



УДК 669.2

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-2-71-83>Научная статья
Research article

Селективное лазерное плавление и исследование функциональных свойств алюмоматричных композитов AlSi10Mg с добавками Cu, CuNi и CuNiFeCo

К. В. Кусков[✉], А. А. Непашев, Д. О. МосковскихНациональный исследовательский технологический университет «МИСИС»
Россия, 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1 kkuskov@misis.ru

Аннотация. Представлены результаты синтеза алюмоматричных композитов (АМК) на основе сплава AlSi10Mg с добавками Cu, CuNi и многокомпонентного сплава CuNiFeCo. Добавки получали методом горения растворов, а для формирования композиций применяли механическую обработку в планетарно-шаровой мельнице. Исследованы морфология порошков, фазовый состав, характеристики компактных образцов, изготовленных методом селективного лазерного плавления. Оценены теплофизические и электрические свойства материалов. Показано, что добавки Cu-содержащих сплавов существенно улучшают функциональные характеристики материалов: теплопроводность увеличивается до 55 %, а теплоемкость – до 15 % по сравнению с исходным AlSi10Mg. При этом наблюдается снижение электропроводности на 65 %, наиболее выраженное в случае использования многокомпонентной добавки. Разработанные АМК обладают улучшенными теплофизическими свойствами и могут быть использованы в качестве теплоотводящих и термостойких элементов в электронике и аэрокосмической технике. Важно отметить, что уменьшение электропроводности представляет преимущество для ряда приложений – таких, как радиочастотные модули, индуктивные компоненты, а также экранированные электронные системы, где снижение паразитных токов и вихревых потерь является важным фактором. Благодаря совместимости с селективным лазерным плавлением, такие материалы перспективны для аддитивного производства функциональных изделий сложной формы – например, теплоотводящих корпусов, радиаторов и деталей с управляемым весом.

Ключевые слова: алюмоматричные композиты, селективное лазерное плавление, теплофизические свойства

Благодарности: Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 19-79-30025).

Для цитирования: Кусков К.В., Непашев А.А., Московских Д.О. Селективное лазерное плавление и исследование функциональных свойств алюмоматричных композитов AlSi10Mg с добавками Cu, CuNi и CuNiFeCo. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2026;20(2):71–83. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-2-71-83>

Selective laser melting and functional properties of AlSi10Mg-based aluminum matrix composites with Cu, CuNi, and CuNiFeCo additives

K. V. Kuskov , A. A. Nepapushev, D. O. Moskovskikh

National University of Science and Technology “MISIS”

1 Bld, 4 Leninskiy Prosp., Moscow 119049, Russia

 kkuskov@isis.ru

Abstract. AlSi10Mg-based aluminum matrix composites (AMCs) with additives of Cu, CuNi, and multicomponent CuNiFeCo alloy additives were fabricated by selective laser melting. The additives were prepared by solution combustion synthesis, and the composite powder mixtures were produced by mechanical processing in a planetary ball mill. The study examined the powder morphology, phase composition, and properties of compact samples with particular focus on their thermophysical and electrical behavior. The Cu-containing alloy additives markedly improved the functional performance of the materials: thermal conductivity increased by up to 55 %, and heat capacity increased by up to 15 % compared with the base AlSi10Mg alloy. Electrical conductivity decreased of up to 65 %, with the strongest effect observed for the multicomponent CuNiFeCo additive. The resulting AMCs combine enhanced thermophysical properties with reduced electrical conductivity, making them suitable for heat-dissipating and heat-resistant components in electronics and aerospace applications. Lower electrical conductivity may also be beneficial in radio-frequency modules, inductive components, and shielded electronic systems, where parasitic currents and eddy-current losses should be minimized. Because they compatible with selective laser melting, these materials are promising for the additive manufacturing of complex-shaped functional components, including heat-dissipating housing, heat sinks, and weight-optimized parts.

Keywords: aluminum matrix composites, selective laser melting, thermophysical properties

Acknowledgements: This study was supported by the Russian Science Foundation (grant No. 19-79-30025).

