{,}5\cdot10^{-5}$	

Продолжение табл. 3
Continuation table 3

Материал	*T*, °C	σ, МПа	ξ, 1/с	Ссылки Ref.
Al–6Mg–1Sc–1Zr / 10SiCp	150	150…250	$5\cdot10^{-9}…1{,}5\cdot10^{-5}$	[66]
	204	90…150	$1\cdot10^{-8}…8\cdot10^{-6}$	
	260	27…45	$1{,}2\cdot10^{-8}…8\cdot10^{-6}$	
Al2009 / 15SiCp	375	21…78	$4{,}1\cdot10^{-8}…5{,}8\cdot10^{-2}$	[67]
	405	17…64	$4{,}6\cdot10^{-9}…5{,}8\cdot10^{-2}$	
	435	12…52	$5{,}8\cdot10^{-9}…5{,}8\cdot10^{-2}$	
Al2014 /20SiCp	250	40…90	$4\cdot10^{-8}…3\cdot10^{-4}$	[68]
Al2024 /15SiCp	275	38…60	$8\cdot10^{-10}…7\cdot10^{-6}$	[69]
	300	35…62	$3\cdot10^{-10}…1{,}8\cdot10^{-5}$	
	330	30…60	$4\cdot10^{-10}…8\cdot10^{-5}$	
Al2024 /20SiCp	405	29…53	$4\cdot10^{-5}…1\cdot10^{-2}$	[70]
	430	18…46	$4\cdot10^{-5}…3\cdot10^{-2}$	
	450	16…35	$4\cdot10^{-5}…3\cdot10^{-2}$	
Al2124 /5SiCp	345	28…95	$4{,}6\cdot10^{-8}…5{,}8\cdot10^{-2}$	[71]
	375	24…73	$5{,}8\cdot10^{-8}…5{,}8\cdot10^{-2}$	
	405	16…62	$2{,}9\cdot10^{-8}…5{,}8\cdot10^{-2}$	
Al2124 /10SiCp	345	30…81	$1{,}7\cdot10^{-8}…2{,}9\cdot10^{-2}$	[72]
	375	24…66	$1{,}2\cdot10^{-8}…2{,}9\cdot10^{-2}$	
	405	17…61	$1{,}2\cdot10^{-9}…2{,}9\cdot10^{-2}$	
Al2124 /10SiCp	300	30…50	$4\cdot10^{-8}…7\cdot10^{-6}$	[73]
Al2124 /20SiCp	300	30…55	$1\cdot10^{-8}…3\cdot10^{-6}$	
Al2124 /30SiCp	300	35…50	$3\cdot10^{-9}…9\cdot10^{-8}$	
Al2124 /20SiCw после горячего выдавливания со степенью 10:1, 15:1 и 25:1	300	38…58	$1{,}1\cdot10^{-8}…1{,}8\cdot10^{-7}$	
Al2124 /20SiCp	350	17…69	$6{,}1\cdot10^{-9}…5{,}5\cdot10^{-3}$	[74]
	375	17…69	$4{,}7\cdot10^{-8}…1{,}3\cdot10^{-2}$	
	400	13…69	$9\cdot10^{-9}…3\cdot10^{-2}$	
	425	9…50	$2{,}8\cdot10^{-8}…1{,}3\cdot10^{-2}$	
	450	4…29	$5\cdot10^{-10}…2{,}3\cdot10^{-3}$	
	475	4…19	$5\cdot10^{-10}…1{,}3\cdot10^{-3}$	
Al2124 /20SiCp	300	49…140	$6\cdot10^{-9}…5\cdot10^{-5}$	[75]
	350	35…65	$7\cdot10^{-9}…3\cdot10^{-4}$	
	400	22…45	$4\cdot10^{-9}…5\cdot10^{-4}$	
Al2124 /20SiCw	300	52…140	$2\cdot10^{-9}…6\cdot10^{-5}$	
	350	40…78	$2\cdot10^{-9}…2{,}5\cdot10^{-4}$	
	400	26…48	$2{,}5\cdot10^{-9}…3\cdot10^{-4}$	

Продолжение табл. 3
Continuation table 3

Материал	*T*, °C	σ, МПа	ξ, 1/с	Ссылки Ref.
Al2124 /20SiCw термообработка T4	149	310	$7\cdot10^{-10}$	[76]
	163	310	$3{,}1\cdot10^{-9}$	
	177	242…380	$8{,}7\cdot10^{-9}$…$5{,}9\cdot10^{-7}$	
	191	310	$1{,}7\cdot10^{-7}$	
	204	310	$1{,}1\cdot10^{-6}$	
	260	90	$1{,}6\cdot10^{-8}$	
	274	90	$3{,}8\cdot10^{-8}$	
	288	76…97	$8{,}9\cdot10^{-9}$…$5{,}6\cdot10^{-7}$	
	302	90	$3{,}9\cdot10^{-6}$	
Al2080 /10SiCp	150	175…230	$2{,}5\cdot10^{-9}$…$1{,}8\cdot10^{-7}$	[77]
Al2080 /20SiCp	150	185…215	$1{,}1\cdot10^{-9}$…$9\cdot10^{-9}$	
Al2080 /30SiCp	150	199…230	$1\cdot10^{-9}$…$1{,}6\cdot10^{-8}$	
Al2618 /15SiCp	165	300…400	$3\cdot10^{-8}$…$3\cdot10^{-5}$	[78]
	220	260…360	$3\cdot10^{-6}$...$3\cdot10^{-4}$	
Al6061 /10SiCp	400	15…36	$2\cdot10^{-9}$...$1{,}4\cdot10^{-4}$	[79]
Al6061 /15SiCw	350	29…50	$5\cdot10^{-8}$...$3\cdot10^{-4}$	[80]
	400	17…43	$5\cdot10^{-10}$...$2{,}8\cdot10^{-4}$	
	450	12…30	$8\cdot10^{-9}$...$1{,}8\cdot10^{-4}$	
	500	5…13	$5{,}8\cdot10^{-8}$...$5\cdot10^{-5}$	
Al6061 /17,4SiCw	232	102…150	$7{,}6\cdot10^{-9}$...$8{,}9\cdot10^{-6}$	[81]
	288	50…95	$6\cdot10^{-9}$...$8{,}3\cdot10^{-6}$	
	343	41... 48	$2{,}5\cdot10^{-9}$...$6{,}1\cdot10^{-9}$	
Al6061 /26,5SiCp	343	51... 62	$7{,}2\cdot10^{-8}$...$2{,}6\cdot10^{-6}$	
	363	60	$2{,}9\cdot10^{-2}$	
	371	40	$1{,}4\cdot10^{-4}$	
Al6061 /20SiCw растяжение в поперечном направлении	450	28...51	$3\cdot10^{-5}$...$3\cdot10^{-2}$	[82]
Al6061 /20SiCw растяжение в продольном направлении	450	35...53	$3\cdot10^{-5}$...$3\cdot10^{-3}$	
Al6061 /30SiCp	375	17...78	$1{,}2\cdot10^{-8}$...$5{,}8\cdot10^{-2}$	[83]
Al6061 /30SiCp	405	14...55	$5{,}8\cdot10^{-9}$...$5{,}2\cdot10^{-2}$	[84]
Al6061 /40SiCw	400	60…73	$1{,}4\cdot10^{-6}$…$3{,}5\cdot10^{-5}$	[85]
	450	26…43	$1{,}6\cdot10^{-6}$…$1\cdot10^{-4}$	
Al6063 /4,3SiCp литье с перемешиванием	300	10...40	$1{,}9\cdot10^{-8}$...$4{,}9\cdot10^{-6}$	[86]
Al6063 /4,3SiCp литье с перемешиванием + выдавливание			$2{,}8\cdot10^{-9}$...$7{,}2\cdot10^{-6}$	

Окончание табл. 3
End table 3

Материал	*T*, °C	σ, МПа	ξ, 1/с	Ссылки Ref.
Al6063 /8,7SiCp литье с перемешиванием	300		$3{,}3\cdot10^{-9}...1{,}3\cdot10^{-5}$	
Al6063 /8,7SiCp литье с перемешиванием + выдавливание			$6{,}9\cdot10^{-9}...1{,}4\cdot10^{-5}$	
Al6063 /13SiCp литье с перемешиванием	300		$7{,}2\cdot10^{-9}...4{,}4\cdot10^{-6}$	
Al6063 /13SiCp литье с перемешиванием +выдавливание			$5{,}3\cdot10^{-9}...9{,}7\cdot10^{-6}$	
Al6092 /25SiCp	400	8,4...36	$1{,}8\cdot10^{-9}...3{,}5\cdot10^{-3}$	[87]
	450	5.4...20	$1{,}2\cdot10^{-9}...7\cdot10^{-3}$	
	500	2.6...10.3	$2{,}5\cdot10^{-9}...1\cdot10^{-3}$	
Al8009 /14,5SiCw	300	160...250	$7{,}8\cdot10^{-7}...1{,}9\cdot10^{-4}$	[88]
	350	145...200	$7{,}8\cdot10^{-7}...2{,}5\cdot10^{-4}$	
	400	120...190	$7{,}8\cdot10^{-7}...2{,}1\cdot10^{-3}$	
	450	90...145	$7{,}8\cdot10^{-7}...1{,}4\cdot10^{-4}$	
Al8009 /15SiCp	350	160…260	$4\cdot10^{-10}...1\cdot10^{-3}$	[89]
	400	122...200	$3\cdot10^{-10}...2{,}2\cdot10^{-3}$	
	450	90...160	$3\cdot10^{-10}...5{,}1\cdot10^{-3}$	
Al8009 /15SiCp	500	50...75	$8\cdot10^{-10}...2{,}1\cdot10^{-4}$	[90]
	525	29,5…65	$5\cdot10^{-10}...1{,}5\cdot10^{-4}$	
	550	17,5...57	$7\cdot10^{-10}...4{,}1\cdot10^{-4}$	
Al8009 /15SiCp	600	17...25	$1{,}9\cdot10^{-5}...1{,}9\cdot10^{-2}$	[91]
	620	13...20	$1{,}6\cdot10^{-5}...2{,}4\cdot10^{-2}$	
	650	10...16	$3{,}2\cdot10^{-5}...1{,}8\cdot10^{-2}$	
	670	5...11	$3{,}2\cdot10^{-5}...2{,}5\cdot10^{-2}$	
Al8009 /15SiCp	450	57.3...92.8	$1{,}8\cdot10^{-8}...6{,}2\cdot10^{-5}$	[92]
	475	50.1...74.4	$2{,}1\cdot10^{-8}...3{,}4\cdot10^{-5}$	
	500	40.2...65.3	$1{,}8\cdot10^{-8}...8{,}9\cdot10^{-5}$	
	530	28.3	$1{,}1\cdot10^{-8}$	
	550	22...49.8	$1{,}1\cdot10^{-8}...8{,}1\cdot10^{-4}$	
	570	28.3	$2{,}8\cdot10^{-5}$	
Al8090 /15SiCp термообработка Т6	300	35...50	$9\cdot10^{-7}...1\cdot10^{-4}$	[93]
Al8090 /15SiCp	250	25...50	$1{,}2\cdot10^{-6}...4\cdot10^{-5}$	
	300	15...50	$1{,}2\cdot10^{-6}...4\cdot10^{-4}$	
	350	15...50	$2\cdot10^{-5}...3\cdot10^{-2}$	
	400	15...25	$2\cdot10^{-4}...4\cdot10^{-3}$	

увеличивается, соответственно время до разрушения уменьшается, но в итоге увеличение степени деформации составляет 1...2,7 %. Lin Z. и Mohamed F.A. [67] провели сравнение данных о ползучести композитного материала армированного 15 % частицами карбида кремния (Al2009 /15SiC) при температурах в диапазоне 345...405 °C с данными о ползучести материала матрицы. Показано, что армированный материал более устойчив к ползучести во всем диапазоне приложенных напряжений.

