

DOI: 10.24412/2077-8481-2024-1-46-57

УДК 55.09.43

А. С. ФЕДОСЕНКО, канд. техн. наук, доц.

А. С. ОЛЕНЦЕВИЧ

Белорусско-Российский университет (Могилев, Беларусь)

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ ДЛЯ ПОСЛОЙНОГО СИНТЕЗА И НАПЛАВКИ

Аннотация

Представлены результаты анализа перспективных алюминиевых сплавов для применения в области аддитивных технологий, указаны их преимущества и недостатки. Установлено влияние условий механосинтеза на физико-механические свойства частиц синтезированных порошков системы Al-Si-Mg, их форму и морфологию. Доказано, что частицы отличаются высокой твердостью и жаропрочностью.

Ключевые слова:

реакционное механическое легирование, аддитивное производство, порошок, селективное лазерное сплавление, силумин, жаропрочность, твердость.

Для цитирования:

Федосенко, А. С. Перспективные материалы на основе алюминия для послойного синтеза и наплавки / А. С. Федосенко, А. С. Оленцевич // Вестник Белорусско-Российского университета. – 2024. – № 1 (82). – С. 46–57.

Введение

Алюминиевые сплавы являются незаменимыми конструкционными материалами современной промышленности. Их массово используют в большинстве отраслей промышленности от машиностроения до медицины, что обусловлено низкой плотностью, хорошей коррозионной стойкостью, высокой технологичностью. Сплавы перерабатывают в изделия самыми высокопроизводительными способами, при этом объем потребления алюминия за последние 20 лет вырос более чем в 2 раза, при среднем годовом приросте 5 %...6 % [1]. Наибольший прирост наблюдается в автомобилестроении, строительстве, электротехнике. Значительный интерес к этой группе материалов наблюдается и в области аддитивных технологий (АТ) [2–4].

В настоящее время металлические изделия в области аддитивного производства чаще всего изготавливают способами, основанными на применении в

качестве исходного материала порошка, а оборудование, использующее металлические порошки, выпускается по всему миру и является общедоступным [5]. Среди широкой гаммы применяемых порошков алюминиевые сплавы занимают значительную долю. В большинстве случаев изделия изготавливают из силуминов [6–12], однако активно внедряются и другие сплавы [13–18]. Разработка новых алюминиевых сплавов направлена в первую очередь на повышение механических свойств изделий, однако зачастую это сопряжено с существенным увеличением стоимости получаемого продукта.

Целью работы являлось изучение возможности получения композиционных механически легированных порошковых материалов на основе системы алюминий–кремний, отличающихся повышенным комплексом физико-механических свойств по сравнению с классическими алюминиевыми сплавами.

Методика проведения эксперимента

Основными исходными компонентами для производства разрабатываемых механически легированных порошковых материалов являлись классические, промышленно выпускаемые порошки ПА4, а также технически чистые порошки Si, Mg. В качестве поверхностно активного вещества (ПАВ), позволяющего регулировать гранулометрический состав, использовали изопропиловый спирт.

Механическое легирование осуществлялось в механореакторе – энергонапряженной вибрмельнице с рабочими камерами объемом 1 дм³ каждая.

Синтезированные механически легированные композиционные порошки подвергались отжигу при температурах до $0,8T_{пл}$ синтезируемого сплава. Процесс проводили в защитной среде аргона.

Металлографические исследования проводились на оптическом микроскопе.

Ситовой анализ осуществлялся с использованием набора сит: 0,025, 0,050, 0,063, 0,080, 0,100, 0,125, 0,250, 0,500. Разделение по фракциям проводилось на машине для сухого просеивания «Retsch 300».

Обзор алюминиевых сплавов для аддитивных технологий

Как отмечалось ранее, в настоящее время чаще всего в области АТ используют алюминиевые сплавы на основе системы алюминий–кремний. Однако в последнее время все больший интерес вызывают сплавы алюминия, легированные такими элементами, как литий, цирконий, железо, а также РЗМ, включая церий, скандий и др.

Содержание кремния в сплавах системы Al–Si достигает 22 % [19]. Наиболее часто применяют сплавы, близкие по составу к эвтектическим, что обусловлено более низкими температурой плавления и вязкостью расплава. Однако повышение литейных свойств с введением большего количества кремния

сопровождается одновременным снижением прочности, что связано с формированием крупнозернистой микроструктуры. Улучшить микроструктуру позволяет модифицирование сплавов солями натрия. Это способствует повышению пластичности, благодаря формированию более мелкодисперсных кристаллов правильной формы.

Положительный эффект на свойства сплавов оказывает дополнительное введение магния, образующего с кремнием интерметаллид Mg₂Si, отличающийся высокой твердостью. Это способствует увеличению механических свойств сплавов, особенно прочности.

Порошки для послойного синтеза выпускаются металлургическими предприятиями по всему миру. Некоторые из них представлены в табл. 1. Несмотря на современные технологии производства и легирование алюминий–кремниевых сплавов, прочностные характеристики изделий из материалов данной группы по-прежнему уступают по прочности изделиям, полученным из алюминиевых сплавов других групп.

Сплавы системы Al–Cu получили название дуралюмины. Они относятся к термоупрочняемым высокопрочным сплавам, широко используемым в промышленности. Основной легирующий элемент – медь, максимальная растворимость которой в алюминии – 5,65 %. Низкая растворимость при нормальных условиях позволяет упрочнять сплавы путем закалки и последующего старения, сопровождающегося выделением интерметаллида CuAl₂, формирование которого способствует увеличению прочности, твердости, жаропрочности основы.

