

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ С АРМИРУЮЩИМИ ЧАСТИЦАМИ ИЗ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ МЕТОДОМ СВАРКИ ПРОКАТКОЙ

© 2020 г. А.Д. Котов, А.В. Михайловская, А.Г. Мочуговский, С.В. Медведева, А.И. Базлов

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

Статья поступила в редакцию 25.10.19 г., доработана 09.12.19 г., подписана в печать 23.12.19 г.

Композиционные материалы (КМ) обеспечивают высокую твердость, прочность и износостойкость при несколько ограниченной технологичности. В качестве армирующего компонента в дискретно-упрочненных КМ наиболее часто используют частицы карбидов, нитридов или оксидов. Аморфные металлические материалы могут служить альтернативным армирующим компонентом, так как упрочнение данными частицами может обеспечить улучшенные свойства из-за большей силы межфазной связи между частицами и матрицей, чем у традиционных упрочнителей. В представленной работе успешно получен лист металломатричного композиционного материала на основе сплава Al–5%Zn–5%Ca, армированного частицами аморфных металлических стекол состава $\text{Co}_{48}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Tm}_2$ и плакированного сплавом AA5083. Толщина центрального слоя сплава Al–5%Zn–5%Ca, упрочненного частицами металлических стекол, занимала 60 % толщины листа, а плакировка суммарно – 40 %. Гранулы КМ получали путем механического легирования с последующей их консолидацией методом сварки прокаткой в оболочке плакировки при температуре, не превышающей температуру расстеклования аморфного компонента. Методами рентгенофазового и дифференциального термического анализа показано, что после обработки в планетарной мельнице и последующей консолидации в процессе горячей прокатки металлические стекла сохраняют аморфную структуру. С помощью сканирующей электронной микроскопии проведен анализ микроструктуры на разных стадиях получения КМ. Оценены механические свойства при испытаниях на одноосное растяжение материала при комнатной температуре. В прокатанном состоянии объемная доля аморфных частиц составила около 10 %, а их размер варьировался от 2 до 187 мкм. Твердость полученного КМ оказалась на 25 % больше, чем у сплава матрицы Al–5%Zn–5%Ca. При этом предел текучести плакированного композиционного материала в 2 раза выше этого показателя у образцов сплавов матрицы и плакировки.

Ключевые слова: металломатричные композиционные материалы, аморфные металлические материалы, алюминиевые сплавы, механические свойства, сварка прокаткой.

Котов А.Д. — канд. техн. наук, доцент кафедры металловедения цветных металлов (МЦМ) НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: kotov@misys.ru.

Михайловская А.В. — канд. техн. наук, доцент кафедры МЦМ НИТУ «МИСиС». E-mail: mihaylovskaya@misys.ru.

Мочуговский А.Г. — канд. техн. наук, ассистент кафедры МЦМ НИТУ «МИСиС». E-mail: mochugovskiy@mail.ru.

Медведева С.В. — канд. техн. наук, доцент кафедры МЦМ НИТУ «МИСиС». E-mail: medvedeva71@list.ru.

Базлов А.И. — канд. техн. наук, ст. преподаватель кафедры МЦМ НИТУ «МИСиС». E-mail: bazlov@misys.ru.

Для цитирования: Котов А.Д., Михайловская А.В., Мочуговский А.Г., Медведева С.В., Базлов А.И. Получение композиционного материала на основе алюминия с армирующими частицами из металлических стекол методом сварки прокаткой. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2020. № 2. С. 39–46.
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2020-2-39-46.

Kotov A.D., Mikhaylovskaya A.V., Mochugovskiy A.G., Medvedeva S.V., Bazlov A.I.

Aluminum alloy matrix composite reinforced with metallic glasses particles using hot-roll bonding