Анализ экспериментальных данных, проведенных для композитов на основе чистого алюминия [61, 62, 67], показал, что размер частиц упрочняющей фазы значительно влияет на сопротивление ползучести. На рис. 2 приведено сравнение зависимости минимальной скорости деформации ползучести от прикладываемых напряжений для композитов с 10 %-м объемным содержанием SiC и разным размером частиц

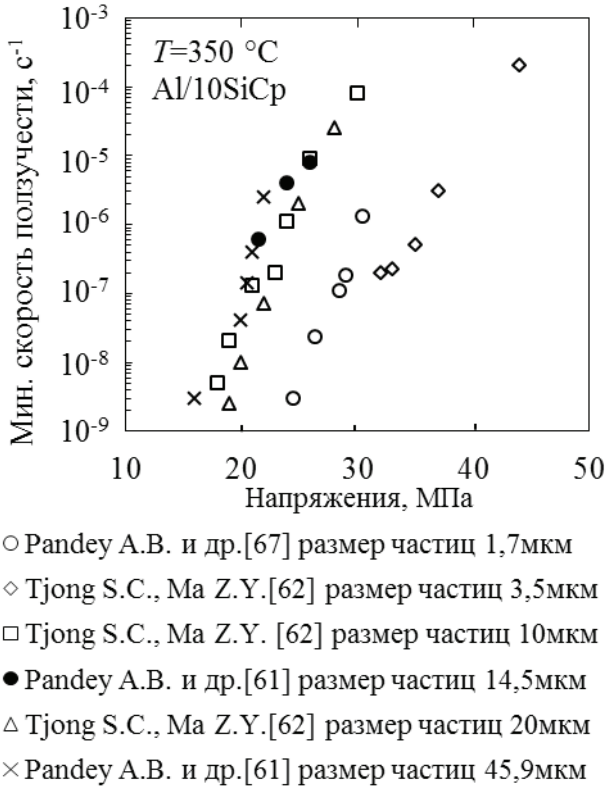

Рис. 2. Зависимость минимальной скорости деформации ползучести от прикладываемых напряжений для композитов с 10 %-м объемным содержанием SiC и разным размером частиц при 350 °C

Fig. 2. Dependence of the minimum creep strain rate on applied stresses for composites with 10 vol. % of SiC and different particle sizes (1.7, 3.5, 10, 14.5, 20 and 45.9 μm) at 350 °C

при 350 °C. Так, для композитных материалов с размером частиц более 10 мкм нет существенной разницы в поведении при ползучести. Однако с уменьшением размеров частиц армирующей фазы композит увеличивает способность к сопротивлению ползучести, т. е. скорость ползучести уменьшается. Исследование влияния морфологии частиц армирующей фазы, проведенное Chawla N. с соавторами [23], показало, что композиты с упрочнением частицами SiC менее устойчивы к ползучести, чем композиты, дискретно упроченные короткими волокнами («усами») SiC.

Можно отметить, что по сравнению с количеством и характеристиками армирующей фазы большее влияние на поведение при ползучести оказывает химический состав матричного сплава. Это связано с тем, что частицы или «усы» SiC являются в общем случае малоэффективными барьерами для дислокационного движения. Поэтому механическая прочность композита при повышенных температурах в большей степени зависит от прочности алюминиевой матрицы. Pandey A.B. с соавторами [65] показали, насколько меняется деформационное поведение алюмоматричного композитного материала при ползучести при добавлении в матрицу из чистого алюминия 4 % Mg. Такое большое содержание магния существенно повышает сопротивление ползучести. На рис. 3 по материалам работ [65, 72, 79] построен график, позволяющий сравнить зависимости минимальной скорости деформации ползучести различных композитов, содержащих 10 % SiC, от прикладываемых напряжений при 400 °C. В работе [65] в качестве матрицы использовался сплав Al с 4 % Mg, в [72] – сплав Al 2124 (1.2–1.8 % Mg), в [79] – Al 6061 (0,8–1,2 % Mg). Как видно из графика, по мере уменьшения процентного содержания магния в матричном сплаве сопротивление ползучести уменьшается.

В ряде работ рассматривается влияние технологии получения композитного материала и деформационно-термической обработки, которые существенно влияют на деформационное поведение алюмоматричных композитов при ползучести. Так, композит (исследования Čadek J. и его соавторов [89, 90]) на основе Al8009, армированный частицами с размером 4.5 мкм SiC 15 % по объему, изготовленный по порошковой

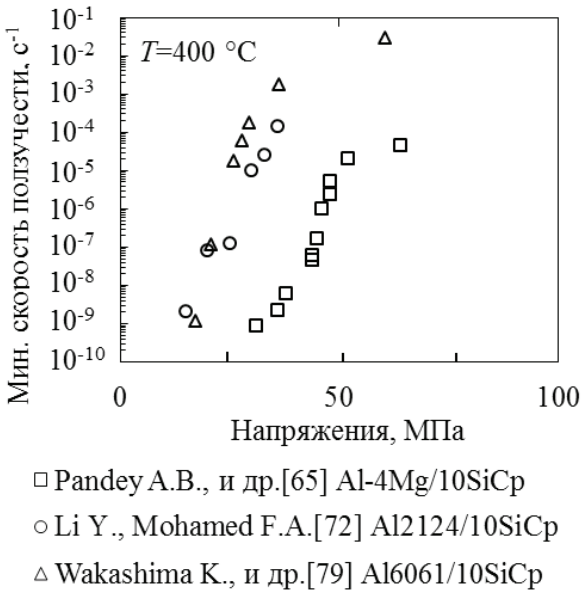

Рис. 3. Зависимость минимальной скорости деформации ползучести от прикладываемых напряжений при 400 °С для композитов на основе алюминиевых сплавов с разным процентным содержанием магния

Fig. 3. Dependence of the minimum creep strain rate on applied stresses at 400 °C for composites based on aluminum alloys with different percentages of magnesium

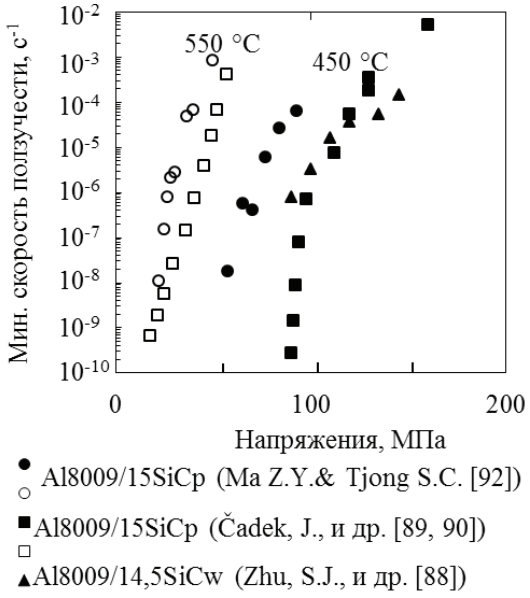

Рис. 4. Зависимость минимальной скорости деформации ползучести при температурах 450 и 550 °С от прикладываемых напряжений для композитных материалов на основе сплава Al8009, изготовленных по разным технологическим режимам

Fig. 4. Dependence of the minimum creep strain rate at temperatures of 450 °C and 550 °C on the applied stresses for composite materials based on Al8009 alloy manufactured according to different technological conditions

технологии, после консолидации и выдавливания при 557 °С оказался значительно устойчивее к ползучести, чем изготовленный также по порошковой технологии, описанной в исследовании Ma Z.Y. и Tjong S.C. [92], Al8009 /15SiCp (размер частиц 3,5 мкм), но спрессованный при 450 °С и выдавленный с коэффициентом вытяжки 20 при 460 °С. Причем из рис. 4 видно, что разброс в значениях минимальной скорости деформации ползучести от прикладываемых напряжений уменьшается с увеличением температуры испытания. Сопротивление ползучести композита Al8009/15SiCp, исследованного Čadek J. с соавторами [89], находится на уровне композита Al8009/14,5SiCw, исследованного Zhu S.J. и его соавторами [88], который армирован «усами» размером 0,5 на 30 мкм и изготовлен по порошковой технологии посредством горячего прессования при 600 °С и последующего выдавливания с коэффициентом вытяжки 20 при 460 °С. Скорее всего, большая температура при выдавливании (557 °С против 460 °С) оказала большее влияние на равномерное распределение упрочняющих частиц и формирование мелкозеренной структуры, что, в свою очередь, привело к повышению сопротивления ползучести.

Сопоставление результатов работ, приведенных в литературе, показывает, что разные режимы термообработки без сопутствующей деформации оказывают слабое влияние на ползучесть. На рис. 5 представлена зависимость минимальной скорости деформации ползучести при температуре 300 °С от прикладываемых напряжений для аналогичных композитов после различных вариантов термической обработки. Так, в работе Ma Z.Y. и Tjong S.C. [75] композиты, изготовленные по порошковой технологии Al2124/20SiCp (размер частиц SiC 3.5 мкм) и Al2124/20SiCw (длина «усов» 3–20 мкм), спрессованные при 550 °С и выдавленные с коэффициентом вытяжки 20 при 460 °С, были подвергнуты термообработке при 500 °С в течение одного часа и состарены при 170 °С в течение пяти часов. В работе Ryu H. и его соавторов [73] композиты, также изготовленные по порошковой технологии, Al2124/20SiCp (размер

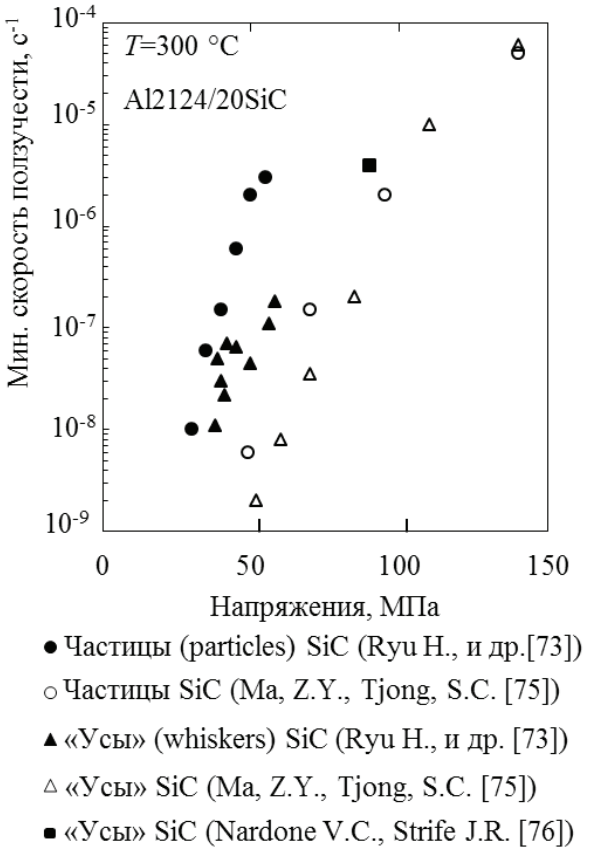

Рис. 5. Зависимость минимальной скорости деформации ползучести при температуре 300 °С от прикладываемых напряжений для композитных материалов Al2124 / 20SiC, подвергнутых термообработке по разным режимам

Fig. 5. Dependence of the minimum creep strain rate at a temperature of 300 °C on the applied stresses for Al2124 / 20SiC composite materials subjected to heat treatment in different conditions

частиц SiC 8 мкм) и Al2124/20SiCw («усы» 1,5 на 50 мкм), спрессованные при 570 °С и выдавленные с коэффициентом вытяжки 10, 15 и 25 (для Al2124/20%SiCw) и 25 (для Al2124/20SiCp) при 500 °С, подвергнуты термообработке при 493 °С в течение трех часов и состарены при 195 °С в течение восьми часов. В результате сравнения видно, что последние проявляли менее устойчивое состояние при ползучести. Nardone V.C. и Strife J.R. в работе [76] провели исследования композита Al2124/20SiCw, подвергнутого термообработке (выдержка при 495 °С в течение двух часов с охлаждением в воде и естественное старение при комнатной температуре в течение семи дней), по результатам которой композит проявлял схожее деформационное поведение при ползучести (при 302 °С и 90 МПа минимальная скорость деформации ползучести была равна $3{,}9 \cdot 10^{-6}$ $с^{-1}$), что и композит, исследованный Ma Z.Y. и Tjong S.C. в работе [75]. В этом случае при схожем режиме термообработки имеется существенная разница в деформационном поведении, что, скорее всего, связано с наличием крупных частиц карбида кремния размером 8 мкм [73] по сравнению с 3,5 мкм [75] для композитов, упрочненных частицами, и 50 мкм [73] длины против 20 мкм [76] для композитов, упрочненных «усами». Последний пример сравнения показывает преобладающее влияние на параметры ползучести размера и морфологии частиц при минимальном влиянии режимов закалки и естественного старения.