Известны работы, направленные на изготовление изделий из сплавов систем: Al–Cu–Mg [13, 20, 21], Al–Cu [22], Al–Cu–Mg–Si [23], Al–Cu–Mg–Ni [24] и Al–Cu–Mg–Fe–Ni [25]. При этом использование данной группы материалов в настоящее время сильно ограничено, что связано с большой вероятностью

образования в процессе послойного синтеза дефектов в виде трещин, де-

формаций, пористости.

Табл. 1. Порошки, выпускаемые промышленными предприятиями

Производитель	Состав сплава	Гранулометрический состав, мкм
AP&C (Advanced Powders & Coatings) (Канада)	Al-Si10-Mg Al-Si7-Mg	15...63 15...63
Powder Alloy Corporation (США)	Al88-Si12	140...325
Metal Powder Industries Federation (США)	Al-Si10-Mg	0...106
AMG Aluminum UK Limited (Великобритания)	Al-Si7-Mg Al-Si10-Mg	4...150
ADDUp (Франция)	Al-Si10-Mg	20...63
Carpenter Additive (США)	Al-Si10-Mg	20...63
EOS (Германия)	Al-Si10-Mg	25...70
Хаст Metal (США)	Al-Si10-Mg	20...83
Metal3dp (Китай)	Al-Si10-Mg	15...120
Tekna (Канада)	Al-Si10-Mg Al-Si7-Mg	15...63

Сплавы системы **Al-Mg** получили широкое распространение во многих отраслях промышленности. Содержание магния в них может достигать 13 %, но, как правило, это значение значительно меньше [26, 27], поскольку с ростом содержания данного элемента увеличивается вероятность образования фазы Al_3Mg_2 , снижающей механические свойства.

Перспективным легирующим элементом в сплавах системы **Al-Mg** является **скандий**. С алюминием он образует кристаллы интерметаллида Al_3Sc , оказывающие на алюминиевую основу сильный модифицирующий эффект [17]. Введение этого элемента позволяет повысить прочность и жаропрочность алюминиевых сплавов без увеличения плотности [28, 29]. В настоящее время скандий – один из наиболее перспективных легирующих элементов алюминиевых сплавов, в том числе в качестве замены дуралюминам [17]. В области АТ модифицирующее действие скандия обеспечивает получение мелкозернистой структуры наплавления

слоев, отличающихся высокой плотностью и хорошей стойкостью против образования горячих трещин. Основной фактор, сдерживающий широкое применение сплавов, легированных Sc, – стоимость металла, превышающая в настоящее время 20 тыс. р. за 1 кг.

Сплавы системы **Al-Li** являются единственными материалами, в которых введение легирующего элемента способствует заметному снижению их плотности, что обусловлено низкой плотностью лития, в 5 раз меньшей по сравнению с алюминием ($\rho_{Li} = 0,534 \text{ г/см}^3$, $\rho_{Al} = 2,7 \text{ г/см}^3$). Помимо этого, введение лития сопровождается увеличением жесткости сплавов [14, 30]. При введении в алюминий 1 % Li по массе плотность сплава снижается на 3 %, а удельная жесткость вырастает на 6 %.

Существенный недостаток сплавов, легированных литием, – неоднородная крупнозернистая микроструктура изделий, получаемых классическими способами, что снижает их механические свойства. В то же время способы аддитивного производства обеспечива-

ют большие скорости кристаллизации, создавая условия для формирования мелкозернистой структуры, что делает данные материалы привлекательными для применения в области АТ [31, 32]. Несмотря на это, их использование в настоящее время ограничено. Это обусловлено трудностями производства порошков, такими как высокая активность лития и технологическая сложность получения материалов с требуемыми характеристиками [33, 34].

Материалы **системы Al–Zn–Mg** – классические высокопрочные алюминиевые сплавы, упрочняемые термической обработкой. Основа – твердый раствор легирующих элементов в алюминии, упрочняющие фазы – интерметаллиды $MnZn_2$, $Al_2Mn_3Zn_3$, Al_2CuMg . Сплавы отличаются хорошей технологичностью, свариваемостью, коррозионной стойкостью. Они могут дополнительно легироваться марганцем, хромом, цирконием, титаном [29]. С увеличением содержания легирующих элементов растет степень упрочнения материалов термической обработкой.

Введение в материалы циркония способствует повышению температуры рекристаллизации сплавов, хром увеличивает механические свойства и стойкость к коррозии под напряжением. По прочности они превосходят дуралюмины, благодаря чему находят широкое применение в самолетостроении. Несмотря на высокие механические свойства, в настоящее время в области аддитивных технологий не используются.

Сплавы **системы Al–Ce** являются еще одной перспективной группой материалов для создания высокопрочных алюминиевых сплавов [35]. Интерес к церию во многом обусловлен его относительно низкой стоимостью по сравнению с другими элементами из группы редкоземельных металлов. В настоящее время стоимость у поставщиков варьируется в интервале 350...1200 р. за 1 кг.

С алюминием и легирующими

элементами церий образует ряд эвтектик, что улучшает литейные свойства сплавов и открывает перспективы их использования в качестве замены применяемым в настоящее время силуминам [36–39].

Церий легко образует устойчивые химические соединения как с алюминием ($Al_{11}Ce_3$, $\alpha-Al_3Ce$, Al_2Ce , $AlCe$) [35], так и с легирующими элементами, включая медь Cu_6Ce , Cu_4Ce , Cu_2Ce , $CuCe$ [40, 41], магний $Ce(Mg,Al)_2$ [42], кремний Ce_5Si_3 , Ce_3Si_2 , Ce_5Si_4 , $CeSi$, $CeSi_{2-a1}$ [43], никель Ce_7Ni_3 , $CeNi$, $CeNi_2$, $CeNi_3$, Ce_2Ni_7 , $CeNi_5$ [44] и многие др. [45–50].