Composite materials (CM) exhibit high hardness, strength and wear resistance with slightly limited processing properties. The most popular reinforcing components for discretely reinforced composites are carbide, nitride or oxide particles. Amorphous metal materials can be used as an alternative reinforcing component since reinforcement with these particles can ensure improved properties due to

higher strength of interfacial bonding between the particles and matrix as compared to traditional reinforcements. A metal matrix composite sheet was obtained based on the Al–5%Zn–5%Ca alloy reinforced by particles of $\text{Co}_{48}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Tm}_2$ amorphous metallic glasses with the AA5083 cladding layer. The central layer thickness of the Al–5%Zn–5%Ca alloy reinforced by metallic glass particles covered 60 % of the sheet thickness, and the cladding layer covered 40 % in total. Composite material granules were obtained by mechanical alloying with their subsequent consolidation by hot-roll bonding in the cladding shell at the temperature below the amorphous component devitrification temperature. X-ray and differential thermal analysis showed that metallic glasses retain their amorphous structure after processing in the planetary mill and further consolidation during hot rolling. The microstructure at different steps of composite material production was studied by scanning electron microscopy. Mechanical properties were evaluated by uniaxial tension tests at room temperature. The volume fraction of amorphous particles in the as-rolled state was about 10 %, and their size varied between 2 and 187 μm . The hardness of the obtained composite was 25 % higher as compared to the Al–5%Zn–5%Ca matrix alloy. At the same time, yield strength of the clad composite material was two times higher than that of the matrix and cladding alloy samples.

Keywords: metal matrix composite materials, amorphous metallic materials, aluminum alloys, mechanical properties, hot-roll bonding.

Kotov A.D. — Cand. Sci. (Tech.), Associate prof., Department of physical metallurgy of non-ferrous metals, National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119049, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4). E-mail: kotov@mail.ru.

Mikhaylovskaya A.V. — Cand. Sci. (Tech.), Associate prof., Department of physical metallurgy of non-ferrous metals, NUST «MISIS». E-mail: mihaylovskaya@isis.ru.

Mochugovskiy A.G. — Cand. Sci. (Tech.), Assistant, Department of physical metallurgy of non-ferrous metals, NUST «MISIS». E-mail: mochugovskiy@mail.ru.

Medvedeva S.V. — Cand. Sci. (Tech.), Associate prof., Department of physical metallurgy of non-ferrous metals, NUST «MISIS». E-mail: medvedeva71@list.ru.

Bazlov A.I. — Cand. Sci. (Tech.), Senior lecture, Department of physical metallurgy of non-ferrous metals, NUST «MISIS». E-mail: bazlov@isis.ru.

Citation: Kotov A.D., Mikhaylovskaya A.V., Mochugovskiy A.G., Medvedeva S.V., Bazlov A.I. Aluminum alloy matrix composite reinforced with metallic glasses particles using hot-roll bonding. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Universities' Proceedings. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2020. No. 2. P. 39–46 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2020-2-39-46.

Введение

Композиционные материалы (КМ) на основе алюминиевых сплавов отличаются низкой плотностью при повышенной прочности и хорошей износостойкости, что делает их привлекательными для применения в аэрокосмической, оборонной, автомобильной и других отраслях промышленности [1–3]. В этих материалах в качестве армирующей добавки наиболее широко используют Al_2O_3 или SiC в виде волокон или дискретных частиц [4–7]. Однако низкая прочность межфазной связи между упрочняющими частицами и матрицей может приводить к повышению пористости, снижению механических свойств и коррозионной стойкости [8, 9], а разница в коэффициентах термического расширения — к образованию остаточных напряжений после термической обработки материалов [10, 11].

Металлические стекла являются альтернативным армирующим компонентом в КМ, так как упрочнение данными частицами может обеспечить улучшенные свойства из-за большей адгезии между частицами и матрицей, чем у традиционных керамических упрочнителей. В работах [12–14]

описаны КМ на основе алюминиевых сплавов, использующие в качестве армирующих частиц аморфные металлические материалы на разных основах. Для получения композиционных материалов применены методы механического легирования, горячего прессования и горячей экструзии [12, 13], а также пропитки жидким металлом при литье под давлением [14]. Авторами [12–14] отмечено значительное увеличение механических свойств полученных материалов благодаря равномерному распределению упрочняющих частиц и измельчению зеренной структуры. Однако остается актуальным вопрос возможности производства КМ из порошков с упрочняющими частицами из металлических стекол с помощью горячей прокатки. Применение данного метода предполагает получение композиционных материалов в виде листового полуфабриката.

Таким образом, главной целью представленной работы являлось получение, исследование структуры и свойств алюмоматричного композиционного листового материала, полученного путем консолидации методом прокатки механически ле-

гированных гранул частицами металлических стекол. Для решения этой задачи в качестве матрицы был выбран алюминиевый сплав Al—5%Zn—5%Ca с эвтектическим типом структуры, а в качестве упрочняющего компонента — частицы металлических стекол состава $\text{Co}_{48}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Tm}_2$ [15].