Отдельно стоит рассмотреть вопрос формоизменения композитных заготовок с использованием процесса ползучести. В настоящее время существуют технологии для изготовления тонколистовых элементов конструкций из алюминиевых сплавов, основывающиеся на процессе ползучести – creep age forming (CAF). С точки зрения возможности технологического использования наибольший интерес вызывает кратковременная ползучесть, поскольку процесс протекает за приемлемое время. Можно отметить, что несмотря на высокий общий уровень научных результатов в области изучения деформируемости алюмоматричных композитов, исследованию их деформирования в режиме кратковременной ползучести в литературе уделяется крайне мало внимания [95, 96]. Однако известно, что в определенных условиях при кратковременной ползучести имеет место деформирование материалов до высоких степеней деформаций [97]. В некоторых исследованиях [30, 32, 82] композитных материалов на основе алюминиевых сплавов 2024 и 6061, дискретно армированных частицами карбида кремния, Wu M.Y., Sherby O.D., Daehn G.S. и González-Doncel G. связывают особенности деформационного поведения при ползучести отличием коэффициентов теплового расширения для матрицы и армирующей фазы. Было показано, что при крайне низких напряжений (около 5…20 МПа) и при резких (в течение 90...200 с) температурных колебаниях в диапазоне от 100 до 450 °С возможно резкое ускорение деформации. Это доказывает, что проведение исследований, расширяющих представления о механизмах деформации ползучести в нестационарных условиях, важно для оценки и минимизации риска

разрушения. В то же время детальное изучение явления ползучести при низких напряжениях и резком изменении температурных условий весьма перспективно с точки зрения технологического формоизменения заготовок и изготовления готовых изделий.

В работах рассматриваемой тематики часто можно встретить установление значений порогового напряжения, причем как в условиях ползучести, так и в условиях сверхпластичности с высокой скоростью деформации при околосолидусных температурах. В работе [98] Li Y. и Langdon T.G. показали, что измеренные пороговые напряжения уменьшаются с увеличением температуры. Далее эта тенденция была интерпретирована с использованием уравнения Аррениуса, включающего энергию активации Q_0. Отмечено, что для Q_0 значения составляют ~20…30 кДж/моль в условиях ползучести и до ~100 кДж/моль в экспериментах, связанных со сверхпластичностью с высокой скоростью деформации.

Несмотря на то что физическая сущность явлений сверхпластичности и ползучести разная, для полноты понимания деформационного поведения композита в широком диапазоне температур, прикладываемых напряжений и скоростей деформаций, с точки зрения авторов, возможно их сопоставление. На рис. 6 представлены результаты исследований деформационного поведения при одноосном растяжении алюмоматричного композита Al2124/20SiCp в условиях ползучести, проведенного Čadek J. с соавторами [74], и определения условий проявления состояния сверхпластичности, проведенного Kim W.-J. и Sherby O.D. [38]. Несмотря на различие при изготовлении композита Al2124/20SiCp, заключающееся в режиме предварительной деформационно-термической обработки, такое сравнение, на наш взгляд, корректно. Поскольку, как было отмечено ранее, с увеличением температуры испытания влияния режимов изготовления композита, таких как температура консолидации и деформационно-термическая обработка, на скорость деформации при одноосном растяжении может снижаться. В связи с этим данные по определению условий проявления состояния сверхпластичности вполне допустимо использовать при построении графика, представленного на рис. 6. Из графика видно, что при температуре 475 °C точки в диапазоне скоростей деформаций 10^{-3}…10^{-2}, полученные Kim W.-J. и Sherby O.D. [38] и Čadek J. и др. [74], достаточно близко расположены. В общем такой график показывает, как температура и прикладываемые напряжения влияют на скорость деформации композита Al2124/20SiCp в диапазоне от 10^{-9} до 10^{0} $с^{-1}$. Такая картина деформационного поведения может быть использована при выборе эффективных составов матрицы и упрочняющих частиц для их высокотемпературного деформирования на этапе изготовления, а также для эксплуатации при заданных условиях (температура, давление и т. д).

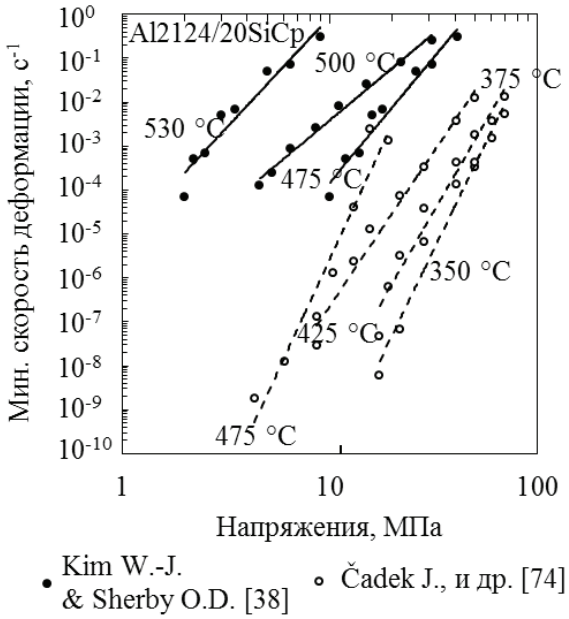

Рис. 6. Зависимость скорости деформации от прикладываемых напряжений композитного материала Al2124/20SiCp в логарифмических координатах

Fig. 6. Dependence of the strain rate on the applied stresses of the composite material Al2124 / 20SiCp at 350, 375, 425, 475, 500, 530 °C in logarithmic coordinates

Проведенный литературный обзор показывает, что наиболее полно исследовано лишь ограниченное число систем алюмоматричных композитов: Al2024/ 20SiCp, Al2124/ 10SiCp, Al2124/ 20SiCp, Al6061/ 10SiCp и Al6061/ 20SiCw. По мере расширения марок сплавов алюминия в качестве матрицы, технологий изготовления и обработки проявляются ранее не исследованные особенности деформационного поведения алюмоматричных композитных материалов. В связи с этим научный и практический интерес в этой области остается актуальным.

Заключение

В статье представлены результаты литературного обзора исследований деформационного поведения композиционных материалов на основе сплавов алюминия, дискретно упрочненных карбидом кремния, при ползучести, а также в условиях проявления состояния сверхпластичности.

Учитывая ограниченную пластичность алюмоматричных композитов, практический интерес вызывает поиск особых условий термомеханической обработки этих материалов, в которых они проявляют сверхпластическое поведение. Принимая во внимание, что для проявления сверхпластического течения необходима мелкозеренная структура, алюмоматричные композиционные материалы, в особенности полученные по порошковой технологии, обязательно подвергают предварительной горячей деформационной обработке. В ходе анализа литературных источников установлено, что дискретно-армированные алюмоматричные композиты проявляют признаки сверхпластической деформации в диапазоне температур 500…600 °С, как правило, при скоростях деформации более 10^{-2} $с^{-1}$. Поэтому начинать проводить поиск состояния сверхпластичности новых алюмоматричных композитных материалов следует в этом температурном диапазоне. В то же время проявление сверхпластичности ограничено узким температурно-скоростным режимом нагружения.

Анализ опубликованных научных работ показал, что наиболее широко представлены исследования на ползучесть дискретно армированных композиционных материалов, в которых в качестве матрицы использованы деформируемые алюминиевые сплавы, имеющие следующие системы легирования: Al-Mg-Cu (за рубежом – сплав Al2124), Al-Mg-Si (сплав Al6061), Al-Fe-V-Si (сплав Al8009). Композиты на основе высокопрочных алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg-Zn (7000 серия) изучены в незначительной степени. Кроме того, необходимо отметить, что внимание в основном уделено установившейся стадии, и практически отсутствуют данные о поведении материалов при кратковременной ползучести и при неустановившейся стадии ползучести.

Среди факторов, наиболее существенно влияющих на деформационное поведение алюмоматричных композитов при ползучести, можно назвать: технологию первичного получения композитного материала, вторичную деформационно-термическую обработку, химический состав матричного сплава, а также тип и размер упрочняющей фазы. Можно также отметить тенденцию к повышению сопротивляемости ползучести при уменьшении размеров упрочняющих частиц. Поэтому при выборе алюмоматричных композитов для эксплуатации стоит отдавать предпочтение материалам, армированным SiC с размерами частиц менее 5 мкм. В то же время по анализу результатов можно утверждать о преобладающем влиянии состава матричного сплава на ползучесть, в частности, при увеличении содержания магния сопротивление ползучести возрастает.

Согласно литературным данным в нестационарных условиях ползучести, например, при резких циклических температурных колебаниях в широком диапазоне и низких приложенных давлениях, возможно увеличение как скорости деформации, так и степени деформации. Показано, что для композитных материалов на основе сплавов алюминия Al6061 и Al2024 в таких условиях была достигнута деформация свыше 300 %. Поэтому следует, что в случае если детали из алюмоматричных композитов планируется использовать в условиях с резкими температурными колебаниями (например, от 100 до 450 °С) даже при небольших нагрузках (менее 10 МПа), обязательно должны быть их эксплуатационные возможности.

В результате проведенного анализа опубликованных работ, по нашему мнению, наибольшие возможности по управлению комплексом механических свойств алюмоматричных композитов заключаются в правильном выборе вторичной деформационно-термической обработки для конкретного материала. Например, использование температуры 557 °С при выдавливании композита Al8009/15SiCp оказывает положительное влияние на равномерное распределение упрочняющих частиц и формирование мелкозеренной структуры, что, в свою очередь, приводит к повышению сопротивления ползучести. Мелкозерненая структура матрицы также будет благотворно влиять и на протекание деформации в состоянии сверхпластичности.

Список литературы

1. Металломатричные композиционные материалы на основе Al-SiC / Е.Н. Каблов, Б.В. Щетанов, Д.В. Гращенков, А.А. Шавнев, А.Н. Няфкин // Авиационные материалы и технологии. – 2012. – № S. – С. 373–380.

2. Получение и анализ структуры дисперсно-упрочненных композиционных материалов системы Al-SiC с различным содержанием армирующей фазы / В.В. Березовский, А.А. Шавнев, С.Б. Ломов, Ю.А. Курганова // Авиационные материалы и технологии. – 2014. – № S6. – С. 17–23. – DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-17-23.