В большинстве случаев в сплавах наблюдается присутствие интерметаллида $Al_{11}Ce_3$, являющегося одновременно модификатором и упрочняющей фазой.

Сплавы **алюминий–цирконий** обладают повышенным комплексом свойств благодаря модифицирующему эффекту Zr. Как правило, вводят 0,02 масс. %...0,2 масс. % этого элемента, что позволяет увеличить прочность сплавов почти в 3 раза и сохранить механические свойства до 300 °С [51, 52]. При этом, в силу существенной разницы в плотности и температурах плавления [53], производство данных сплавов затруднено. В настоящее время эффективными способами получения считаются механическое легирование [54–56] и магнетронное распыление [57].

Таким образом, в настоящее время в качестве перспективных материалов на основе алюминия рассматривается широкая гамма сплавов, однако по ряду причин в области АТ по-прежнему наиболее распространены порошки на основе системы алюминий–кремний. Эти сплавы отличаются низкой стоимостью и хорошими литейными свойствами, однако изделия из них имеют невысокую прочность. В связи с этим одной из актуальных задач промышленности является разработка технологии полу-

чения алюминий-кремниевых сплавов, сохраняющих преимущества силуминов и позволяющих при этом получать изделия с более высокими механическими свойствами.

Получение механически легированных порошков системы Al-Si-Mg

Изучение гранулометрического состава, морфологии и микроструктуры частиц синтезированных механически легированных порошков позволило установить, что их формирование в процессе обработки исходной композиции в механореакторе включает классические стадии: измельчение исходных компонентов; адгезия между образовавшимися осколками по появившимся не окисленным поверхностям; агломерация и сварка осколков с образованием компактных частиц правильной формы. При этом стоит отметить, что этап измельчения, сопровождающийся пластической деформацией и разрушением частиц исходных компонентов, выражен слабо, что обусловлено высокой пластичностью алюминия. Это ведет к тому, что спустя 1...1,5 ч обработки в механореакторе начинают получать активное развитие процессы конгломерации и сварки. Условное динамическое равновесие между процессами разрушения и объединения наступает после обработки в течение 6...8 ч. При такой длительности механосинтеза получаемый материал состоит из сформировавшихся плотных частиц правильной формы.

Введение кремния, отличающегося низкой пластичностью, существенно снижает склонность формируемых частиц к конгломерации и способствует измельчению порошков, по сравнению с механосинтезом порошков низколегированных алюминиевых сплавов [58], в состав которых, как правило, вводят значительное количество поверхностно активных веществ (ПАВ), необходимых

для предотвращения чрезмерной грануляции и наваривания материала на шары и стенки камеры. В случае с разрабатываемыми материалами системы Al-Si-Mg для нормального процесса механосинтеза ПАВ вводить не обязательно, однако его использование позволит управлять размером частиц и получать порошки требуемого гранулометрического состава.

Исследование частиц синтезированных порошков показало, что увеличение длительности обработки в механореакторе приводит к эволюции их формы, которая меняется с неправильной, при длительности обработки в течение 1...2 ч (рис. 1, а, б), на близкую к сферической, при обработке в течение 6 ч (рис. 1, г). Увеличение длительности механосинтеза также сопровождается гомогенизацией частиц по составу.

Обработка композиций в течение более 6 ч существенно не меняет морфологию и микроструктуру частиц материалов, однако способствует увеличению их однородности.

Изучение влияния режимов механосинтеза на упрочнение частиц показало, что наиболее значимый прирост микротвердости наблюдается при изменении продолжительности обработки. При ее увеличении с 1 до 8 ч среднее значение твердости возрастает с 150 до 365 HV, что составляет более 240 % (рис. 2). При этом, несмотря на то, что обработка в течение более 6 ч вызывает менее существенный прирост микротвердости, ее значение в отдельных случаях может превышать 500 HV.

Количество ПАВ и масса загрузки в проведенной серии экспериментов оказывают на микротвердость частиц порошка менее значительное влияние.

Упрочнение синтезируемых порошков с увеличением длительности обработки сопровождается изменением их гранулометрического состава и выражается смещением среднего размера частиц в область более мелких фракций

(рис. 3, а). После 6 ч механосинтеза основная доля частиц имеет размер ме-

нее 63 мкм (рис. 3, б).