Материалы и методика эксперимента

Исходным материалом служили слитки алюминиевого сплава, состав которого приведен в таблице, а также ленты металлического стекла (МС) $\text{Co}_{48}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Tm}_2$. Материалы матрицы и упрочняющих частиц были выбраны, исходя из близости температуры солидуса сплава Al—5%Zn—5%Ca и температуры расстеклования металлического стекла. При этом Al-сплав матрицы обладает хорошей коррозионной стойкостью и высокой технологичностью при горячей прокатке [16]. Слитки из алюминиевых сплавов получали плавкой в печи Nabertherm K4/13 в графитошамотном тигле с последующим литьем в медную водоохлаждаемую изложницу размерами $100 \times 40 \times 20$ мм со скоростью охлаждения при кристаллизации 15 К/с, а затем их подвергали гомогенизационному отжигу. Термическую обработку проводили в электрической печи сопротивления Nabertherm N30/65A. Из гомогенизированных слитков изготавливали

стружку механической обработкой на фрезерном станке.

Слитки из металлов (99,9 мас.% чистоты) с добавлением графита С (99,5 мас.%) и В (99,99 мас.%) подвергали дуговой плавке в атмосфере аргона. Из слитков получали ленты $\text{Co}_{48}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Tm}_2$ толщиной около 20 мкм и шириной ~5 мм методом разлива расплава на вращающийся медный диск с тангенциальной скоростью около 40 м/с [15], которые размалывали в планетарной мельнице для получения аморфных металлических частиц различной дисперсности. Затем проводили смешивание и механическое легирование частиц алюминиевых сплавов частицами металлических стекол в расчете на 10 об.% содержания частиц в материале основы. Получение порошковых материалов, а также смешивание и механическое легирование осуществляли в планетарной шаровой мельнице РМ400 фирмы «Retsch» (Германия) в среде аргона.

После приготовления механически легированных гранул на основе сплава Al—5%Zn—5%Ca, армированного частицами МС, гранулы засыпали в оболочку из сплава AA5083 и проводили горячую прокатку со степенью деформации 90 % на лабораторном двухвалковом прокатном стане ДУО250. Конечная толщина плакированного листа составила 1 мм. Схема получения листовых полуфабрикатов представлена на рис. 1.



Рис. 1. Схема получения листов методом прокатки

Фактический химический состав алюминиевых сплавов

Сплав	Содержание легирующих компонентов, мас.%							
	Al	Mg	Mn	Zn	Si	Cr	Fe	Ca
AA5083	94,35	4,82	0,66	—	0,02	0,14	0,02	—
Al—5%Zn—5%Ca	90,06	—	—	4,98	0,02	—	0,02	4,92

Для определения температур расстеклования (T_g) и кристаллизации (T_x) металлических стекол, а также температуры солидуса алюминиевых сплавов проводили дифференциальный термический анализ (ДТА) на калориметре Setaram Labsys в атмосфере аргона со скоростью нагрева 20 К/с.

Микроструктуру образцов изучали при помощи светового микроскопа (СМ) 200MMAT фирмы «Carl Zeiss» и сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) TESCAN Vega 3 LMH. Микрошлифы готовили методами механической шлифовки и полировки с использованием шлифовально-полировального станка Struers LaboPol-5. При необходимости применяли электролитическую полировку в хлорно-спиртовом электролите, травление или анодное оксидирование. Количественный анализ параметров микроструктуры выполняли методом случайных секущих с использованием прикладной программы Sizer и при помощи программного модуля Axio Vision фирмы «Carl Zeiss».

Твердость измеряли методом Виккерса по стандартной методике ASTM E 92 [17] на универсальном твердомере Wolpert Wilson 930N. Испытания на одноосное растяжение образцов, вырезанных из листов, проводили по стандартной методике на универсальной испытательной машине Zwick Z250 («Zwick Roell Group», Германия). При этом скорость растяжения составляла 5 мм/мин. Для экспериментов использовали плоские образцы с размерами рабочей части $1 \times 6 \times 14$ мм, которые вырезали из

листов вдоль направления прокатки. Испытывали по 3 образца для каждого материала.