3. *Шавнев А.А., Березовский В.В., Курганова Ю.А.* Особенности применения конструкционного металлического композиционного материала на основе алюминиевого сплава, армированного частицами SiC. Ч. 1 (обзор) // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2015. – № 3 (15). – С. 3–10.

4. *Шавнев А.А., Березовский В.В., Курганова Ю.А.* Особенности применения конструкционного металлического композиционного материала на основе алюминиевого сплава, армированного частицами SiC. Ч. 2 (обзор) // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2015. – № 3 (15) . – С. 11–17.

5. *Pugacheva N.B., Michurov N.S., Bykova T.M.* The structure and properties of the 30al-70sic metal matrix composite material // Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures. – 2015. – Iss. 6. – P. 6–18. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.6.006-018.

6. *Гришина О.И., Шавнев А.А., Серпова В.М.* Особенности влияния структурных параметров на механические характеристики металлического композиционного материала на основе алюминиевых сплавов, упрочненных частицами карбида кремния (обзор) // Авиационные материалы и технологии. – 2014. – № S6. – С. 24–27. – DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-24-27.

7. Механические свойства алюмоматричных композиционных материалов, упрочненных частицами SiC, в зависимости от матричного сплава (обзор) / Е.А. Стоякина, Е.И. Курбаткина, В.Н. Симонов, Д.В. Косолапов, А.В. Гололобов // ТРУДЫ ВИАМ. – 2018. – № 2 (62) . – С. 62–73. – DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-8-8.

8. *Miracle D.B.* Metal matrix composites – From science to technological significance // Composites Science and Technology. – 2005. – Vol. 65, iss. 15–16. – P. 2526–2540. DOI: 10.1016/j.compscitech.2005.05.027.

9. *Kainer K.U.* Basics of metal matrix composites. – 2006. – DOI: 10.1002/3527608117.ch1.

10. Structure and thermophysical properties of aluminum-matrix composites / N.B. Pugacheva, N.S. Michurov, E.I. Senaeva, T.M. Bykova // The Physics of Metals and Metallography. – 2016. – Vol. 117, no. 11. – P. 1188–1195. – DOI: 10.1134/S0031918X16110119.

11. Особенности термической обработки композиционных материалов с алюминиевой матрицей (обзор) / Е.И. Курбаткина, А.А. Шавнев, Д.В. Косолапов, А.В. Гололобов // Труды ВИАМ. – 2017. – № 11 (59). – С. 82–97. – DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-11-9-9.

12. Effect of heat treatment on the structure and phase composition of aluminum matrix composites containing silicon carbide / N.B. Pugacheva, I.Yu. Malygina, N.S. Michurov, E.I. Senaeva, N.P. Antenorova // Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures. – 2017. – Iss. 6. – P. 28–36. – DOI: 10.17804/2410-9908.2017.6.028-036.

13. *Vani V.V., Chak S.K.* The effect of process parameters in aluminum metal matrix composites with powder metallurgy // Manufacturing Review. – 2018. – Vol. 5, N 7. – DOI: 10.1051/mfreview/2018001.

14. *Коновалов А.В., Смирнов С.В.* Современное состояние и направления исследований металломатричных композитов системы Al/SiC (Обзор) // Конструкции из композиционных материалов. – 2015. – № 1. – С. 30–35.

15. Rheological behavior and the formation of the microstructure of a composite based on an Al-Zn-Mg-Cu alloy with a 10% SiC content / A.S. Smirnov, G.A. Belozerov,. A.V. Konovalov, V.P. Shveikin, O.Yu. Muizemnek // AIP Conference Proceedings. – 2016. – Vol. 1785, iss. 1. – P. 040068. – DOI: 10.1063/1.4967125.

16. Диаграмма предельной пластичности металломатричного композита В95/SiC с содержанием частиц SiC 10 об.% при околосолидусной 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.

17. 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 // International Journal of Material Forming. – 2017. – Vol. 10, iss. 5. – P. 831–843. – DOI: 10.1007/s12289-016-1323-6.

18. *Xiong Z., Geng L., Yao C.K.* Investigation of high-temperature deformation behavior of a SiC whisker reinforced 6061 aluminium composite // Composites Science and Technology. – 1990. – Vol. 39, iss. 2. – P. 117–125. – DOI: 10.1016/0266-3538(90)90050-F.

19. *Razaghian A., Yu D., Chandra T.* Fracture behaviour of a SiC-particle-reinforced aluminium alloy at high temperature // Composites Science and Technology. – 1998. – Vol. 58, iss. 2. – P. 293–298. – DOI: 10.1016/S0266-3538(97)00130-9.

20. Mechanical and fracture behaviour of a SiC-particle-reinforced aluminum alloy at high temperature /

D. Božić, M. Vilotijević, V. Rajković, Ž. Gnjidić // Materials Science Forum. – 2005. – Vol. 494. – P. 487–492. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.494.4871.

21. Study on hot deformation behavior and workability of squeeze-cast 20 vol%SiCw/6061Al composites using processing map / W. Xu, X. Jin, W. Xiong, X. Zeng, D. Shan // Materials Characterization. – 2018. – Vol. 135. – P. 154–166. – DOI: 10.1016/j.matchar.2017.11.026.

22. *Nieh T.G., Lesuer D.R., Syn C.K.* Tensile and fatigue properties of a 25 vol% SiC particulate reinforced 6090 Al composite at 300 °C // Scripta Metallurgica et Materialia. – 1995. – Vol. 32, iss. 5. – P. 707–712. – DOI: 10.1016/0956-716X(95)91590-L.

23. Nieh T.G., Xia K., Langdon T.G. Mechanical properties of discontinuous SiC reinforced aluminum composites at elevated temperatures // Journal of Engineering Materials and Technology. – 1988. – Vol. 110, iss. 2. – P. 77–82.

24. The effect of matrix microstructure on the tensile and fatigue behavior of SiC particle-reinforced 2080 Al matrix composites / N. Chawla, U. Habel, Y.-L. Shen, C. Andres, J.W. Jones, J.E. Allison // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2000. – Vol. 31, iss. 2. – P. 531–540. – DOI: 10.1007/s11661-000-0288-7.

25. Исследование структуры и свойств металлического композиционного материала системы Al–Zn–Mg–Cu/SiC / Е.И. Курбаткина, Д.В. Косолапов, А.В. Гололобов, А.А. Шавнев // Цветные металлы. – 2019. – № 1. – С. 40–45. – DOI: 10.17580/tsm.2019.01.06.

26. Kaibychev R., Kazyhanov V., Bampton C.C. Superplastic deformation of the 2009-15% SiCw composite // Key Engineering Materials. – 1997. – Vol. 127, iss. 131. – P. 953–960. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.127-131.953.

27. Influence of temperature on segregation in 2009 Al-SiCw composite and its implication on high strain rate superplasticity / R.S. Mishra, A.K. Mukherjee, C. Echer, C.C. Bampton, T.R. Bieler // Scripta Materialia. – 1996. – Vol. 35, iss. 2. – P. 247–252. – DOI: 10.1016/1359-6462(96)00118-2.

28. 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.

29. Chan K.C., Tong G.Q. Deformation and cavitation behavior of a high-strain-rate superplastic Al2009/20SiCW composite // Materials Letters. – 2000. – Vol. 44, iss. 1. – P. 39–44. – DOI: 10.1016/S0167-577X(99)00294-3.

30. Wu M.Y., Sherby O.D. Superplasticity in a silicon carbide whisker reinforced aluminum alloy // Scripta Metallurgica. – 1984. – Vol. 18, iss. 8. – P. 773–776. – DOI: 10.1016/0036-9748(84)90392-2.

31. Kim H.Y., Hong S.H. High temperature deformation behavior of 20 vol-percent SiCw 2024Al metal matrix composite // Scripta Metallurgica et Materialia. – 1994. – Vol. 30, iss. 3. – P. 297–302. – DOI: 10.1016/0956-716X(94)90378-6.

32. González-Doncel G., Sherby O.D. Tensile ductility and fracture of superplastic Aluminum-SiC composites under thermal cycling conditions // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1996. – Vol. 27, iss. 9. – P. 2837–2842.

33. Wei Z., Zhang B., Wang Y. Microstructure and superplasticity in a stir – cast SiCp/2024 aluminium composite // Scripta Metallurgica et Materiala. – 1994. – Vol. 30, iss. 11. – P. 1367–1372. – DOI: 10.1016/0956-716X(94)90229-1.

34. Bin Z.L., Jintao H., Yanwen W. Plastic working and superplasticity in aluminium-matrix composites reinforced with SiC particulates // Journal of Materials Processing Technology. – 1998. – Vol. 84, iss. 1–3. – P. 271–273. – DOI: 10.1016/S0924-0136(98)00233-7.

35. Xiao B., Ma Z., Bi J. Investigation on superplasticity in SiCp/2024 cold rolling sheet after heat treatment // Journal of Materials Science and Technology. – 2003. – Vol. 19, iss. 4. – P. 382–384.

36. Nieh T.G., Henshall C.A., Wadsworth J. Superplasticity at high strain rates in a SiC whisker reinforced Al alloy // Scripta Metallurgica. – 1984. – Vol. 18, iss. 12. – P. 1405–1408. – DOI: 10.1016/0036-9748(84)90374-0.

37. Deformation behavior of powder-metallurgy processed high-strain-rate superplastic 20%SiCp/2124 Al composite in a wide range of temperature / W.-J. Kim, J.H. Yeon, D.H. Shin, S.H. Hong // Materials Science and Engineering: A. – 1999. – Vol. 269, iss. 1–2. – P. 142–151. – DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00157-4.

38. Kim W.-J., Sherby O.D. Particle weakening in superplastic SiC/2124 Al composites at high temperature // Acta Materialia. – 2000. – Vol. 48, iss. 8. – P. 1763–1774. – DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00006-9.

39. Zahid G.H., Todd R.I., Prangnell P.B. Deformation and microstructural development in a 2124Al/SiCpMMC during high strain rate superplasticity // Materials Science Forum. – 1999. – Vol. 304–306. – P. 233–240. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.304–306.233.

40. Tong G.Q., Chan K.C. Deformation behavior of a PM Al6013/15SiCP composite sheet at elevated temperature // Materials Letters. – 1999. – Vol. 38, iss. 5. – P. 326–330. – DOI: 10.1016/S0167-577X(98)00183-9.

41. Ceschini L., Morri A., Orazi L. High strain rate superplasticity in aluminium matrix composites // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Pt. L: Journal of Materials: Design and Applications. – 2002. – Vol. 216, iss. 1. – P. 43–48. – DOI: 10.1177/146442070221600106.

42. Superplasticity in a SiCw-6061Al composite / H. Xiaoxu, L. Qing, C.K. Yao, Y. Mei // Journal of Materials Science Letters. – 1991. – Vol. 10, iss. 16. – P. 964–966. – DOI: 10.1007/BF00722147.

43. Chan K.C., Tong G.Q. The cavitation behavior of a high-strain-rate superplastic Al6061/20SiCw composite under uniaxial and equibiaxial tension // Scripta Materialia. – 1998. – Vol. 38, iss. 11. – P. 1705–1710. – DOI: 10.1016/S1359-6462(98)00103-1.

44. Chan K.C., Tong G.Q. Strain rate sensitivity of a high-strain-rate superplastic Al6061/20SiCW composite under uniaxial and equibiaxial tension // Materials Letters. – 2001. – Vol. 51, iss. 5. – P. 389–395. – DOI: 10.1016/S0167-577X(01)00326-3.

45. Li X.J., Tan M.J. A study of the strength of P/M 6061Al and composites during high strain rate superplastic deformation // Journal of Materials Science. – 2003. – Vol. 38, iss. 11. – P. 2505–2510. – DOI: 10.1023/A:1023973622567.