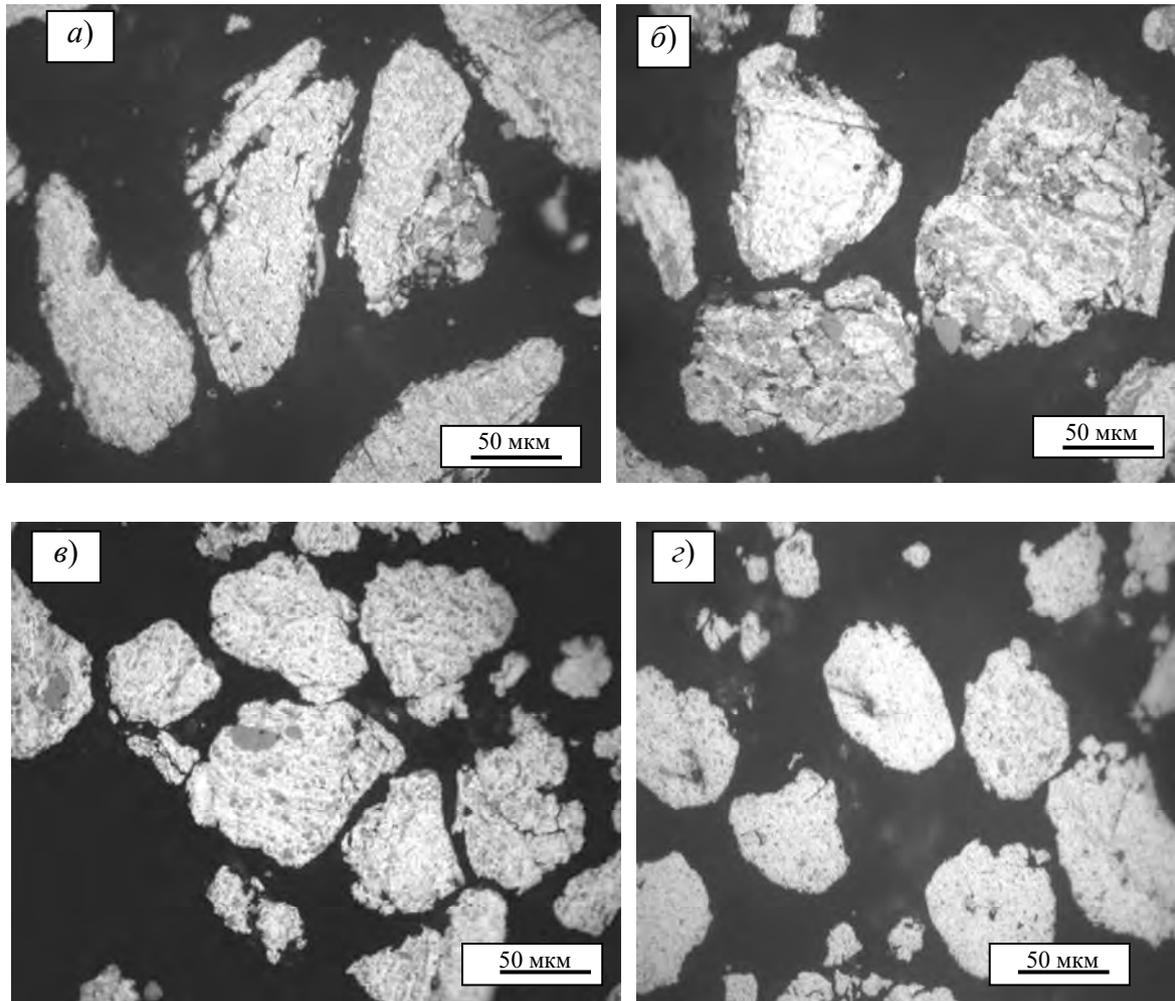


Рис. 1. Влияние длительности обработки на форму и микроструктуру частиц порошка: а – 1 ч; б – 2 ч; в – 4 ч; г – 6 ч

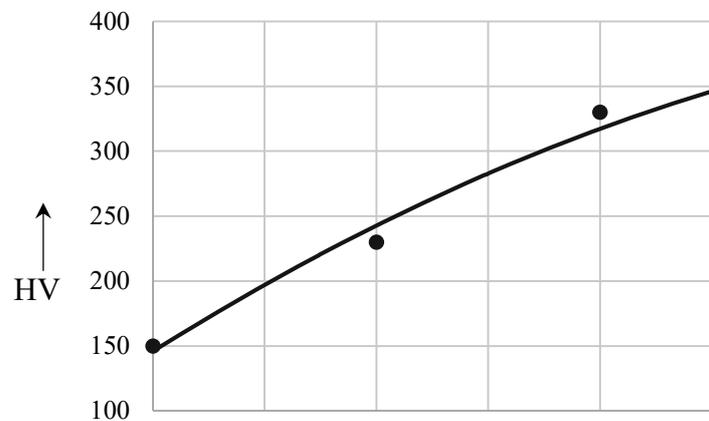


Рис. 2. Влияние длительности обработки на микротвердость частиц порошка Al-10% Si-0,45% Mg