Результаты и их обсуждение

Температуры расстеклования ($T_g \approx 555$ °С) и кристаллизации ($T_x \approx 650$ °С) аморфной ленты были определены по результатам дифференциального термического анализа (рис. 2, кр. 1), с учетом которых температура дальнейшей термической обработки лент не должна превышать 555 °С с целью сохранения аморфного состояния, характеризующегося повышенной прочностью [18,19]. При нагревании выше T_g скорость диффузии скачкообразно увеличивается на несколько порядков [20–23], что приводит к уменьшению времени, требуемого для изотермической кристаллизации.

После обработки в планетарной мельнице ленты МС приобрели форму неравноосных пластин со средним размером 84 ± 5 мкм (от 6 до 323 мкм). Согласно данным рентгенофазового анализа (рис. 3), после измельчения образцы сохранили аморфную структуру. Порошок из алюминиевого сплава имел более компактную, близкую к сферической форму со средним размером частиц 130 ± 7 мкм (разброс по размерам составил 37–336 мкм) (рис. 4, а, з), что типично для таких материалов после обработки стружки в планетарной мельнице [24–26].

Гранулы сплава Al–5%Zn–5%Ca, армированные 10 % частиц металлических стекол, после 1 ч обработки методом механического легирования имели размер и морфологию, аналогичную исходным порошкам матричного сплава, со средним размером частиц 254 ± 26 мкм (37–421 мкм) (см. рис. 4).

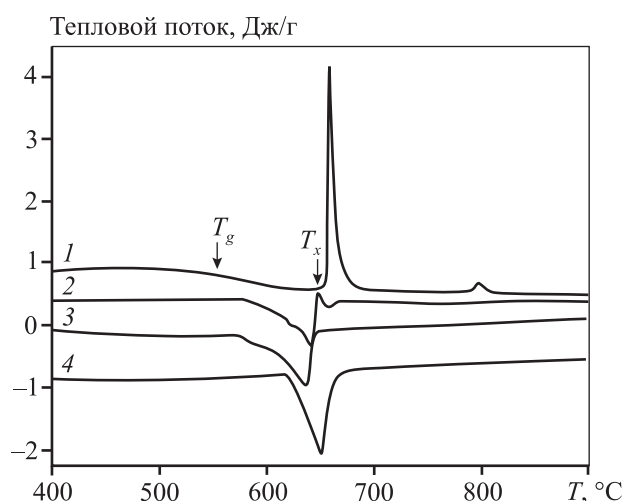


Рис. 2. Результаты ДТА-анализа лент МС (1), композиционного материала на основе Al–5%Ca–5%Zn, упрочненного частицами МС (2), а также сплавов AA5083 (3) и Al–5%Ca–5%Zn (4)

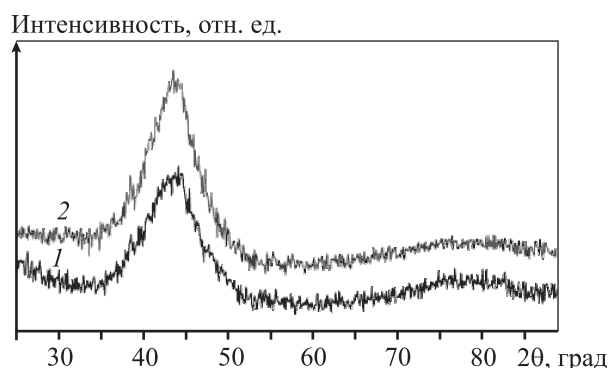


Рис. 3. Дифрактограммы образцов металлических стекол до (1) и после (2) обработки в планетарной мельнице