46. High strain rate superplasticity in powder metallurgy aluminium alloy 6061 + 20 vol.-%SiCp composite with relatively large particle size / W.J. Kim, Y.S. Lee, S.J. Moon, S.H. Hong // Materials Science and Technology. – 2000. – Vol. 16, iss. 6. – P. 675–680. – DOI: 10.1179/026708300101508261.

47. High-strain-rate superplastic flow in 6061 Al composite enhanced by liquid phase / W.J. Kim, S.H. Hong, H.G. Jeong, S.H. Min // Journal of Materials Research. – 2002. – Vol. 17, iss. 1. – P. 65–74. – DOI: 10.1557/JMR.2002.0012.

48. High strain rate superplasticity of a powder metallurgy SiC particulate reinforced 6061 Al composite (6061/SiC/17.5p) / T.G. Nieh, T. Imai, J. Wadsworth, S. Kojima // Scripta Metallurgica et Materialia. – 1994. – Vol. 31, iss. 12. – P. 1685–1690. – DOI: 10.1016/0956-716X(94)90464-2.

49. High temperature superplasticity and its deformation mechanism of AA6063/SiCp / S. Vijayananth, V. Jayaseelan, S.A.A. Daniel, N.M. Kumar // Case Studies in Thermal Engineering. – 2019. – Vol. 14. – P. 100479. – DOI: 10.1016/j.csite.2019.100479.

50. Grishaber R.B., Mishra R.S., Mukherjee A.K. Effect of testing environment on intergranular microsuperplasticity in an aluminum MMC // Materials Science and Engineering: A. – 1996. – Vol. 220, iss. 1–2. – P. 78–84. – DOI: 10.1016/S0921-5093(96)10462-7.

51. Chan K.C., Han B.Q. High-strain-rate superplasticity of particulate reinforced aluminium matrix composites // International Journal of Mechanical Sciences. – 1998. – Vol. 40, iss. 2–3. – P. 305–311. – DOI: 10.1016/S0020-7403(97)00056-8.

52. Higashi K., Nieh T.G., Wadsworth J. Effect of temperature on the mechanical properties of mechanically-alloyed materials at high strain rates // Acta Metallurgica et Materialia. – 1995. – Vol. 43, iss. 9. – P. 3275–3282. – DOI: 10.1016/0956-7151(95)00047-Y.

53. Tong G.Q., Chan K.C. High-strain-rate superplasticity of an Al–4.4Cu–1.5Mg/21SiCW composite sheet // Materials Science and Engineering: A. – 2000. – Vol. 286, iss. 2. – P. 218–224. – DOI: 10.1016/S0921-5093(00)00811-X.

54. Mabuchi M., Higashi K. On accommodation helper mechanism for superplasticity in metal matrix composites // Acta Materialia. – 1999. – Vol. 47, iss. 6. – P. 1915–1922. – DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00045-2.

55. *McLean M.* Creep deformation of metal-matrix composites // Composites Science and Technology. – 1985. – Vol. 23, iss. 1. – P. 37–52. – DOI: 10.1016/0266-3538(85)90010-7.

56. A study of the hot-working behavior of SiC−Al alloy composites and their matrix alloys by hot torsion testing / J.R. Pickens, T.J. Langan, R.O. England, M. Liebson // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1987. – Vol. 18, iss. 2. – P. 303–312. – DOI: 10.1007/BF02825711.

57. Razaghian A., Yu D., Chandra T. Fracture behaviour of a SiC-particle-reinforced aluminium alloy at high temperature // Composites Science and Technology. – 1998. – Vol. 58, iss. 2. – P. 293–298. – DOI: 10.1016/S0266-3538(97)00130-9.

58. Reinforcement and hot workability of aluminium alloy 7075 particulate composites: a review / Q.M. Azpen, B.T.H.T. Baharudin, S. Shamsuddin, F. Mustapha // Journal of Engineering Science and Technology. – 2018. – Vol. 13, iss. 4. – P. 1034–1057.

59. *Pal S., Ray K.K., Mitra R.* Room temperature mechanical properties and tensile creep behavior of powder metallurgy processed and hot rolled Al and Al–SiCp composites // Materials Science and Engineering A. – 2010. – Vol. 527, iss. 26. – P. 6831–6837 – DOI: 10.1016/j.msea.2010.07.075.

60. *Bhattacharyya J.J., Mitra R.* Effect of hot rolling temperature and thermal cycling on creep and damage behavior of powder metallurgy processed Al-SiC particulate composite // Materials Science and Engineering A. – 2012. – Vol. 557. – P. 92–105. – DOI: 10.1016/j.msea.2012.06.073.

61. *Pandey A.B., Mishra R.S., Mahajan Y.R.* Steady state creep behaviour of silicon carbide particulate reinforced aluminium composites // Acta Metallurgica et Materialia. – 1992. – Vol. 40, iss. 8. – P. 2045–2052. – DOI: 10.1016/0956-7151(92)90190-P.

62. Tjong S.C., Ma Z.Y. High-temperature creep 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.

63. Pandey A.B., Mishra R.S., Mahajan Y.R. Creep fracture in Al-SiC metal-matrix composites // Journal of Materials Science. – 1993. – Vol. 28, iss. 11. – P. 2943–2949. – DOI: 10.1007/BF00354697.

64. High temperature creep behaviour of silicon carbide particulate reinforced aluminium / J. Cadek, H. Oikawa, V. Sustek, M. Pahutova // High Temperature Materials and Processes. – 1994. – Vol. 13, iss. 4. – P. 327–338. – DOI: 10.1515/HTMP.1994.13.4.327.

65. *Pandey A.B., Mishra R.S., Mahajan Y.R.* Effect of a solid solution on the steady-state creep behavior of an aluminum matrix composite // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1996. – Vol. 27. – P. 305–16. – DOI: 10.1007/BF02648408.

66. *Deshmukh S.P., Mishra R.S., Kendig K.L.* Creep behavior of extruded Al–6Mg–1Sc–1Zr–10 vol.% SiCp composite // Materials Science and Engineering: A. – 2005. – Vol. 410–411. – P. 53–57. – DOI: 10.1016/j.msea.2005.08.096.

67. *Lin Z., Mohamed F.A.* Creep and microstructure in powder metallurgy 15 vol.% SiCp–2009 Al composite // Journal of Materials Science. – 2012. – Vol. 47, iss. 6. – P. 2975–2984. – DOI: 10.1007/s10853-011-6131-2.

68. *Biner S.B.* Creep deformation behavior of SiC particulate reinforced aluminum composite // 22nd Annual Conference on Composites, Advanced Ceramics, Materials, and Structures: A: Ceramic Engineering and Science Proceedings. – 1988. – Vol. 19. – Ch. 53. – DOI: 10.1002/9780470294482.ch53.

69. Creep properties of an Al-2024 composite reinforced with SiC particulates / S. Spigarelli, M. Cabibbo, E. Evangelista, T.G. Langdon // Materials Science and Engineering: A. – 2002. – Vol. 328, iss. 1–2. – P. 39–47. – DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01698-7.

70. *Gonzalez-Doncel G., Sherby O.D.* High temperature creep behavior of metal matrix aluminum–SiC composites // Acta Metallurgica et Materialia. – 1993. – Vol. 41, iss. 10. – P. 2797–2805. – DOI: 10.1016/0956-7151(93)90094-9.

71. *Lin Z., Li Y., Mohamed F.A.* Creep and substructure in 5 vol.% SiC-2124 Al composite // Materials Science and Engineering A. – 2002. – Vol. 332, iss. 1–2. – P. 330–342. – DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01760-9.

72. *Li Y., Mohamed F.A.* An investigation of creep behavior in an SiC–2124 Al composite // Acta Materialia. – 1997. – Vol. 45, iss. 11. – P. 4775–4785. – DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00130-4.

73. Analysis of creep behavior of SiC/Al metal matrix composites based on a generalized shear-lag model / H. Ryu, K. Chung, S. Cha, S. Hong // Journal of Materials Research. – 2004. – Vol. 19, iss.12. – P. 3633–3640. – DOI: 10.1557/JMR.2004.0472.

74. *Čadek J., Pahutová M., Šustek V.* Creep behaviour of a 2124 Al alloy reinforced by 20 vol.% silicon carbide particulates // Materials Science and Engineering: A. – 1998. – Vol. 246, iss. 1–2. – P. 252–264. – DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00694-1.

75. *Ma Z.Y., Tjong S.C.* The high-temperature creep behaviour of 2124 aluminium alloys with and without particulate and SiC-whisker reinforcement // Composites Science and Technology. – 1999. – Vol. 59, iss. 5. – P. 737–747. – DOI: 10.1016/S0266-3538(98)00113-4.

76. *Nardone V.C., Strife J.R.* Analysis of the creep behavior of silicon carbide whisker reinforced 2124 Al(T4) // Metallurgical Transactions A. – 1987. – Vol. 18, iss. 1. – P. 109–114. – DOI: 10.1007/BF02646227.

77. *Krajewski P.E., Allison J.E., Jones J.W.* The effect of SiC particle reinforcement on the creep behavior of 2080 aluminum // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1997. – Vol. 28, iss. 3. – P. 611–620. – DOI: 10.1007/s11661-997-0046-1.

78. *Zong B.Y., Derby B.* Creep behaviour of a SiC particulate reinforced Al-2618 metal matrix composite // Acta Materialia. – 1997. – Vol. 45, iss. 1. – P. 41–49. – DOI: 10.1016/S1359-6454(96)00171-1.

79. *Wakashima K., Moriyama T., Mori T.* Steady-state creep of a particulate SiC/6061 Al composite // Acta Materialia. – 2000. – Vol. 48, iss. 4. – P. 891–901. – DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00386-9.

80. *Fernández R., González-Doncel G.* Threshold stress and load partitioning during creep of metal matrix composites // Acta Materialia. – 2008. – Vol. 56, iss. 11. – P. 2549–2562. – DOI: 10.1016/j.actamat.2008.01.037.

81. *Nieh T.G.* Creep rupture of a silicon carbide reinforced aluminum composite // Metallurgical Transactions A. – 1984. – Vol. 15, iss. 1. – P. 139–146. – DOI: 10.1007/BF02644396.

82. *Daehn G.S., González-Doncel G.* Deformation of whisker-reinforced metal-matrix composites under changing temperature conditions // Metallurgical Transactions A. – 1989. – Vol. 20, iss. 11. – P. 2355–2368. – DOI: 10.1007/BF02666670.

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

84. *Park K.T., Mohamed F.A.* Creep strengthening in a discontinuous SiC-Al composite // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1995. – Vol. 26. – P. 3119–3129. – DOI: 10.1007/BF02669441.

85. *Fernández R., González-Doncel G.* Influence of processing route and reinforcement content on the creep fracture parameters of aluminium alloy metal matrix composites // Journal of Alloys and Compounds. – 2009. – Vol. 478, iss. 1–2. – P. 133–138. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.11.062.

86. *Khalifa T.A., Mahmoud T.S.* Elevated temperature mechanical properties of Al alloy AA6063/SiCp MMCs //

Proceedings of the World Congress on Engineering 2009, London, U.K., 1–3 July 2009. – London, 2009. – Vol. 2. – P. 1557–1562. – ISBN: 978-988-18210-1-0.

87. *Li Y., Langdon T.G.* A comparison of the creep properties of an Al-6092 composite and the unreinforced matrix alloy // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1998. – Vol. 29, iss. 10. – P. 2523–2531. – DOI: 10.1007/s11661-998-0224-9.