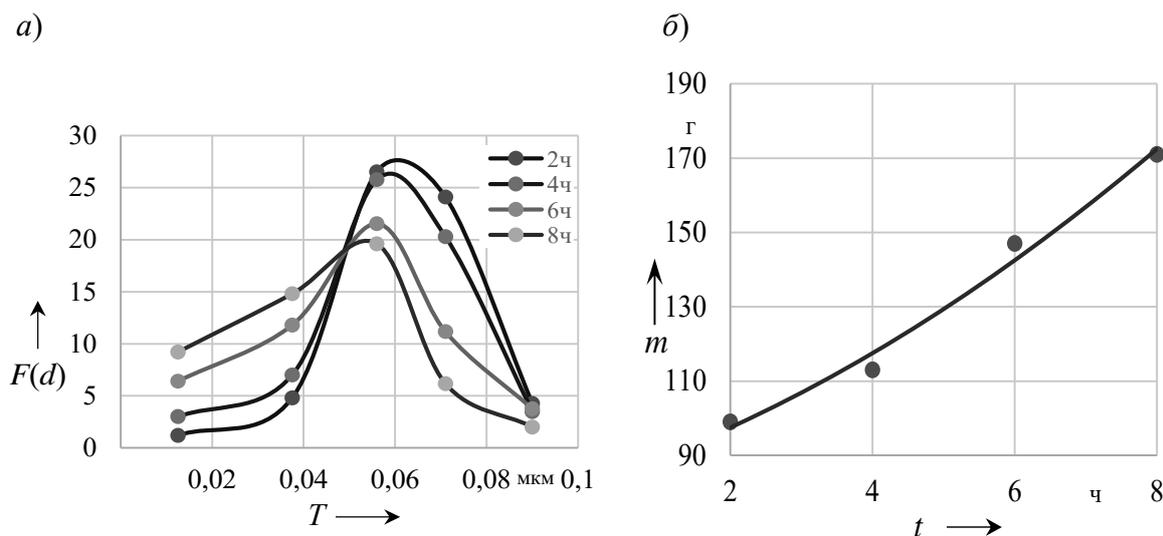


Рис. 3. Влияние длительности обработки шихты в механореакторе на изменение гранулометрического состава порошков: а – изменение гранулометрического состава в зависимости от длительности обработки; б – изменение содержания частиц с размером менее 63 мкм

Увеличение температуры помольной камеры сопровождается ростом среднего размера частиц (рис. 4). Это обусловлено тем, что с повышением

температуры растет пластичность основы и активность взаимодействия между атомами компонентов.

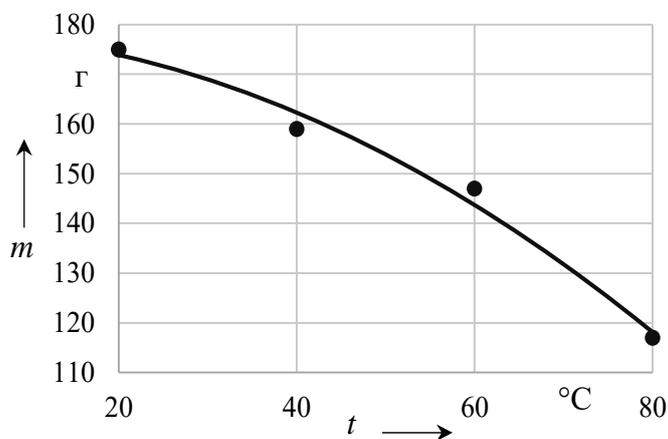


Рис. 4. Влияние температуры на содержание в синтезируемом порошке частиц размером менее 63 мкм

Таким образом, представленные результаты свидетельствуют о том, что оптимальным временем обработки шихты в механореакторе, с позиции технологии, можно считать длительность 6 ч и более, поскольку это позволяет сформировать частицы с равномерным рас-

пределением компонентов и формой, близкой к сферической.

Изменение температуры позволяет влиять на средний размер частиц синтезируемых порошков и активность взаимодействия между компонентами, при этом предотвращение чрезмерной гра-

нуляции с увеличением температуры камеры потребует введения ПАВ, требуемое количество которого будет расти с увеличением ее значения.

Влияние термической обработки на характеристики частиц порошков

Термическая обработка оказывает существенное влияние на фазовый состав и свойства синтезируемых порошков [59, 60]. Она активизирует взаимодействие между компонентами и приближает их фазовый состав к равновесному. В результате этого процесса выделяются термодинамически стабильные фазы интерметаллидов, оксидов, карбидов, стабилизирующие и упрочняющие основу.

С целью изучения влияния термической обработки на свойства частиц разработанных порошков системы Al-Si-Mg, материалы подвергались нагреву до температуры 450 °С.

Установлено, что максимальное значение микротвердости имеют порошки после обработки в механореакторе,

и ее значение снижается при повышении температуры отжига (рис. 5, а). Это свидетельствует о том, что основной механизм упрочнения материалов рассматриваемой системы – наклеп, вызываемый холодной пластической деформацией в процессе механосинтеза [61]. При этом с увеличением длительности обработки микротвердость частиц возрастает (рис. 5, б), что свидетельствует о росте их жаропрочности.

Представленные зависимости хорошо согласуются с результатами, полученными при исследовании материалов других систем, включая порошки на основе железа, никеля, меди [58–61], и объясняются тем, что с увеличением длительности обработки степень завершения взаимодействий между компонентами растет. Это способствует выделению при последующем отжиге большего количества равновесных упрочняющих фаз, стабилизирующих основу.

Микроструктура частиц в результате отжига при температуре $0,8T_{пл}$ не изменяется. Они сохраняют плотное однородное строение (рис. 6).

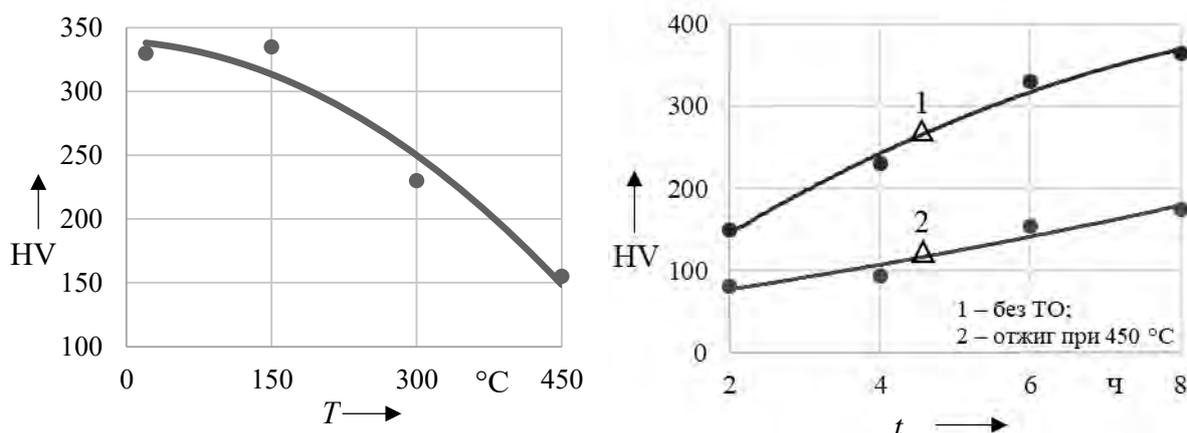


Рис. 5. Влияние отжига на микротвердость частиц механически легированного порошка: а – изменение микротвердости в зависимости от температуры отжига; б – влияние длительности механосинтеза на микротвердость отожженных частиц