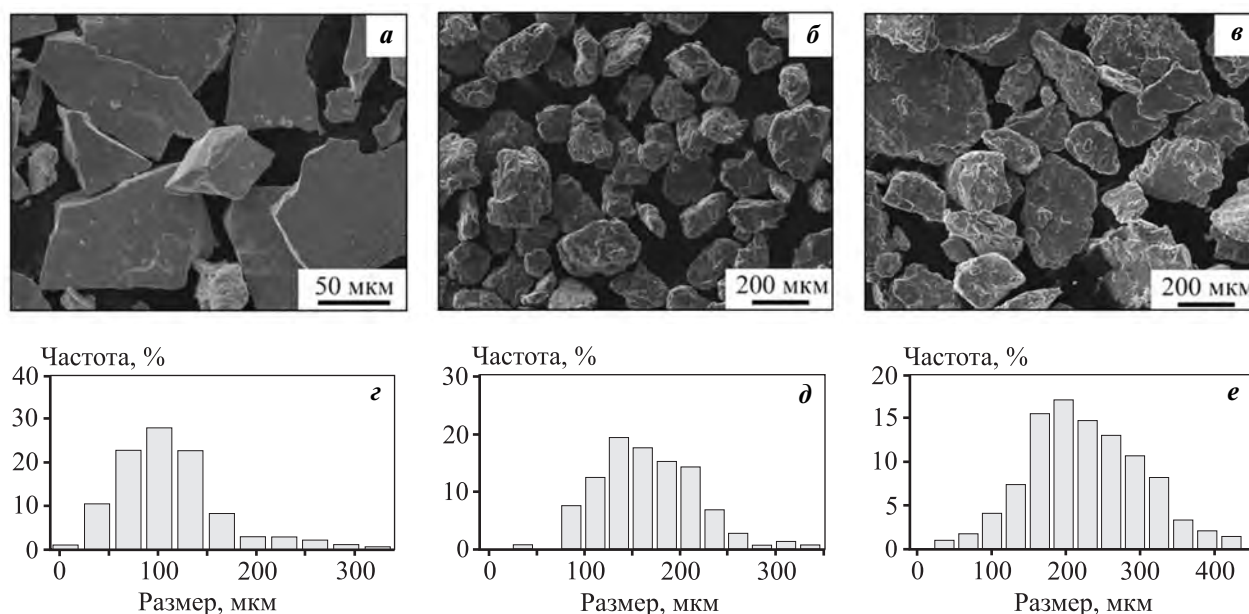


Рис. 4. СЭМ-изображения и гистограммы распределения размеров частиц после обработки в планетарной мельнице металлических стекол (*а, з*), алюминиевого сплава Al–5%Zn–5%Ca (*б, д*) и гранул сплава Al–5%Zn–5%Ca с армирующими частицами MC (*в, е*)

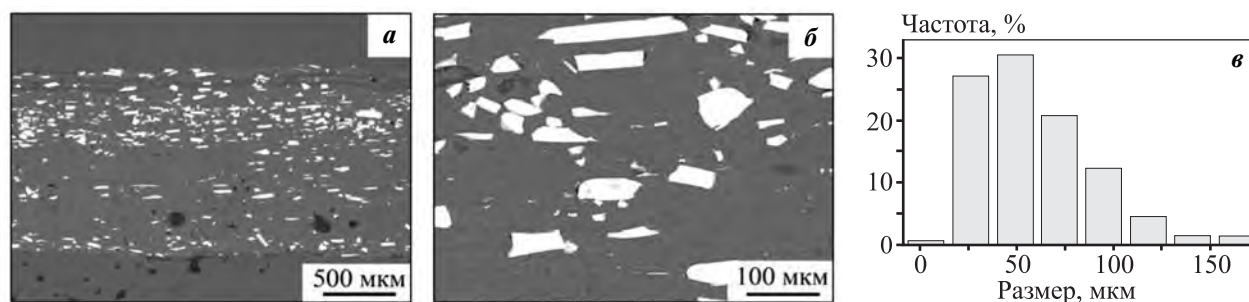


Рис. 5. Микроструктуры полученного композиционного материала с упрочняющими частицами MC (в матрице из сплава Al–5%Zn–5%Ca) (*а, б*) и гистограмма распределения частиц MC по размерам (*в*)

На рис. 5 представлены микроструктуры образцов после консолидации гранул в листовую заготовку, плакированную листом сплава AA5083. Полученный слой плакировки занимал 40 % от общей толщины листа (по 20 % с каждой стороны). Частицы MC несколько неравномерно распределены по толщине листа (см. рис. 5, *а*), имеются области с пониженной плотностью частиц, но при этом расслоения или трещин на поверхности раздела частица–матрица не обнаружено (см. рис. 5, *б*). Размер частиц стекол варьировался от 2 до 187 мкм (см. рис. 5, *в*).

По данным дифференциально-термического анализа, при нагреве полученного консолидированного образца (см. рис. 2, кр. 2) выявляется эн-

дотермический эффект при $T = 577$ °С, соответствующий температуре плавления оболочки из AA5083 (см. рис. 2, кр. 3). Температура солидуса сплава матрицы Al–5%Ca–5%Zn составляет 617 °С (см. рис. 2, кр. 4), что близко к температуре кристаллизации металлического стекла, т.е. эндотермический эффект от плавления накладывается на экзотермический эффект от кристаллизации. При этом экзотермический пик, соответствующий кристаллизации металлических стекол, выявляется, но при более низкой температуре.