For citation: Kuskov K.V., Nepapushev A.A., Moskovskikh D.O. Selective laser melting and functional properties of AlSi10Mg-based aluminum matrix composites with Cu, CuNi, and CuNiFeCo additives. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2026;20(2):71–83. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-2-71-83>

Введение

Литейные сплавы системы алюминий–кремний (Al–Si) с высоким содержанием кремния востребованы благодаря своим уникальным физико-механическим свойствам, включая высокую прочность, низкий удельный вес, износостойкость и хорошую обрабатываемость [1; 2]. В последнее время данные сплавы (особенно AlSi10Mg) приобрели большую популярность в методах аддитивных технологий, в частности, селективного лазерного плавления (СЛП), ввиду низкой склонности к образованию трещин и возможности получения деталей с высокой плотностью и однородной мелкозернистой структурой.

Значительное влияние на эксплуатационные характеристики силуминов оказывает микроструктура. Для повышения механических свойств часто прибегают к созданию композиционных материалов путем добавления керамических частиц [3–5]. Другим вариантом является легирование металлами с целью образования интерметаллидных фаз [6–9]. Применение СЛП позволяет получать интерметаллиды непосредственно при создании материала, что

позволяет избежать приготовления порошка целевого сплава и обеспечить гибкость в регулировании состава материала. Этот подход способствует энергосбережению и дает возможность получать гетерогенные сплавы с улучшенными характеристиками.

В последние годы высокий интерес проявляется к многокомпонентным сплавам, в частности к так называемым высокоэнтропийным сплавам (ВЭС), предложенным в 2004 г. [10]. Эти материалы характеризуются наличием четырех или более элементов, что обеспечивает высокую энтропию системы и приводит к формированию упрочняющих фаз. Благодаря этим особенностям высокоэнтропийные сплавы обладают улучшенными механическими свойствами и широким спектром применения [11].

Большинство металлов, используемых в многокомпонентных системах и ВЭС, образуют с алюминием интерметаллидные фазы, что может приводить к образованию многокомпонентных интерметаллических фаз. При этом от содержания Al зависит тип решетки получаемого сплава или интерметаллида [12–14]. Так, при малом содержании Al происходит образование ГЦК-решетки [12; 13], а при

большом – ОЦК [12; 14]. Однако это касается равновесных условий получения сплава при длительной температурной обработке при высоких температурах. В неравновесных условиях СЛП быстрые нагрев и остывание, а также локальность теплового воздействия могут приводить к образованию ГЦК-фаз в матрице из алюминия и комбинации ГЦК/ОЦК, что с возможностью дальнейшего отжига позволяет варьировать механические свойства материалов [15–17].

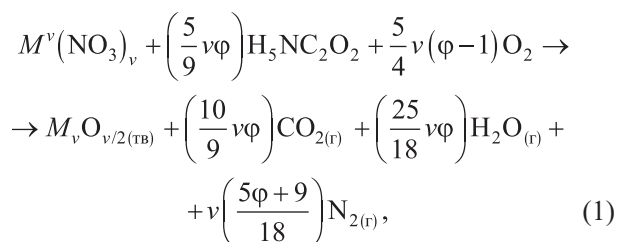
В то же время недостаточно изучено влияние металлических нанопорошков, включая многокомпонентные составы, на формирование структуры и функциональных свойств алюмоматричных композитов (АМК), полученных методом селективного лазерного плавления. Учитывая особенности СЛП (высокие скорости охлаждения, термические градиенты и локальность плавления), актуальным представляется исследование возможности направленного изменения теплофизических и электрических характеристик композитов на основе AlSi10Mg путем введения Cu-содержащих материалов. Поэтому целью работы была оценка влияния добавок Cu, CuNi и CuNiFeCo на теплофизические характеристики (температуропроводность, теплоемкость, теплопроводность и удельное электросопротивление) сплава AlSi10Mg.