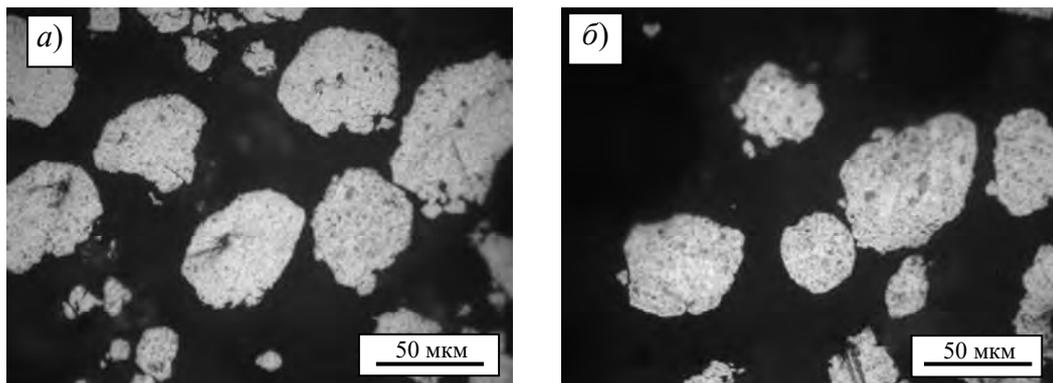


Рис. 6. Микроструктура частиц порошка до и после термической обработки: *a* – без ТО; *б* – после отжига при 450 °С

Заключение

В результате проведенных исследований было установлено, что в большинстве случаев в области АТ для получения алюминиевых деталей используют сплавы системы Al–Si–Mg. Однако они имеют ряд недостатков, наиболее значимым из которых является невысокая прочность. Их заменой могут стать сплавы, содержащие редкоземельные металлы, а также Ti, Zr, Li. Однако многие из перечисленных элементов отличаются высокой стоимостью, а процесс получения порошков сопряжен с технологическими трудностями. Все это

сильно ограничивает выпуск и применение новых сплавов на основе алюминия.

Перспективным способом получения порошков может стать реакционное механическое легирование. Данная технология позволяет синтезировать материалы, аналогичные по составу классическим силуминам, однако отличающиеся более высокой твердостью и жаропрочностью. Их применение позволит формировать изделия послойным синтезом с наследственной мелкозернистой структурой и повышенным, по сравнению с классическими материалами, комплексом физико-механических свойств.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Mode of access: <https://belchemoil.by/news/analitika/tochka-rosta-alyuminij>. – Date of access: 11.01.2023.
2. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties / E. O. Olakanmi [et al.] // *Progress in Materials Science*. – 2015. – Vol. 74. – P. 401–477.
3. A review of selective laser melting of aluminum alloys: Processing, microstructure, property and developing trends / J. Zhang [et al.] // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2019. – Vol. 35, № 2. – P. 270–284.
4. Selective laser melting of aluminum and its alloys / Z. Wang [et al.] // *Materials*. – 2020. – Vol. 13, № 20. – P. 1–67.
5. Mode of access: <https://www.directindustry.com/industrial-manufacturer/3d-printer-73265.html>. – Date of access: 11.01.2023.
6. The influence of processing parameters on aluminium alloy A357 manufactured by Selective Laser Melting / H. Rao [et al.] // *Materials and Design*. – 2016. – Vol. 109. – P. 334–346.
7. Ding, X. Heat transfer and fluid flow of molten pool during selective laser melting of AlSi10Mg powder: Simulation and experiment / X. Ding, L. Wang // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2017. – Vol. 26. – P. 280–289.