Небольшой сдвиг экзотермического пика кристаллизации в сторону меньших температур обусловлен, вероятно, частичной реакцией армирующих частиц с расплавом матричного сплава.

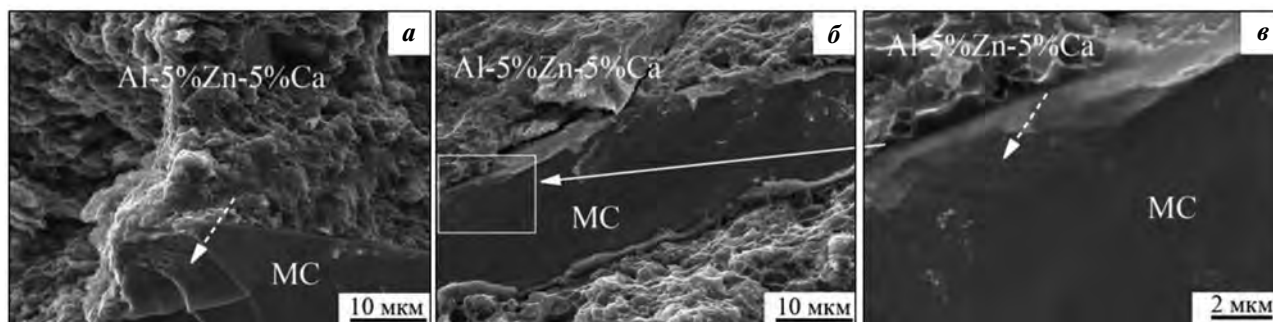


Рис. 6. СЭМ-изображения излома полученного композиционного материала на основе сплава Al–5%Zn–5%Ca, армированного частицами MC

Штриховые стрелки указывают на следы скола

в – увеличенный фрагмент выделенной области

Таким образом, армирующий компонент частично или полностью сохранил аморфное состояние.

Твердость полученной прокаткой КМ (без учета плакировки) составила 105 ± 4 HV, а сплава матрицы, прокатанного в идентичных условиях, — 80 ± 3 HV, т.е. композиционный материал на 25 % тверже матричного сплава.

По результатам испытаний на одноосное растяжение предел текучести КМ на основе сплава Al–5%Zn–5%Ca, армированного 10 % металлических стекол и плакированного сплавом AA5083, составил 245 ± 6 МПа, а относительное удлинение — $0,3 \div 0,5$ %. Предел текучести сплава Al–5%Zn–5%Ca в горячекатаном состоянии составил 130 ± 5 МПа, сплава AA5083 — 120 ± 5 МПа. Соответственно, значение предела текучести благодаря армированию материала частицами из металлических стекол возрастает почти в 2 раза.

На изломах полученного КМ наблюдались участки вязкого разрушения с ямочной структурой в матричном сплаве и типичное хрупкое разрушение частиц металлических стекол (рис. 6, а) [27]. На поверхности частиц металлических стекол обнаружены характерные следы скола. Распространение трещины происходит по сплаву-матрице, частицы металлических стекол тормозят ее рост и разрушаются (см. рис. 6, б). По характеру изломов можно судить о наличии адгезии частиц металлических стекол и матричного алюминиевого сплава.

В заключение стоит отметить, что неравномерность распределения армирующего компонента может являться следствием недостаточного времени обработки в планетарной мельнице, что требует дополнительного исследования. Однако можно заключить, что получение композиционного материала с повышенными прочностными характе-

ристиками по предложенной технологии без кристаллизации армирующего компонента возможно.

Заключение

Методом сварки прокаткой получен новый композиционный материал на основе сплава Al–5%Zn–5%Ca, армированного частицами металлических стекол на основе кобальта. Показано, что после обработки в планетарной мельнице и последующей консолидации горячей прокаткой при температуре ниже температуры переохлажденной жидкости металлические стекла сохраняют аморфную структуру. В состоянии после горячей прокатки КМ размер аморфных металлических частиц варьировался от 2 до 187 мкм, а их объемная доля составила около 10 %. При этом анализ поверхности изломов показал наличие адгезии частиц стекол и матрицы.