88. High temperature creep behavior of SiC whisker-reinforced AlFeVSi composite / S.J. Zhu, L.M. Peng, Z.Y. Ma, J. Bi, F.G. Wang, Z.G. Wang // Materials Science and Engineering: A. – 1996. – Vol. 215, iss. 1–2. – P. 120–124. – DOI: 10.1016/0921-5093(96)80015-3.

89. *Čadek J., Kuchařová K., Zhu S.J.* High temperature creep behaviour of an Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si alloy reinforced with silicon carbide particulates // Materials Science and Engineering: A. – 2000. – Vol. 283, iss. 1–2. – P. 172–180. – DOI: 10.1016/S0921-5093(00)00706-1.

90. *Čadek J., Kuchařová K., Zhu S.J.* Transition from athermal to thermally activated detachment of dislocations from small incoherent particles in creep of an Al–8.5Fe–1.3V–1.7Si alloy reinforced with silicon carbide particulates // Materials Science and Engineering: A. – 2001. – Vol. 297, iss. 1–2. – P. 176–184. – DOI: 10.1016/S0921-5093(00)01258-2.

91. *Čadek J., Kuchařová K., Zhu S.J.* Creep behaviour of an Al–8.5Fe–1.3V–1.7Si–15SiCp composite at temperatures ranging from 873 to 948 K // Materials Science and Engineering: A. – 2002. – Vol. 328, iss. 1–2. – P. 283–290. – DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01705-1.

92. *Ma Z.Y., Tjong S.C.* High-temperature creep behaviour of SiC particulate reinforced Al–Fe–V–si alloy composite // Materials Science and Engineering: A. – 2000. – Vol. 278, iss. 1–2. – P. 5–15. – DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00613-9.

93. *Liao J., Tan M.J., Sridhar I.* Creep behavior of spray-deposited AlLi/SiCp composite // Materials Science and Engineering: A. – 2010. – Vol. 527, iss. 18–19. – P. 4906–4913. – DOI: 10.1016/j.msea.2010.04.040.

94. *Fernández R., González-Doncel G.* Load partitioning during creep of powder metallurgy metal matrix composites and Shear-Lag model predictions // Materials Science and Engineering A. – 2009. – Vol. 500, iss. 1–2. – P. 109–113. – DOI: 10.1016/j.msea.2008.09.041.

95. *Чумаков Е.В.* Анализ процесса деформационного упрочнения на неустановившейся стадии ползучести // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. – 2014. – № 3 (202). – С. 154–160.

96. *Яковлев С.С., Ларин С.Н., Леонова Е.В.* Теоретические основы изотермического деформирования анизотропных высокопрочных материалов в режиме кратковременной ползучести // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2014. – № 1. – С. 110–122.

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

98. *Li Y., Langdon T.G.* A unified interpretation of threshold stresses in the creep and high strain rate superplasticity of metal matrix composites // Acta Materialia. – 1999. – Vol. 47, iss. 12. – P. 3395–3403. – DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00219-0.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/)

Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2020 vol. 22 no. 2 pp. 130–157
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-130-157

Obrabotka metallov -
Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

A Review of Experimental Studies of Creep Behavior and Superplasticity in a Discontinuous SiC Aluminum-Matrix Composites

Denis Kryuchkov [a, *], ***Anton Nesterenko*** [b]

Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya st., 620049, Ekaterinburg, Russian Federation

[a] https://orcid.org/0000-0001-8585-3544, kru4koff@bk.ru, [b] https://orcid.org/0000-0002-7010-6260, nav@imach.uran.ru

ARTICLE INFO

Article history:
Received: 06 May 2019
Revised: 13 March 2020
Accepted: 14 May 2020
Available online: 15 June 2020

Keywords:
Review
Aluminum Matrix Composite Materials
High-temperature deformation
Creep
Superplasticity

Funding
This work was carried out as part of the fundamental scientific research program of the State Academies of Sciences for 2013-2020 on the theme No. 0391-2019-0005 "Development of scientific bases of designing of optimum production engineering plastic forming of metal materials with the secured level of a continuity and physicomechanical properties"

ABSTRACT

Introduction. Current trends in the development of composite materials based on aluminum alloys discretely hardened by SiC are aimed at structural applications, including at high temperatures. The manufacture of parts using metal forming processes allows to minimize the finishing of workpieces, in which there is a rapid wear of the cutting tool. However, it is necessary to increase the ductility of aluminium matrix composite materials by preliminary deformation-heat treatment. After such treatment, under certain thermomechanical conditions, the composites may exhibit signs of superplasticity. It is also important to be able to predict how external influences (high temperature and pressure) will affect the deformation behavior of composites during operation. Therefore, an integral part of the assessment of the deformation properties of composite materials intended for continuous service is creep testing. At the same time, a joint review of the results of uniaxial tensile tests under creep and superplasticity conditions broadens the picture of the deformation behavior of composite materials in a wide range of temperature-velocity effects. **Objective:** to conduct a comparative analysis of the results of published studies on the deformation behavior of aluminium matrix composite materials discretely reinforced with silicon carbide during the manifestation of superplasticity and under conditions of high temperature creep. The paper presents the results of published studies of composite materials with matrices based on the following grades of aluminum alloys: Al2009, Al2014, Al2024, Al2124, Al6013, Al6061, Al6063, Al6090, Al8009, Al8090, IN9021. The deformation of aluminium matrix composite materials in the state of superplasticity and under conditions of high temperature creep is considered. **Results and discussion.** A literature review shows that superplastic deformation mainly manifests itself at strain rates of more than 10–2 s–1. Moreover, the maximum elongation reaches the limits of 200 to 450 %. The highest elongation of 685% is obtained at a rate of 5 • 10-4 s-1 for Al2024 / 10SiCp material. In a number of works, it is found that in order to achieve superplastic deformation, the process temperature should be equal to or slightly higher than the temperature of partial melting of the matrix at the grain boundaries of the matrix and the boundaries of the matrix with reinforcing particles. Composite materials with matrices based on the following alloying systems are best studied: Al-Mg-Cu (Al2124), Al-Mg-Si (Al6061), Al-Fe-V-Si (Al8009). Among the factors that most significantly affect the deformation behavior of aluminium matrix composites during creep, it can be noted: the technology of primary production of a composite material, preliminary deformation-heat treatment, the chemical composition of the matrix alloy, and the type and size of the hardening phase. Studies are noted to study the effect of temperature fluctuations on deformation behavior during operation under unsteady creep conditions with a change in pressure. The data collected show that, under certain thermal cycling conditions and low applied pressures, composite materials tend to have high degrees of deformation, which can be promising for developing manufacturing techniques for workpieces and products.

For citation: *Kryuchkov D.I., Nesterenko A.V.* A review of experimental studies of creep behavior and superplasticity in a discontinuous SiC aluminum-matrix composites. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 1, pp. 130–157. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-130-157. (In Russian).

References

1. Kablov E.N., Shchetanov B.V., Grashchenkov D.V., Shavnev A.A., Nyafkin A.N. Metallomatrichnye kompozitsionnye materialy na osnove Al-SiC [Metallic composite materials on the base of Al–SiC]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii = Aviation Materials and Technologies*, 2012, no. S, pp. 373–380.

*** Corresponding author**
Kryuchkov Denis I., Ph.D. (Engineering), Scientific associate,
Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Science,
34 Komsomolskaya str.,
620049, Ekaterinburg, Russian Federation
Tel.: 8 (343) 374-50-51, **e-mail:** kru4koff@bk.ru

2. Berezovskii V.V., Shavnev A.A., Lomov S.B., Kurganova Yu.A. Poluchenie i analiz struktury dispersnouprochnennykh kompozitsionnykh materialov sistemy Al-SiC s razlichnym soderzhaniem armiruyushchei fazy [Receiving and the analysis of structure of the disperse strengthened composite materials of Al-SiC system with the different maintenance of the reinforcing phase]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii = Aviation Materials and Technologies*, 2014, no. S6, pp. 17–23. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-17-23.

3. Shavnev A.A., Berezovskii V.V., Kurganova Yu.A. Osobennosti primeneniya konstruktsionnogo metallicheskogo kompozitsionnogo materiala na osnove alyuminievogo splava, armirovannogo chastitsami SiC. Ch. 1 (obzor) [Specificity of metal matrix composites based on aluminum alloy reinforced by SiC particles application. Pt. 1 (review)]. *Novosti materialovedeniya. Nauka i tekhnika = Material Science and Technology News*, 2015, no. 3 (15), pp. 3–10.

4. Shavnev A.A., Berezovskii V.V., Kurganova Yu.A. Osobennosti primeneniya konstruktsionnogo metallicheskogo kompozitsionnogo materiala na osnove alyuminievogo splava, armirovannogo chastitsami SiC. Ch. 1 (obzor) [Specificity of metal matrix composites based on aluminum alloy reinforced by SiC particles application. Pt. 2 (review)]. *Novosti materialovedeniya. Nauka i tekhnika = Material Science and Technology News*, 2015, no. 3 (15), pp. 11–17.

5. Pugacheva N.B., Michurov N.S., Bykova T.M. The structure and properties of the 30al-70sic metal matrix composite material. *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures,* 2015, iss. 6, pp. 6–18. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.6.006-018. (In Russian).

6. Grishina O.I., Shavnev A.A., Serpova V.M. Osobennosti vliyaniya strukturnykh parametrov na mekhanicheskie kharakteristiki metallicheskogo kompozitsionnogo materiala na osnove alyuminievykh splavov, uprochnennykh chastitsami karbida kremniya (obzor) [Features of influence of structural parameters on mechanical properties of metallic composite material based on particle-reinforced aluminum alloys by silicon carbide]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii = Aviation Materials and Technologies*, 2014, no. S6, pp. 24–27. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-24-27.

7. Stoyakina E.A., Kurbatkina E.I., Simonov V.N., Kosolapov D.V., Gololobov A.V. Mekhanicheskie svoistva alyumomatrichnykh kompozitsionnykh materialov, uprochnennykh chastitsami SiC, v zavisimosti ot matrichnogo splava (obzor) [Mechanical properties of aluminum-matrix composite materials reinforced with SiC particles, depending on the matrix alloy (review)]. *Trudy VIAM = Proceedings of VIAM*, 2018, no. 2 (62), pp. 62–73. DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-8-8.

8. Miracle D.B. Metal matrix composites – From science to technological significance. *Composites Science and Technology*, 2005, vol. 65, iss. 15–16, pp. 2526–2540. DOI: 10.1016/j.compscitech.2005.05.027.

9. Kainer K.U. *Basics of metal matrix composites*. 2006. DOI: 10.1002/3527608117.ch1.

10. Pugacheva N.B., Michurov N.S., Senaeva E.I., Bykova T.M. Structure and thermophysical properties of aluminum-matrix composites. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, no. 11, pp. 1188–1195. DOI: 10.1134/S0031918X16110119.

11. Kurbatkina E.I., Shavnev A.A., Kosolapov D.V., Gololobov A.V. Osobennosti termicheskoi obrabotki kompozitsionnykh materialov s alyuminievoi matritsei (obzor) [Features of heat treatment of composite materials with aluminum matrix (review)]. *Trudy VIAM = Proceedings of VIAM*, 2017, no. 11 (59), pp. 82–97. DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-11-9-9.

12. Pugacheva N.B., Malygina I.Yu., Michurov N.S., Senaeva E.I., Antenorova N.P. Effect of heat treatment on the structure and phase composition of aluminum matrix composites containing silicon carbide. *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures,* 2017, iss. 6, pp. 28–36. DOI: 10.17804/2410-9908.2017.6.028-036. (In Russian).

13. Vani V.V., Chak S.K. The effect of process parameters in Aluminum Metal Matrix Composites with Powder Metallurgy. *Manufacturing Review*, 2018, vol. 5, no. 7. DOI: 10.1051/mfreview/2018001.