8. **Rana, A.** Effect of Oxygenated Additives on the Corrosion Behavior of Al–Si–Cu Alloy in Synthetic Condensed Automotive Solution / A. Rana, R. A. M. Majed // Journal of King Abdulaziz University Engineering Sciences. – 2012. – Vol. 23, № 2. – P. 3–18.
9. A Comparative Study on the Microstructures and Mechanical Properties of Al–10Si–0,5Mg Alloys Prepared under Different Conditions / M. Guo [et al.] // Metals. – 2022. – Vol. 12, № 1. – P. 1–20.
10. Selective laser melting of Al–Si–10Mg alloy: microstructural studies and mechanical properties assessment / P. Ashwath [et al.] // Journal of Materials Research and Technology. – 2022. – Vol. 17. – P. 2249–2258.
11. **Maeshima, T.** Solute clustering and supersaturated solid solution of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting / T. Maeshima, K. Oh-ishi // Heliyon. – 2019. – Vol. 5, № 2. – P. 1–13.
12. Microstructure and mechanical properties of Cu-modified AlSi10Mg fabricated by Laser-Powder Bed Fusion / X. Garmendia [et al.] // Materialia. – 2020. – Vol. 9. – P. 1–9.
13. Selective laser melting of high strength Al–Cu–Mg alloys: Processing, microstructure and mechanical properties / H. Zhang [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2016. – Vol. 656. – P. 47–54.
14. Additive manufacturing of binary Al–Li alloys / B. Yürekli [et al.] // Additive manufacturing binary alloys Conferenc. Procedia CIRP. – 2020. – Vol. 94. – P. 69–73.
15. Strain Rate Sensitivity of the Additive Manufacturing Material Scalmetalloy / P. Jakkula [et al.] // Journal of Dynamic Behavior of Materials. – 2021. – Vol. 7, № 4. – P. 518–525.
16. Development of light weight high strength aluminum alloy for selective laser melting / N. Qbau [et al.] // Journal of Materials Research and Technology. – 2020. – Vol. 9, № 6. – P. 14075–14081.
17. Processing of Al–Sc aluminum alloy using SLM technology / D. Koutny [et al.] // Procedia CIRP. – 2018. – Vol. 74. – P. 44–48.
18. Review of high-strength aluminium alloys for additive manufacturing by laser powder bed fusion / P. A. Rometsch [et al.] // Materials & Design. – 2022. – Vol. 219. – P. 110779.
19. **Никитин, К. В.** Модифицирование и комплексная обработка силуминов: учебное пособие / К. В. Никитин. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2016. – 92 с.
20. Processability of high strength aluminium-copper alloys AW2022 and 2024 by Laser Beam Melting in powder Bed. Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium [Electronic resource] / M. Karg [et al.]. – Mode of access: <https://repositories.lib.utexas.edu/server/api/core/bitstreams/5b3206b3-fd34-4901-9040-5398be5af7ac/content.pdf>. – Date of access: 01.08.2014.
21. Analysis of processing parameters and characteristics of selective laser melted high strength Al–Cu–Mg alloys: from single tracks to cubic samples / X. Nie [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. – 2018. – Vol. 256. – P. 69–77.
22. Effects of process conditions on the Mechanical Behavior of aluminium wrought Alloy EN AW-2219 (AlCu6Mn) additively manufactured by Laser Beam Melting in powder Bed [Electronic resource] / M. Karg [et al.]. – Mode of access: <https://doi.org/10.3390/mi8010023.pdf>. – Date of access: 01.01.2017.
23. Microstructure and mechanical properties of a heat-treatable Al–3,5Cu–1,5Mg–1Si alloy produced by selective laser melting / P. Wang [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2018. – Vol. 711. – P. 562–570.
24. Processing of high strength Al–Cu alloy using 400W selective laser melting [Electronic resource] / D. Koutny [et al.]. – Mode of access: https://www.wlt.de/lim/Proceedings/Stick/PDF/Contribution347_final.pdf. – Date of access: 01.01.2015.
25. Fabrication and Characterization of high strength Al–Cu alloys processed using Laser Beam Melting in metal powder Be / B. Ahuja [et al.] // Physics Procedia. – 2014. – Vol. 56. – P. 135–146.
26. **ГОСТ 1583–93.** Сплавы алюминиевые литейные. – Минск: Изд-во стандартов, 2003. – 29 с.
27. **ГОСТ 4784–2019.** Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. – Москва: Стандартинформ, 2019. – 34 с.
28. SLM-processed Sc- and Zr-modified Al–Mg alloy: Mechanical properties and microstructural effects of heat treatment / A. B. Spierings [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2017. – Vol. 701. – P. 264–273.
29. **Белецкий, В. М.** Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение) / В. М. Белецкий, Г. А. Кривов; под ред. И. Н. Фриляндера. – Киев: КОМИНТЕХ, 2005. – 365 с.
30. Microstructure and Mechanical Properties of Wire + Arc Additively Manufactured 2050 Al–Li Alloy Wall Deposits / H. Zhong [et al.] // Chinese Journal of Mechanical Engineering. – 2019. – Vol. 23. – P. 1–7.
31. Microstructure evolution and mechanical behavior of Al–Li alloy fabricated by laser melting deposition technique / S. Jiao [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2020. – Vol. 821. – P. 153125.
32. Strengthening mechanisms, deformation behavior, and anisotropic mechanical properties of Al–Li alloys: A review / A. Abd El-Aty [et al.] // Journal of Advanced Research. – 2018. – Vol. 10. – P. 49–67.
33. 3D-printing of Aluminium alloys: Additive Manufacturing of Aluminium alloys using selective laser melting / N. T. Aboulkhair [et al.] // Progress in Materials Science. – 2019. – Vol. 106. – P. 100578.