Разработанный композиционный материал (без учета плакировки) демонстрирует твердость на 25 % выше, чем у сплава матрицы Al–5%Zn–5%Ca. Предел текучести КМ на основе сплава Al–5%Zn–5%Ca, упрочненного частицами металлических стекол, с 20 %-ной двусторонней плакировкой в 2 раза выше этого показателя для образцов сплавов матрицы и плакировки.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках государственного задания № 11.7172.2017/8.9 на 2017–2019 гг.

Литература/References

1. Kainer K.U. Metal matrix composites. Custom-made materials for automotive and aerospace engineer-

- ing. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co, 2006.
2. Embury J.D., Lloyd D.J., Ramachandran T.R. Strengthening mechanisms in aluminum alloys. In: *Aluminum alloys — contemporary research and applications*. Academic Press, Inc., 1989. Vol. 31, Ch. 22. P. 579—601.
 3. Alves F.L., Baptista A., Marques A. Metal and ceramic matrix composites in aerospace engineering. In: *Advanced composite materials for aerospace engineering. Processing, properties and applications*. Adv. Composit. Mater. Aerospace Eng. Woodhead Publ., 2016. Ch. 3. P. 59—99.
 4. Garg P., Jamwal A., Kumar D., Sadasivuni K.K., Hussain C.M., Gupta P. Advance research progresses in aluminium matrix composites: Manufacturing & applications. *J. Mater. Res. Technol.* 2019. Vol. 8. No. 5. P. 4924—4939. DOI: 10.1016/j.jmrt.2019.06.028.
 5. Miracle D.B. Metal matrix composites — From science to technological significance. *Composit. Sci. Technol.* 2005. Vol. 65. No. 15-16. P. 2526—2540. DOI: 10.1016/j.compscitech.2005.05.027.
 6. Чернышов Е.А., Романов А.Д., Романова Е.А., Мыльников В.В. Разработка технологии получения алюмоматричного литого композиционного материала с помощью синтеза упрочняющей фазы оксида алюминия в расплаве алюминия. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2017. No. 4. С. 29—36.
Chernyshov E.A., Romanov A.D., Romanova E.A., Mylnikov V.V. Development of the production technology of cast aluminum matrix composite by alumina strengthening phase synthesis in an aluminum melt. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2019. Vol. 60. P. 76—80. DOI: 10.3103/S1067821219010036.
 7. Sharifi H., Borujeni H.R., Nasresfahani M.R. The influence of volume fraction of SiC particles on the properties of Al/SiCp nanocomposites produced by powder metallurgy with high energy ball milling. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2016. Vol. 57. P. 728—733. DOI: 10.3103/S1067821216070130.
 8. Guler K.A., Kisasoz A., Karaaslan A. The fabrication and characterization of Al/SiC-MMC castings produced by vacuum assisted solid mould investment casting process. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2013. Vol. 54. No. 4. P. 320—324. DOI: 10.3103/S1067821213040068.
 9. Rana R.S., Purohit R., Das S. Review of recent studies in Al matrix composites. *Int. J. Sci. Eng. Res.* 2012. Vol. 3. No. 6. P. 1—7.
 10. Dudina D.V., Georgarakis K., Li Y., Aljerf M., LeMoulec A., Yavari A.R., Inoue A. A magnesium alloy matrix composite reinforced with metallic glass. *Composit. Sci. Technol.* 2009. Vol. 69. No. 15-16. P. 2734—2736. DOI: 10.1016/j.compscitech.2009.08.001.
 11. Deuis R.L., Subramanian C., Yellup J.M. Dry sliding wear of aluminium composites — A review. *Composit. Sci. Technol.* 1997. Vol. 57. P. 415—435. DOI: 10.1016/S0266-3538(96)00167-4.
 12. Zheng R., Yang H., Liu T., Ameyama K., Ma C. Microstructure and mechanical properties of aluminum alloy matrix composites reinforced with Fe-based metallic glass particles. *Mater. Design.* 2014. Vol. 53. P. 512—518. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.07.048.
 13. Scudino S., Surreddi K. B., Sager S., Sakaliyska M., Kim J.S., Löser W., Eckert J. Production and mechanical properties of metallic glass-reinforced Al-based metal matrix composites. *J. Mater. Sci.* 2008. Vol. 43. No. 13. P. 4518—4526. DOI: 10.1007/s10853-008-2647-5.
 14. Lee M.H., Kim J.H., Park J.S., Kim J.C., Kim W.T., Kim D.H. Fabrication of Ni—Nb—Ta metallic glass reinforced Al-based alloy matrix composites by infiltration casting process. *Scripta Mater.* 2004. Vol. 50. No. 11. P. 1367—1371. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.02.038.
 15. Louzguine-Luzgin D.V., Bazlov A.I., Ketov S.V., Inoue A. Crystallization behavior of Fe- and Co-based bulk metallic glasses and their glass-forming ability. *Mater. Chem. Phys.* 2015. Vol. 162. P. 197—206. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2015.05.058.
 16. Ramírez P., Alday F.G., Adabbo H.E., Ruano O.A. Superplastic behaviour of Al—5 wt.%Ca—5 wt.%Zn alloy. *Mater. Sci. Eng.* 1987. Vol. 93. P. L11—L15. DOI: [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(87\)90433-2](https://doi.org/10.1016/0025-5416(87)90433-2).
 17. ASTM E 92 Standard test method for vickers hardness of metallic materials, American society for testing and materials 100 Barr Harbor Dr., West Conshohocken. PA 19428. Reprinted from the Annual Book of ASTM Standards. Copyright AST.1997.
 18. Meduri C., Hasan M., Adam S., Kumar G. Effect of temperature on shear bands and bending plasticity of metallic glasses. *J. Alloys Compd.* 2018. Vol. 732. P. 922—927. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.10.276>.
 19. Churyumov A.Yu., Bazlov A.I., Tsarkov A.A., Solonin A.N., Louzguine-Luzgin D.V. Microstructure, mechanical properties, and crystallization behavior of Zr-based bulk metallic glasses prepared under a low vacuum. *J. Alloys Compd.* 2016. Vol. 654. P. 87—94. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.09.003>.
 20. Faupel F., Frank W., Macht M.-P., Mehrer H., Naundorf V., Rätzke K., Schober H.R., Sharma S.K., Teichler H. Diffusion in metallic glasses and supercooled melts. *Rev. Mod. Phys.* 2003. Vol. 75. P. 237—280. DOI: 10.1103/RevModPhys.75.237.

