

чек из *Cu* и *W* ведет к формированию частиц нано и микрометрового размера. Дальнейшее компактирование порошков путем одноосного прессования и синтеза в вакууме позволяет сформировать мишени требуемого размера, пригодные для ВЧ магнетронного распыления.

Работа частично поддержана стипендией Президента Российской Федерации молодым ученым и аспирантам (Конкурс СП-2022) №СП-4860.2022.4. Частицы Cu-W получены при поддержке Российского научного фонда, грант № 21-79-30006.

Список используемых источников:

1. Агулов А. В. Закономерности формирования структуры и свойств пленок тугоплавких соединений //Фізична інженерія поверхні, 2014. – №. 12, № 3. – С. 338-356.
2. Wang C. Deposition and structure of W-Cu multilayer coatings by magnetron sputtering //Journal of Physics D: Applied Physics. – 2003. – Т. 36. – №. 21. – С. 2709.
3. Dinu M. Tribological behaviour of RF-magnetron sputter deposited hydroxyapatite coatings in physiological solution //Ceramics International. – 2017. – Т. 43. – №. 9. – С. 6858-6867.
4. Musil J. Reactive magnetron sputtering of thin films: present status and trends //Thin solid films. – 2005. – Т. 475. – №. 1-2. – С. 208-218.
5. Petr M. Surfaces with roughness gradient and invariant surface chemistry produced by means of gas aggregation source and magnetron sputtering //Plasma Processes and Polymers. – 2016. – Т. 13. – №. 6. – С. 663-671.
6. Surmenev R. Radio frequency magnetron sputter deposition as a tool for surface modification of medical implants //Modern technologies for creating the thin-film systems and coatings. – 2017. – С. 213-248..
7. Pervikov A., Filippov, A., Mironov, Y., Kalashnikov, M., Krinitcyn, M., Eskin D, Lerner, M., Tarasov S. Microstructure and properties of a nanostructured W-31 wt% Cu composite produced by magnetic pulse compaction of bimetallic nanoparticles //International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2022. – Т. 103. – С. 105735.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ДОБАВОК В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ НА МИКРОСТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТЕХНОЛОГИЧНОСТЬ ПРИ СЕЛЕКТИВНОМ ЛАЗЕРНОМ ПЛАВЛЕНИИ

*Н.А. Сапрыкина^{1,а}, к.т.н., доц., А.А. Сапрыкин¹, к.т.н., доц., Ю.П. Шаркеев², д.т.н., проф.,
Е.А. Ибрагимов¹, к.т.н., ст. препод., М.А. Химич², к.т.н.*

¹*Юргинский технологический институт (филиал) Томского политехнического университета,
652055, Кемеровская область, г.Юрга, Ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 7-77-61*

²*Институт физики прочности и материаловедения
Сибирского отделения Российской академии наук*

634055, Томская область, г. Томск, Академический пр., 2/4

E-mail: ^аsaprikina@tpu.ru

Аннотация. Сплавы на основе алюминия находят широкое применение в автомобилестроении и космической отрасли из-за низкой плотности, высокой электро- и теплопроводности, коррозионной стойкости и удельной прочности. В работе рассмотрено влияние легирующих добавок в сплаве на основе алюминия на микроструктуру, механические свойства и технологичность при применении в аддитивных технологиях. Для разработки научных и технологических подходов применения послойного лазерного синтеза получения модельных образцов предложена композиция из порошков системы алюминий-кремний-магний в следующем соотношении *Al* -91 масс.%, *Si* -8 масс.%, *Mg*-1 масс.

Ключевые слова: селективное лазерное плавление (SLM); сплавы на основе алюминия; аддитивное производство; легирующие добавки.

Abstract. Aluminum-based alloys are widely used in the automotive and space industries due to their low density, high electrical and thermal conductivity, corrosion resistance and specific strength. The paper considers the influence of alloying additives in an aluminum-based alloy on the microstructure, mechanical properties and manufacturability when used in additive technologies. To develop scientific and technological approaches to the use of layer-by-layer laser synthesis for obtaining model samples, a composition of powders of the aluminum-silicon-magnesium system in the following ratio of *Al* -91 wt.%, *Si* -8 wt.%, *Mg*-1 wt.

Keywords: selective laser melting (SLM); aluminum alloys; additive manufacturing; alloying additives.