14. Konovalov A.V., Smirnov S.V. Sovremennoe sostoianie i napravleniia issledovanii metallomatrichnykh kompozitov sistemy Al/SiC (Obzor) [Modern state and direction of researches of Al/SiC metal matrix composites (Review)]. *Konstruktsii iz kompozitsionnykh materialov = Composite materials constructions*, 2015, no. 1 (137), pp. 30–35.

15. Smirnov A.S., Belozerov G.A., Konovalov A.V., Shveikin V.P., Muizemnek O.Yu. Rheological behavior and the formation of the microstructure of a composite based on an Al-Zn-Mg-Cu alloy with a 10% SiC content. *AIP Conference Proceedings*, 2016, vol. 1785, iss. 1, p. 040068. DOI: 10.1063/1.4967125.

16. Vichuzhanin D.I., Smirnov S.V., Nesterenko A.V., Igumnov A.S. Diagramma predel'noi plastichnosti metallomatrichnogo kompozita V95/SiC s soderzhaniem chastits SiC 10 ob.% pri okolosolidusnoi temperature [A

fracture locus for a 10 volume-percent B95/SiC metal matrix composite at the near-solidus temperature]. *Pis'ma o materialakh = Letters on Materials*, 2018, vol. 8, iss. 1, pp. 88–93. DOI: 10.22226/2410-3535-2018-1-88-93.

17. 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. *International Journal of Material Forming*, 2017, vol. 10, iss. 5, pp. 831–843. DOI: 10.1007/s12289-016-1323-6.

18. Xiong Z., Geng L., Yao C.K. Investigation of high-temperature deformation behavior of a SiC whisker reinforced 6061 aluminium composite. *Composites Science and Technology*, 1990, vol. 39, iss. 2, pp. 117–125. DOI: 10.1016/0266-3538(90)90050-F.

19. Razaghian A., Yu D., Chandra T. Fracture behaviour of a SiC-particle-reinforced aluminium alloy at high temperature. *Composites Science and Technology*, 1998, vol. 58, iss. 2, pp. 293–298. DOI: 10.1016/S0266-3538(97)00130-9.

20. Božić D., Vilotijević M., Rajković V., Gnjidić Ž. Mechanical and fracture behaviour of a SiC-particle-reinforced aluminum alloy at high temperature. *Materials Science Forum*, 2005, vol. 494, pp. 487–492. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.494.487.

21. Xu W., Jin X., Xiong W., Zeng X., Shan D. Study on hot deformation behavior and workability of squeeze-cast 20 vol%SiCw/6061Al composites using processing map. *Materials Characterization*, 2018, vol. 135, pp. 154–166. DOI: 10.1016/j.matchar.2017.11.026.

22. Nieh T.G., Lesuer D.R., Syn C.K. Tensile and fatigue properties of a 25 vol% SiC particulate reinforced 6090 Al composite at 300 °C. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1995, vol. 32, iss. 5, pp. 707–712. DOI: 10.1016/0956-716X(95)91590-L.

23. Nieh T.G., Xia K., Langdon T.G. Mechanical properties of discontinuous SiC reinforced aluminum composites at elevated temperatures. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 1988, vol. 110, iss. 2, pp. 77–82.

24. Chawla N., Habel U., Shen Y.-L., Andres C., Jones J.W., Allison J.E. The effect of matrix microstructure on the tensile and fatigue behavior of SiC particle-reinforced 2080 Al matrix composites. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, vol. 31, iss. 2, pp. 531–540. DOI: 10.1007/s11661-000-0288-7.

25. Kurbatkina E.I., Kosolapov D.V., Gololobov A.V., Shavnev A.A. Issledovanie struktury i svoistv metallicheskogo kompozitsionnogo materiala sistemy Al–Zn–Mg–Cu/SiC [Study on the structure and properties of Al–Zn–Mg–Cu/SiC composite]. *Tsvetnye Metally*, 2019, no. 1, pp. 40–45. DOI: 10.17580/tsm.2019.01.06.

26. Kaibychev R., Kazyhanov V., Bampton C.C. Superplastic deformation of the 2009-15% SiCw composite. *Key Engineering Materials*, 1997, vol. 127, iss. 131, pp. 953–960. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.127–131.953.

27. Mishra R.S., Mukherjee A.K., Echer C., Bampton C.C., Bieler T.R. Influence of temperature on segregation in 2009 Al-SiCw composite and its implication on high strain rate superplasticity. *Scripta Materialia*, 1996, vol. 35, iss. 2, pp. 247–252. DOI: 10.1016/1359-6462(96)00118-2.

28. 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, pp. 827–829. DOI: 10.1023/A:1018586610298.

29. Chan K.C., Tong G.Q. Deformation and cavitation behavior of a high-strain-rate superplastic Al2009/20SiCW composite. *Materials Letters*, 2000, vol. 44, iss. 1, pp. 39–44. DOI: 10.1016/S0167-577X(99)00294-3.

30. Wu M.Y., Sherby O.D. Superplasticity in a silicon carbide whisker reinforced aluminum alloy. *Scripta Metallurgica*, 1984, vol. 18, iss. 8, pp. 773–776. DOI: 10.1016/0036-9748(84)90392-2.

31. Kim H.Y., Hong S.H. High temperature deformation behavior of 20 vol-percent SiCw 2024Al metal matrix composite. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1994, vol. 30, iss. 3, pp. 297–302. DOI: 10.1016/0956-716X(94)90378-6.

32. González-Doncel G., Sherby O.D. Tensile ductility and fracture of superplastic Aluminum-SiC composites under thermal cycling conditions. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996, vol. 27, iss. 9, pp. 2837–2842.

33. Wei Z., Zhang B., Wang Y. Microstructure and superplasticity in a stir – cast SiCp/2024 aluminium composite. *Scripta Metallurgica et Materiala*, 1994, vol. 30, iss. 11, pp. 1367–1372. DOI: 10.1016/0956-716X(94)90229-1.

34. Bin Z.L., Jintao H., Yanwen W. Plastic working and superplasticity in aluminium-matrix composites reinforced with SiC particulates. *Journal of Materials Processing Technology*, 1998, vol. 84, iss. 1–3, pp. 271–273. DOI: 10.1016/S0924-0136(98)00233-7.

35. Xiao B., Ma Z., Bi J. Investigation on superplasticity in SiCp/2024 cold rolling sheet after heat treatment. *Journal of Materials Science and Technology*, 2003, vol. 19, iss. 4, pp. 382–384

36. Nieh T.G., Henshall C.A., Wadsworth J. Superplasticity at high strain rates in a SiC whisker reinforced Al alloy. *Scripta Metallurgica*, 1984, vol. 18, iss. 12, pp. 1405–1408. DOI: 10.1016/0036-9748(84)90374-0.

37. Kim W.-J., Yeon J.H., Shin D.H., Hong S.H. Deformation behavior of powder-metallurgy processed high-strain-rate superplastic 20%SiCp/2124 Al composite in a wide range of temperature. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, vol. 269, iss. 1–2, pp. 142–151. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00157-4.

38. Kim W.-J., Sherby O.D. Particle weakening in superplastic SiC/2124 Al composites at high temperature. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48, iss. 8, pp. 1763–1774. DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00006-9.

39. Zahid G.H., Todd R.I., Prangnell P.B. Deformation and microstructural development in a 2124Al/SiCpMMC during high strain rate superplasticity. *Materials Science Forum*, 1999, vol. 304–306, pp. 233–240. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.304-306.233.

40. Tong G.Q., Chan K.C. Deformation behavior of a PM Al6013/15SiCP composite sheet at elevated temperature. *Materials Letters*, 1999, vol. 38, iss. 5, pp. 326–330. DOI: 10.1016/S0167-577X(98)00183-9.

41. Ceschini L., Morri A., Orazi L. High strain rate superplasticity in aluminium matrix composites. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Pt. L: Journal of Materials: Design and Applications*, 2002, vol. 216, iss. 1, pp. 43–48. DOI: 10.1177/146442070221600106.

42. Xiaoxu H., Qing L., Yao C.K., Mei Y. Superplasticity in a SiCw-6061Al composite. *Journal of Materials Science Letters*, 1991, vol. 10, iss. 16, pp. 964–966. DOI: 10.1007/BF00722147.

43. Chan K.C., Tong G.Q. The cavitation behavior of a high-strain-rate superplastic Al6061/20SiCw composite under uniaxial and equibiaxial tension. *Scripta Materialia*, 1998, vol. 38, iss. 11, pp. 1705–1710. DOI: 10.1016/S1359-6462(98)00103-1.

44. Chan K.C., Tong G.Q. Strain rate sensitivity of a high-strain-rate superplastic Al6061/20SiCW composite under uniaxial and equibiaxial tension. *Materials Letters*, 2001, vol. 51, iss. 5, pp. 389–395. DOI: 10.1016/S0167-577X(01)00326-3.

45. Li X.J., Tan M.J. A study of the strength of P/M 6061Al and composites during high strain rate superplastic deformation. *Journal of Materials Science*, 2003, vol. 38, iss. 11, pp. 2505–2510. DOI: 10.1023/A:1023973622567.

46. Kim W.J., Lee Y.S., Moon S.J., Hong S.H. High strain rate superplasticity in powder metallurgy aluminium alloy 6061 + 20 vol.-%SiCp composite with relatively large particle size. *Materials Science and Technology*, 2000, vol. 16, iss. 6, pp. 675–680. DOI: 10.1179/026708300101508261.

47. Kim W.J., Hong S.H., Jeong H.G., Min S.H. High-strain-rate superplastic flow in 6061 Al composite enhanced by liquid phase. *Journal of Materials Research*, 2002, vol. 17, iss. 1, pp. 65–74. DOI: 10.1557/JMR.2002.0012.

48. Nieh T.G., Imai T., Wadsworth J., Kojima S. High strain rate superplasticity of a powder metallurgy SiC particulate reinforced 6061 Al composite (6061/SiC/17.5p). *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1994, vol. 31, iss. 12, pp. 1685–1690. DOI: 10.1016/0956-716X(94)90464-2.

49. Vijayananth S., Jayaseelan V., Daniel S.A.A., Kumar N.M. High temperature superplasticity and its deformation mechanism of AA6063/SiCp. *Case Studies in Thermal Engineering*, 2019, vol. 14, p. 100479. DOI: 10.1016/j.csite.2019.100479.

50. Grishaber R.B., Mishra R.S., Mukherjee A.K. Effect of testing environment on intergranular microsuperplasticity in an aluminum MMC. *Materials Science and Engineering: A*, 1996, vol. 220, iss. 1–2, pp. 78–84. DOI: 10.1016/S0921-5093(96)10462-7.

51. Chan K.C., Han B.Q. High-strain-rate superplasticity of particulate reinforced aluminium matrix composites. *International Journal of Mechanical Sciences*, 1998, vol. 40, iss. 2–3, pp. 305–311. DOI: 10.1016/S0020-7403(97)00056-8.

52. Higashi K., Nieh T.G., Wadsworth J. Effect of temperature on the mechanical properties of mechanically-alloyed materials at high strain rates. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1995, vol. 43, iss. 9, pp. 3275–3282. DOI: 10.1016/0956-7151(95)00047-Y.

53. Tong G.Q., Chan K.C. High-strain-rate superplasticity of an Al–4.4Cu–1.5Mg/21SiCW composite sheet. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, vol. 286, iss. 2, pp. 218–224. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)00811-X.

54. Mabuchi M., Higashi K. On accommodation helper mechanism for superplasticity in metal matrix composites. *Acta Materialia*, 1999, vol. 47, iss. 6, pp. 1915–1922. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00045-2.