21. Ehmler H., Heesemann A., Rätzke K., Faupel F., Geyer U. Mass dependence of diffusion in a supercooled metallic melt. *Phys. Rev. Lett.* 1998. Vol. 80. P. 4919—4922. DOI: 10.1103/PhysRevLett.80.4919.
22. Лузгин Д.В., Полькин В.И. Свойства объемных металлических стекол. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2016. No. 6. С. 71—85.
Louzguine-Luzgin D.V., Polkin V.I. Properties of bulk metallic glasses. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2017. Vol. 58. No. 1. P. 80—92. DOI: 10.3103/S1067821217010084.
23. Nakajima H., Honma Y., Nonaka K., Shiozawa K., Nishiyama N., Inoue A., Masumoto T. Diffusion of iron in $Mg_{60}Ni_{25}Nd_{15}$ amorphous alloys with a wide supercooled liquid region. *Mater. Sci. Eng. A*. 1994. Vol. 179-180. P. 334—336. DOI: 10.1016/0921-5093(94)90221-6.
24. Rofman O.V., Prosviryakov A.S., Mikhaylovskaya A.V., Kotov A.D., Bazlov A.I., Cheverikin V.V. Processing and microstructural characterization of metallic powders produced from chips of AA2024 alloy. *JOM*. 2019. Vol. 71 (9). P. 2986—2995. DOI: 10.1007/s11837-019-03581-x.
25. Wan B., Chen W., Lu T., Liu F., Jiang Z., Mao M. Review of solid state recycling of aluminum chips. *Res. Conserv. Recycl.* 2017. Vol. 125. P. 37—47. DOI: 10.1016/j.resconrec.2017.06.004.
26. Soni P.R. Mechanical alloying: Fundamentals and applications. Cambridge: Cambridge Inter. Sci. Publ., 1999.
27. Wang Z., Ketov S.V., Sun B., Chen C., Churyumov A.Y., Louzguine-Luzgin D.V. Eutectic crystallization during fracture of Zr—Cu—Co—Al metallic glass. *Mater. Sci. Eng. A*. 2016. Vol. 657. P. 210—214. DOI: 10.1016/j.msea.2016.01.096.