Несмотря на промышленные инвестиции в аддитивные технологии, несколько серьезных препятствий все еще не позволяют полностью раскрыть их огромный потенциал [1]. Основные препятствия связаны с применением металлических порошковых материалов. Многие образцы, полученные из конструкционных сплавов методами аддитивных технологий подвержены значительному растрескиванию при затвердевании. Также препятствием применения аддитивных технологий является большой пробел в знаниях о микроструктурах, образующихся в результате сложных неравновесных процессов. Среди аддитивных технологий наиболее распространенной является технология селективного лазерного плавления (СЛП), при которой лазерный луч сканирует поверхность тонкого порошкового слоя для его плавления только там, где требуется конструкция детали. Путем повторения плавления порошка следующих слоев, а именно послойного наращивания, допускается реализация трехмерной детали на основе 3D-CAD модели. Возможность изготовления сложно профильных деталей, которые не могут быть получены с помощью обычных процессов, является одним из основных преимуществ этой технологии. Высокие скорости нагрева и охлаждения металлического порошкового материала, позволяют формировать нанозернистые структуры. Из-за сложных явлений, происходящих при взаимодействии лазера со слоем порошка, взаимосвязь между параметрами режима селективного лазерного плавления, составом порошков и технологии их получения, механизмами затвердевания и получаемыми микроструктурами до сих пор не установлена [2, 3].

Целью данной работы является проведение анализа влияния легирующих добавок и определения их оптимального соотношения в сплаве на основе алюминия для создания высокопрочных сплавов методом селективного лазерного плавления.

В настоящее время только небольшое количество алюминиевых сплавов используется в качестве сырья для аддитивного производства. Хотя сплавы на основе алюминия находят широкое применение в автомобилестроении и космической отрасли из-за низкой плотности, высокой электро- и теплопроводности, коррозионной стойкости и удельной прочности. В частности, необходимы значительные усилия для четкого понимания влияния легирующих добавок и микрочастиц на структуру, размер зерен и распределение выделений в сплавах на основе алюминия в результате селективного лазерного плавления.

Для применения в СЛП распространенными порошками является порошок сплава $AlSiMg$, $AlSi12$. Механические свойства изделий, изготовленных из этих двух сплавов, сравнимы со свойствами литых образцов, но явно уступают свойствам образцов, изготовленных из высокопрочных алюминиевых сплавов, таких как Al7075 (5,5 % цинка – 2,5 % магния – 1,5 % меди), у которых предел текучести более 500 МПа и пластичность 3–9% [4]. СЛП последнего, к сожалению, затруднен из-за низкой свариваемости, а также из-за высокой отражательной способности и низкой вязкости (недостаток, свойственный большинству обычных алюминиевых сплавов). В частности, термическое сжатие во время плавления приводит к образованию больших трещин. Кроме того, испарение во время лазерного плавления легирующих элементов с низкой температурой плавления, таких как Zn имеют решающее значение для образования упрочняющих фаз, что также способствует ухудшению механических свойств в результате. Было реализовано несколько стратегий для уменьшения дефектов и, таким образом, для улучшения возможности печати сплавов алюминия методом СЛП. К ним относится постобработка горячим изостатическим пресованием [5], а также изменение параметров лазерного плавления, таких как стратегия сканирования [6] и мощность лазера [7]. С другой стороны, внутренние попытки уменьшить подверженность трещинам включают, во-первых, изменение состава сплава [8]. Известными примерами этой стратегии являются добавление Zr и Sc к сплавам Al-Mg, вызывающее образование когерентных выделений Al₃(Sc, Zr) во время затвердевания в СЛП, а также легирование Si [9]. В своей работе Martin [10] показал, что склонность к растрескиванию может быть значительно снижена путем смешивания порошков алюминиевого сплава с микрочастицами, содержащими зародышеобразователи, которые вызывают измельчение зерна во время обработки. Растворимость Mg в литых сплавах Al-Si-Mg довольно ограничена. Известные сплавы Al-Si-Mg для аддитивных технологий имеют содержание Mg менее 0,75 мас.% [11]. Пределы растворения Si и Mg в Al могут быть значительно расширены за счет быстрого охлаждения в результате СЛП. Размерный эффект признан доминирующим фактором в сплавах Al, упрочненных твердым раствором. В этом отношении Mg особенно эффективен для повышения предела текучести и скорости деформационного упрочнения. Кремний является распространенным и недорогим легирующим компонентом для алюминиевого сплава и предотвращает микротрещины в деталях. Добавление кремния оказывает положительное влияние на процесс плавления, морфологию микроструктуры и механические свойства. По мере увеличения содержания кремния пустоты и трещинообразование в образцах СЛП подавлялись,