Методы

Получение порошковых добавок

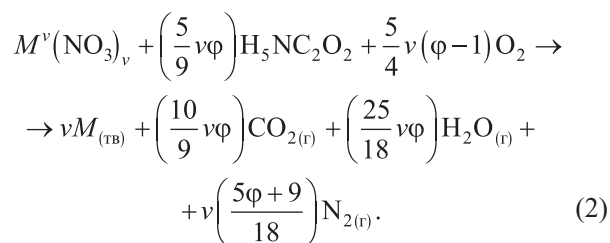
В качестве добавок использовали порошки, полученные методом горения растворов [18–20]. Этот метод основан на применении самоподдерживающихся экзотермических реакций взаимодействия компонентов, содержащих окислитель (соли металла) и восстановитель (линейные и циклические органические амины, кислоты и аминокислоты), которые протекают в водной или золь-гель-среде. Подробное описание синтеза данных добавок показано в работах [21; 22].

Суммарная реакция на примере глицина в качестве топлива проходит по уравнению



где M – металл, v – валентность металла, φ – отношение масс восстановителя (глицин) и окислителя (нитрат металла).

При определенном соотношении $\varphi \geq 1,25$ в качестве продуктов данного синтеза образуются чистые металлы, так как избыток топлива обеспечивает достаточное количество восстановителя – промежуточного продукта разложения топлива (NH_3). В таком случае реакция (1) примет следующий вид:



С применением одновременно солей нескольких металлов можно получать сплавы. При этом одинаковые условия синтеза приводят к одинаковым морфологическим характеристикам продуктов данного синтеза. Таким образом, используя метод горения растворов, мы синтезировали порошки Cu и сплавов CuNi и CuNiFeCo.

Для разрушения агломератов, образующихся в порошках, полученных методом горения растворов, были применены различные методы измельчения порошков: механическая обработка в планетарной мельнице с использованием жидких сред, ультразвуковая обработка в жидкости и криогенное измельчение.

Механическая обработка проводилась в планетарной шаровой мельнице «Активатор 2S» (Активатор, Россия), где вместе с порошком для интенсификации процесса в барабаны помещали один из следующих компонентов: гексан, этиловый спирт в объеме 5 % от объема барабанов и стеариновая кислота в количестве 5 % от массы порошка.

Ультразвуковую обработку выполняли на гомогенизаторах SONOPULS HD 2200 (Bandelin, Германия) мощностью 200 Вт и UIP 1000 HD (Hielscher, Германия) мощностью 1000 Вт. Время обработки на обоих гомогенизаторах составляло 30 мин.

Криогенное измельчение осуществляли на мельнице 8000 (SPEX, США) циклами: 5 мин размол и 5 мин охлаждения до накопления общего времени обработки 30 мин. Предварительное охлаждение составляло 15 мин, максимальная частота размол – 30 Гц, соотношение массы порошка и размольного тела – 1:10, загрузка порошка – 10 г, материал барабанов и размольного тела – сталь.

Получение порошковых смесей

Для приготовления порошковых композиций, состоящих из матрицы алюминиевого сплава AlSi10Mg сферической формы с размером частиц

20–63 мкм ($D_{[4,3]} = 41,83$ мкм, производство компании РУСАЛ, Россия) с добавлением порошков меди и сплавов CuNi, CuNiFeCo в интервале концентраций до 20 % (здесь и далее – мас. %), применялась механическая обработка в планетарной шаровой мельнице «Активатор 2S» (Активатор, Россия). Целью обработки было «опудривание» с целью обеспечения адгезии и равномерности распределения добавок на поверхности частиц AlSi10Mg с максимальным сохранением их формы. Порошки, которые взвешивали в соответствии с заданным соотношением, помещали в стальные барабаны объемом 250 мл, которые затем заполняли стальными шариками диаметром 6 мм. Отношение массы шариков к массе смеси составляло 20:1 (360 г к 18 г). Обработку проводили при частоте вращения барабана 200 об/мин в течение 30 мин. Перед обработкой в барабаны закачивали аргон под давлением 0,4 МПа, чтобы предотвратить окисление порошков.