34. Powders for powder bed fusion: a review / S. Vock [et al.] // *Progress in Additive Manufacturing*. – 2019. – Vol. 4, № 4. – P. 383–397.
35. **Czerwinski, F.** Cerium in aluminum alloys / F. Czerwinski // *Journal of Materials Science*. – 2020. – Vol. 55, № 1. – P. 24–72.
36. Iron in aluminum alloys. Impurity and alloying element / N. A. Belov [et al.] // Taylor & Francis. – London. – 360 p.
37. The ternary Al–Ce–Cu phase diagram in the aluminum-rich corner / N. A. Belov [et al.] // *Science Direct*. – 2007. – Vol. 55. – P. 5473–5482.
38. Casting aluminum alloys / V. Zolotarevsky [et al.] // Elsevier, Amsterdam. – 2007. – Vol. 1. – P. 327–396.
39. Casting alloys of the Al–Ce–Ni system: microstructural approach to alloy design / N. A. Belov [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 1999. – Vol. 271. – P. 134–141.
40. Rare Earth Alloys: A Critical Review of the Alloy Systems of the Rare Earth, Scandium, and Yttrium Metals / K. Gschneidner [et al.] // *Books on Demand*. – 1961. – P. 449.
41. New phases of 3d-transition metal–cerium binary compounds: an extensive structural search / S. Xiaorui [et al.] // *RSC Advances*. – 2017. – Vol. 7, iss. 64. – P. 40486–40498.
42. Thermodynamic modeling of Al–Ce–Mg phase equilibria coupled with key experiments / J. Gröbner [et al.] // *Intermetallics*. – 2002. – Vol. 10. – P. 415–422.
43. Cerium-silicon system / M. V. Bulanova [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2002. – Vol. 345, № 1–2. – P. 110–115.
44. Reassessment of the Ce–Ni binary system supported by key experiments and ab initio calculations / W. Xiong [et al.] // *Intermetallics*. – 2007. – Vol. 15, № 11. – P. 1401–1408.
45. X-Ray Diffraction Study of the Phase Composition of Ce–Fe–Al Alloys Containing Ce / O. S. Zarechnyuk [et al.] // *Izv. Akad. Nauk SSSR*. – 1969. – Vol. 2. – P. 164–166.
46. **Eynon, J.** Magnetic and electrical properties of reentrant Ce(Fe_{1-x}Al_x)₂ / J. Eynon, N. Ali // *Journal of Applied Physics*. – 1991. – Vol. 69. – P. 5063–5065.
47. Ce–Fe (Cerium–Iron) / H. Okamoto [et al.] // *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. – 2008. – Vol. 29. – P. 116–117.
48. Critical assessment of iron binary systems with light rare earths La, Ce, Pr, and Nd / R. Marazza [et al.] // *Inorganica Chimica Acta*. – 2008. – Vol. 361. – P. 3800–3806.
49. Phase equilibria and magnetic phases in the Fe-rich regions of the Ce–Fe–[Ni, Si, Al]–B quaternary systems / K. Orimoloye [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 763. – P. 289–295.
50. Investigation of the 600 °C isothermal section of the Fe–Al–Ce ternary system / H. Zheng [et al.] // *International Journal of Materials Research*. – 2017. – Vol. 108. – P. 36–44.
51. Influence of ultrasonic treatment on formation of primary Al₃Zr in Al–0.4Zr alloy / F. Wang [et al.] // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*. – 2017. – Vol. 27, № 5. – P. 977–985.
52. On the occurrence of a eutectic-type structure in solidification of Al–Zr alloys / F. Wang [et al.] // *Scripta Materialia*. – 2017. – Vol. 133. – P. 75–78.
53. **Junea, J. M.** Preparation of aluminium–zirconium master alloys / J. M. Junea // *Indian J Eng Mater Sci*. – 2002. – Vol. 9. – P. 187–190.
54. Phase evolution of Mg–Al–Zr nanophase alloys prepared by mechanical alloying / N. Al-Aqeeli [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2005. – Vol. 400, № 1–2. – P. 96–99.
55. Development of new Al-based nanocomposites by mechanical alloying / N. Al-Aqeeli [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2008. – Vol. 480, № 1–2. – P. 392–396.
56. **Muthaiah, V. M. S.** Effect of zirconium on thermal stability of nanocrystalline aluminium alloy prepared by mechanical alloying / V. M. S. Muthaiah, S. Mula // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2016. – Vol. 688. – P. 571–580.
57. Al–Zr alloys synthesis: Characterization of suitable multicomponent low-temperature melts / E. Kubiňáková [et al.] // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2020. – Vol. 9. – P. 594–600.
58. **Витязь, П. А.** Механически легированные сплавы на основе алюминия и меди / П. А. Витязь, Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. – Минск: Беларуская навука, 1998. – 351 с.
59. **Ловшенко, Ф. Г.** Теоретические и технологические аспекты получения механически легированных порошков для производства покрытий и изделий аддитивными методами / Ф. Г. Ловшенко, Е. И. Марукович, А. С. Федосенко // *Литье и металлургия*. – 2021. – № 4. – С. 62–73.
60. **Ловшенко, Ф. Г.** Механически легированные жаропрочные порошки для производства изделий аддитивными технологиями / Ф. Г. Ловшенко, А. С. Федосенко. – Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2019. – 405 с.
61. **Ловшенко, Г. Ф.** Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов: монография / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко Б. Б. Хина ; под ред. д-ра техн. наук, проф. Ф. Г. Ловшенко. – Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2008. – 679 с.

Статья сдана в редакцию 30 января 2024 года

Контакты:

5trannik@tut.by (Федосенко Алексей Сергеевич);

capsloock3333@mail.ru (Оленцевич Алексей Сергеевич).

A. S. FEDOSENKO, A. S. OLIENTSEVICH

PROMISING ALUMINUM-BASED MATERIALS FOR LAYER-BY-LAYER SYNTHESIS AND SURFACING

Abstract

The results of analysis of promising aluminum alloys for application in the field of additive technologies are presented, their advantages and disadvantages being indicated. The influence of mechanosynthesis conditions on physical and mechanical properties of particles of synthesized powders of the Al–Si–Mg system, as well as on their shape and morphology, has been established. It has been proven that the particles are characterized by high hardness and heat resistance.

Keywords:

reactive mechanical alloying, additive manufacturing, powder, selective laser melting, silumin, heat resistance, hardness.

For citation:

Fedosenko, A. S. Promising aluminum-based materials for layer-by-layer synthesis and surfacing / A. S. Fedosenko, A. S. Olientsevich // Belarusian-Russian University Bulletin. – 2024. – № 1 (82). – P. 46–57.