объемная плотность энергии для достаточного уплотнения была уменьшена. Микротвердость по Виккерсу и предел текучести 0,2% были повышены за счет увеличения содержания дополнительного кремния. Напротив, избыточное содержание кремния приводило к хрупкости, которая проявлялась как небольшая пластичность, измеренная при испытаниях на растяжение, и разрушение образцов в процессе СЛП. Эти противоречивые эффекты указывают на то, что содержание кремния необходимо регулировать в зависимости от основного сплава, чтобы обеспечить лучшую технологичность и баланс между прочностью и пластичностью. Для сплава *Al-Si* оптимальное содержание кремния составляет 5%, что является самым низким содержанием кремния, необходимым для устранения растрескивания, увеличением прочности и получения приемлемой пластичности. Снижение содержания кремния до 4% у образца наблюдались микротрещины и поры диаметром несколько десятков микрометров, распределенные по границе. Образец с 16% дополнительным содержанием кремния также не имел серьезных дефектов, несмотря на саморазрушение в процессе СЛП [12].

Обзор литературных источников показал, что микроструктура сплава, полученного из порошков алюминия, кремния, магния в процессе лазерного плавления довольно сильно отличается от структуры сплава, полученного традиционными методами, из-за высоких скоростей нагрева и охлаждения материала во время селективного лазерного плавления. Увеличение магния в сплаве позволяет повысить механическую прочность изделия, однако его растворимость в сплавах довольно ограничена. Содержание кремния также необходимо регулировать.

Основываясь на проведенных исследованиях учеными, для разработки научных и технологических подходов применения аддитивных технологий – послойного лазерного синтеза, получения модельных образцов из порошков системы алюминий-кремний-магний в следующем соотношении *Al* -91 масс.%, *Si* -8 масс. %, *Mg*-1 масс. Планируется решить задачу послойного трехмерного синтеза модельных образцов из порошковых материалов алюминия, кремния, магния, имеющих значительно отличающуюся температуры плавления, плотности. Температура плавления алюминия (660 °С), кремния (1414 °С) и магния (650 °С), плотность (у алюминия 2,7 г/см³, у кремния 2,35 г/см³, магния 1,74 г/см³). При этом теплоемкости алюминия, кремния, магния близки друг к другу. Молярная теплоемкость алюминия составляет 24,35 Дж/(К•моль), кремния 20,16 Дж/(К•моль), магния 24,9 Дж/(К•моль) теплопроводность при комнатной температуре алюминия 237 Вт/(м•К), кремния 149 Вт/(м•К), магния 156 Вт/(м•К). Температура плавления порошков, отличается почти на 800 градусов, а также порошки имеют узкий диапазон режимов плавления (мощность лазера, скорость перемещения лазера, шаг сканирования и т.д.) для получения сплава со стабильной фазовой структурой.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-01491, <https://rscf.ru/project/22-29-01491/>

Список используемых источников:

1. S.H. Khajavi, J. Partanen, J. Hölmstrom. Additive manufacturing in the spare parts supply chain Comput. Ind., 65 (2014), pp. 50-63.
2. A. Yadollahi, N. Shamsaei. Additive manufacturing of fatigue resistant materials: challenges and opportunities. Int. J. Fatigue, 98 (2017), pp. 14-31.
3. Khimich M.A. , Ibragimov E.A. , Chebodaeva V.V. , Saprykin A.A. , Saprykina N.A. , Sharkeev Y.P. Comparison the Preparation Methods of Powder Feedstock for Laser Powder Bed Fusion // Solid State Phenomena. - 2022 - Vol. 328. - p. 63-71. doi: 10.4028/p-7tc3od.
4. K. Ma, H. Wen, T. Hu, T.D. Topping, D. Isheim, D.N. Seidman, E.J. Lavernia, J.M. Schoenung. Mechanical behavior and strengthening mechanisms in ultrafine grain precipitation-strengthened aluminum alloy. Acta Mater., 62 (2014), pp. 141-155.
5. N.E. Uzan, R. Shneck, O. Yeheskel, N. Frage. Fatigue of AlSi10Mg specimens fabricated by additive manufacturing selective laser melting (AM-SLM). Mater. Sci. Eng. A, 704 (2017), pp. 229-237.
6. N.T. Aboulkhair, N.M. Everitt, I. Ashcroft, C. Tuck. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting. Addit. Manuf., 1–4 (2014), pp. 77-86.
7. D. Buchbinder, H. Schleifenbaum, S. Heidrich, W. Meiners, J. Bültmann. High power selective laser melting (HPSLM) of aluminum parts. Phys. Proc., 12 (2011), pp. 271-278.
8. M. Awd, J. Tenkamp, M. Hirtler, S. Siddique, M. Bambach, F. Walther. Comparison of microstructure and mechanical properties of Scalmetalloy produced by selective laser melting and laser metal deposition. Materials, 11 (1–17) (2017), p. 17.