55. McLean M. Creep deformation of metal-matrix composites. *Composites Science and Technology*, 1985, vol. 23, iss. 1, pp. 37–52. DOI: 10.1016/0266-3538(85)90010-7.

56. Pickens J.R., Langan T.J., England R.O., Liebson M. A study of the hot-working behavior of SiC−Al alloy composites and their matrix alloys by hot torsion testing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1987, vol. 18, iss. 2, pp. 303–312. DOI: 10.1007/BF02825711.

57. Razaghian A., Yu D., Chandra T. Fracture behaviour of a SiC-particle-reinforced aluminium alloy at high temperature. *Composites Science and Technology*, 1998, vol. 58, iss. 2, pp. 293–298. DOI: 10.1016/S0266-3538(97)00130-9.

58. Azpen Q.M., Baharudin B.T.H.T., Shamsuddin S., Mustapha F. Reinforcement and hot workability of aluminium alloy 7075 particulate composites: a review. *Journal of Engineering Science and Technology*, 2018, vol. 13, iss. 4, pp. 1034–1057.

59. Pal S., Ray K.K., Mitra R. Room temperature mechanical properties and tensile creep behavior of powder metallurgy processed and hot rolled Al and Al–SiCp composites. *Materials Science and Engineering A*, 2010, vol. 527, iss. 26, pp. 6831–6837. DOI: 10.1016/j.msea.2010.07.075.

60. Bhattacharyya J.J., Mitra R. Effect of hot rolling temperature and thermal cycling on creep and damage behavior of powder metallurgy processed Al-SiC particulate composite. *Materials Science and Engineering A*, 2012, vol. 557, pp. 92–105. DOI: 10.1016/j.msea.2012.06.073.

61. Pandey A.B., Mishra R.S., Mahajan Y.R. Steady state creep behaviour of silicon carbide particulate reinforced aluminium composites. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1992, vol. 40, iss. 8, pp. 2045–2052. DOI: 10.1016/0956-7151(92)90190-P.

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

63. Pandey A.B., Mishra R.S., Mahajan Y.R. Creep fracture in Al-SiC metal-matrix composites. *Journal of Materials Science*, 1993, vol. 28, iss. 11, pp. 2943–2949. DOI: 10.1007/BF00354697.

64. Cadek J., Oikawa H., Sustek V., Pahutova M. High temperature creep behaviour of silicon carbide particulate reinforced aluminium. *High Temperature Materials and Processes*, 1994, vol. 13, iss. 4, pp. 327–338. DOI: 10.1515/HTMP.1994.13.4.327.

65. Pandey A.B., Mishra R.S., Mahajan Y.R. Effect of a solid solution on the steady-state creep behavior of an aluminum matrix composite. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996, vol. 27A, pp. 305–16. DOI: 10.1007/BF02648408.

66. Deshmukh S.P., Mishra R.S., Kendig K.L. Creep behavior of extruded Al–6Mg–1Sc–1Zr–10 vol.% SiCp composite. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, vol. 410–411, pp. 53–57. DOI: 10.1016/j.msea.2005.08.096.

67. Lin Z., Mohamed F.A. Creep and microstructure in powder metallurgy 15 vol.% SiCp–2009 Al composite. *Journal of Materials Science*, 2012, vol. 47, iss. 6, pp. 2975–2984. DOI: 10.1007/s10853-011-6131-2.

68. Biner S.B. Creep Deformation Behavior of SiC Particulate Reinforced Aluminum Composite. *22nd Annual Conference on Composites, Advanced Ceramics, Materials, and Structures: A: Ceramic Engineering and Science Proceedings*, 1988, vol. 19, ch. 53. DOI: 10.1002/9780470294482.ch53.

69. Spigarelli S., Cabibbo M., Evangelista E., Langdon T.G. Creep properties of an Al-2024 composite reinforced with SiC particulates. *Materials Science and Engineering: A*, 2002, vol. 328, iss. 1–2, pp. 39–47. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01698-7.

70. Gonzalez-Doncel G., Sherby O.D. High temperature creep behavior of metal matrix aluminum–SiC composites. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1993, vol. 41, iss. 10, pp. 2797–2805. DOI: 10.1016/0956-7151(93)90094-9.

71. Lin Z., Li Y., Mohamed F.A. Creep and substructure in 5 vol.% SiC-2124 Al composite. *Materials Science and Engineering A*, 2002, vol. 332, iss. 1–2, pp. 330–342. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01760-9.

72. Li Y., Mohamed F.A. An investigation of creep behavior in an SiC–2124 Al composite. *Acta Materialia*, 1997, vol. 45, iss. 11, pp. 4775–4785. DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00130-4.

73. Ryu H., Chung K., Cha S., Hong S. Analysis of creep behavior of SiC/Al metal matrix composites based on a generalized shear-lag model. *Journal of Materials Research*, 2004, vol. 19, iss.12, pp. 3633–3640. DOI: 10.1557/JMR.2004.0472.

74. Čadek J., Pahutová M., Šustek V. Creep behaviour of a 2124 Al alloy reinforced by 20 vol.% silicon carbide particulates. *Materials Science and Engineering: A*, 1998, vol. 246, iss. 1–2, pp. 252–264. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00694-1.

75. Ma Z.Y., Tjong S.C. The high-temperature creep behaviour of 2124 aluminium alloys with and without particulate and SiC-whisker reinforcement. *Composites Science and Technology*, 1999, vol. 59, iss. 5, pp. 737–747. DOI: 10.1016/S0266-3538(98)00113-4.

76. Nardone V.C., Strife J.R. Analysis of the creep behavior of silicon carbide whisker reinforced 2124 Al(T4). *Metallurgical Transactions A*, 1987, vol. 18, iss. 1, pp. 109–114. DOI: 10.1007/BF02646227.

77. Krajewski P.E., Allison J.E., Jones J.W. The effect of SiC particle reinforcement on the creep behavior of 2080 aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1997, vol. 28, iss. 3, pp. 611–620. DOI: 10.1007/s11661-997-0046-1.

78. Zong B.Y., Derby B. Creep behaviour of a SiC particulate reinforced Al-2618 metal matrix composite. *Acta Materialia*, 1997, vol. 45, iss. 1, pp. 41–49. DOI: 10.1016/S1359-6454(96)00171-1.

79. Wakashima K., Moriyama T., Mori T. Steady-state creep of a particulate SiC/6061 Al composite. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48, iss. 4, pp. 891–901. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00386-9.

80. Fernández R., González-Doncel G. Threshold stress and load partitioning during creep of metal matrix composites. *Acta Materialia*, 2008, vol. 56, iss. 11, pp. 2549–2562. DOI: 10.1016/j.actamat.2008.01.037.

81. Nieh T.G. Creep rupture of a silicon carbide reinforced aluminum composite. *Metallurgical Transactions A*, 1984, vol. 15, iss. 1, pp. 139–146. DOI: 10.1007/BF02644396.

82. Daehn G.S., González-Doncel G. Deformation of whisker-reinforced metal-matrix composites under changing temperature conditions. *Metallurgical Transactions A*, 1989, vol. 20, iss. 11, pp. 2355–2368. DOI: 10.1007/BF02666670.

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

84. Park K.T., Mohamed F.A. Creep strengthening in a discontinuous SiC-Al composite. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1995, vol. 26, pp. 3119–3129. DOI: 10.1007/BF02669441.

85. Fernández R., González-Doncel G. Influence of processing route and reinforcement content on the creep fracture parameters of aluminium alloy metal matrix composites. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, vol. 478, iss. 1–2, pp. 133–138. DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.11.062.

86. Khalifa T.A., Mahmoud T.S. Elevated temperature mechanical properties of Al alloy AA6063/SiCp MMCs. *Proceedings of the World Congress on Engineering* 2009, London, U.K., 1–3 July 2009, vol. 2, pp. 1557–1562. ISBN: 978-988-18210-1-0.

87. Li Y., Langdon T.G. A comparison of the creep properties of an Al-6092 composite and the unreinforced matrix alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1998, vol. 29, iss. 10, pp. 2523–2531. DOI: 10.1007/s11661-998-0224-9.

88. Zhu S.J., Peng L.M., Ma Z.Y., Bi J., Wang F.G., Wang Z.G. High temperature creep behavior of SiC whisker-reinforced AlFeVSi composite. *Materials Science and Engineering: A*, 1996, vol. 215, iss. 1–2, pp. 120–124. DOI: 10.1016/0921-5093(96)80015-3.

89. Čadek J., Kuchařová K., Zhu S.J. High temperature creep behaviour of an Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si alloy reinforced with silicon carbide particulates. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, vol. 283, iss. 1–2, pp. 172–180. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)00706-1.

90. Čadek J., Kuchařová K., Zhu S.J. Transition from athermal to thermally activated detachment of dislocations from small incoherent particles in creep of an Al–8.5Fe–1.3V–1.7Si alloy reinforced with silicon carbide particulates. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, vol. 297, iss. 1–2, pp. 176–184. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)01258-2.

91. Čadek J., Kuchařová K., Zhu S.J. Creep behaviour of an Al–8.5Fe–1.3V–1.7Si–15SiCp composite at temperatures ranging from 873 to 948 K. *Materials Science and Engineering: A*, 2002, vol. 328, iss. 1–2, pp. 283–290. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01705-1.

92. Ma Z.Y., Tjong S.C. High-temperature creep behaviour of SiC particulate reinforced Al–Fe–V–si alloy composite. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, vol. 278, iss. 1–2, pp. 5–15. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00613-9.

93. Liao J., Tan M.J., Sridhar I. Creep behavior of spray-deposited AlLi/SiCp composite. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, vol. 527, iss. 18–19, pp. 4906–4913. DOI: 10.1016/j.msea.2010.04.040.

94. Fernández R., González-Doncel G. Load partitioning during creep of powder metallurgy metal matrix composites and Shear-Lag model predictions. *Materials Science and Engineering A*, 2009, vol. 500, iss. 1–2, pp. 109–113. DOI: 10.1016/j.msea.2008.09.041.

95. Chumakov E.V. Analiz protsessa deformatsionnogo uprochneniya na neustanovivsheisya stadii polzuchesti [Analyzing the process of strain hardening at the transient creep stage]. *Nauchno-tekhnicheskie vedomosti Sankt-Peterburgskogo gosudarstvennogo politekhnicheskogo universiteta = St. Petersburg Polytechnic University Journal of Engineering Science and Technology*, 2014, no. 3 (202), pp. 154–160.

96. Yakovlev S.S., Larin S.N., Leonova E.V. Teoreticheskie osnovy izotermicheskogo deformirovaniya anizotropnykh vysokoprochnykh materialov v rezhime kratkovremennoi polzuchesti [The oretical bases isothermal deformation anisotropic high footage in short-term creep]. *Izvestiya Tul'skogo gosudarstvennogo universiteta = Izvestiya Tula State University*, 2014, no. 1, pp. 110–122.

97. Smirnov S.V., Kryuchkov D.I., Nesterenko A.V., Berezin I.M., Vichuzhanin D.I. Eksperimental'noe issledovanie kratkovremennoi neustanovivsheisya polzuchesti alyumomatrichnogo kompozita v usloviyakh odnoosnogo szhatiya [Experimental study of short-term transient creep of the Al/SiC metal-matrix composite under uniaxial compression]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mekhanika = PNRPU Mechanics Bulletin*, 2018, no. 4, pp. 98–105. DOI: 10.15593/perm.mech/2018.4.09.

98. Li Y., Langdon T.G. A unified interpretation of threshold stresses in the creep and high strain rate superplasticity of metal matrix composites. *Acta Materialia*, 1999, vol. 47, iss. 12, pp. 3395–3403. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00219-0.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2020 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/).