9. M.L. Montero-Sistiaga, R. Mertens, B. Vrancken, X. Wanga, B. Van Hooreweder, J.-P. Kruth, J. Van Humbeeck. Changing the alloy composition of Al7075 for better processability by selective laser melting. *J. Mater. Proc. Technol.*, 238 (2016), pp. 437-445.
10. J.H. Martin, B.D. Yahata, J.M. Hundley, J.A. Mayer, T.A. Schaedler, T.M. Pollock. 3D printing of high-strength aluminium alloys. *Nature*, 549 (2017), pp. 365-369.
11. YC Bai, YQ Yang, ZF Xiao, MK Zhang, D. Wang. Оптимизация процесса и изменение механических свойств AlSiMg0,75 путем селективного лазерного плавления. *Матер. Des.*, 109 (2018), с. 256 – 266.
12. Yuki Otani, Shinya Sasaki. Effects of the addition of silicon to 7075 aluminum alloy on microstructure, mechanical properties, and selective laser melting process ability. *Materials Science and Engineering: A Volume 777*, 10 March 2020, 139079.

ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ КОМПОЗИТА AL-7FE-38SN ВРАЩАЮЩИМСЯ ПЛОСКИМ ДИСКОМ

Н.М. Русин, к.т.н., с.н.с., А.Л. Скоренцев, к.т.н., н.с., А.В. Чумаевский, к.т.н., н.с.

*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения
Российской академии наук (ИФПМ СО РАН)*

634021, г. Томск, просп. Академический, 2/4; тел. (3822)-28-69-62

E-mails: skoralexan@mail.ru; rusinnm@mail.ru; tch7av@gmail.com

Аннотация. В работе исследовано влияние режима фрикционной перемешивающей обработки на структуру подповерхностного слоя спеченного композита *Al-7Fe-38Sn*. Установлено, что в ходе такой обработки на поверхности композита формируется тонкий мелкокристаллический слой толщиной до 150 мкм, состоящий из измельченных частиц износа, и расположенный под ним слой сильнодеформированного материала композита толщиной до 1 мм.

Ключевые слова: алюминиевые антифрикционные сплавы, фрикционная перемешивающая обработка, изнашивание, структура.

Abstract. An effect of the friction stir processing mode on the subsurface layer structure of sintered *Al-7Fe-38Sn* composite was investigated in this work. It was established that during such a processing, an upper thin fine-grained layer up to 150 μm thick consisting of crushed wear particles is formed on the surface of the composite. A layer of highly deformed material of the composite up to 1 mm thick is formed under the upper layer.

Keywords: antifriction aluminum-based alloys, friction stir processing, wear process, structure.

Введение. При сухом трении покрывающая алюминий хрупкая оксидная плёнка разрушается, и он может схватываться с поверхностью стального контртела. Прилегающий к области схватывания материал вырывается с поверхности алюминия и переносится на поверхность стального контртела, формируя здесь слой переноса [1-2]. В результате, фрикционный контакт между разноимёнными материалами трансформируется в контакт между одноимёнными металлами, ещё более благоприятный для схватывания. Частицы слоя переноса вдавливаются в поверхность алюминиевого образца и интенсивно её деформируют путём оттеснения впереди лежащего материала. Вследствие многократного воздействия скользящих неровностей на поверхность образца здесь формируется слой перемешивания, состоящий из осколков оксидных плёнок и матричного материала, под которым располагается слой сильнодеформированного материала [3-4].

Слой перемешивания и слой переноса по структуре, свойствам и составу сильно отличаются от материалов подложки и, по сути, представляют собой третье тело. Если фрикционный контакт далее реализуется по плоскостям, расположенным внутри третьего тела, то трение будет оставаться внешним по отношению к взаимодействующим контртелам. Для этого нужно, чтобы от поверхности вглубь образца существовал положительный градиент прочности. Скорость изнашивания пары трения в этом случае будет определяться скоростью изнашивания третьего тела.

Исследования поверхности стального контртела после его сухого трения по *Al* образцу показали, что слой переноса состоит из малых и относительно больших частиц износа образца [5]. Наличие последних означает, что слой перемешивания не может полностью препятствовать непосредственному контакту материала его подложки с поверхностными неровностями дорожки трения. Материал подложки вовлекается в деформацию, и в такие моменты внешнее трение становится внутрен-