Селективное лазерное плавление

Для проведения СЛП использовали установку «AddSol D50» (Additive Solutions, Россия), оснащенную иттербиевым волоконным лазером (IPG Photonics, США) мощностью 400 Вт с длиной волны 1064 нм и диаметром пятна 80 мкм. Образцы в форме цилиндра диаметром 12,7 мм изготавливали на алюминиевой подложке при мощности лазера $P = 325$ Вт и скорости сканирования $V = 700$ мм/с. Расстояние между сканирующими дорожками и толщина слоя оставались постоянными: $h = 80$ мкм, $b = 30$ мкм.

Характеризация

Фазовый состав исходных смесей и материалов после СЛП исследовали методом рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометре ДРОН-4-07 (Буревестник, Россия) в монохроматическом CuK_α -излучении. Дифрактограммы записывали в диапазоне углов $2\theta = 20\div 90^\circ$ с шагом $0,1^\circ$. Время экспозиции составляло 2 с. Для обработки дифрактограмм использовали базы данных PDF международного центра дифракционных данных (ICDD).

Для подготовки шлифов порошковых смесей и СЛП-образцов применяли проводящий полимер, который запрессовывали под высоким давлением и температурой. Шлифовку и полировку проводили на оборудовании «Tegramin-25» (Struers, Дания). Плоскостное шлифование выполняли с использованием шлифовальной бумаги SiC (#120). Финальную полировку осуществляли с применением полировальных тканей и алмазной суспензии (9, 6 и 3 мкм).

Микроструктуру полученных образцов при малых увеличениях исследовали с помощью сканирующего

электронного микроскопа «Vega 3SB» (Tescan, Чехия). Для изучения тонкой микроструктуры использовали растровый электронный микроскоп JSM-7600F (Jeol, Япония), оснащенный системой микрорентгено-спектрального анализа (EDS) INCA SDD 61 X-MAX (Oxford Instruments, Великобритания).

Измерение текучести порошка проводили путем определения времени, за которое 50 г порошка проходило через калиброванное отверстие диаметром 4 мм в стандартной воронке. Порошок помещали в воронку, отверстие закрывали пальцем. Секундомер запускали в момент удаления пальца и останавливали после полного высыпания порошка. Зарегистрированное время (в секундах) использовали в качестве показателя текучести. Перед измерением насыпной плотности и текучести порошки выдерживали в сушильном шкафу при температуре $t = 80$ °С в течение 4 ч.

Форму частиц определяли по отношению максимального линейного размера частицы на изображении к ее минимальному линейному размеру в соответствии с ГОСТ Р 70908-2023. К сферическим относятся частицы с соотношением L_{\max}/L_{\min} от 1,0 до 1,2, к округлым – при L_{\max}/L_{\min} от 1,2 до 2,0. Обработку частиц проводили вручную по микрофотографиям с помощью программы «ImageJ».

Для определения удельной теплоемкости образцов после печати использовали дифференциальный сканирующий калориметр (ДСК) «Mettler Toledo DSC3» (Швейцария). Метод основывается на нагревании испытуемого образца с контролируемой скоростью в контролируемой атмосфере в интересующем температурном диапазоне. Регистрируется разность тепловых потоков в образце и эталонном материале.

Измерения проводились по следующей схеме:

1. Получение базовой линии. Измерение в заданном диапазоне температур пустых тиглей не менее 3 раз.

2. Калибровочный цикл. Измерение поведения вещества с известной теплоемкостью (сапфир).

3. Цикл с исследуемым образцом.

Удельную теплоемкость искомого образца вычисляли исходя из полученных значений калибровочного цикла и цикла с образцом.

Температуропроводность определяли методом лазерной вспышки (измеритель LFA 447 NanoFlash фирмы «Netzsch-Geratebau GmbH», Германия) на образцах диаметром 12,7 мм и толщиной 1,5 мм.

Теплопроводность материалов рассчитывали по формуле

$$a = \lambda / (\rho C), \quad (3)$$

где a – коэффициент температуропроводности, $\text{м}^2/\text{с}$; λ – теплопроводность, $\text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$; ρ – плотность, $\text{кг}/\text{м}^3$; C – теплоемкость, $\text{Дж}/(\text{К}\cdot\text{кг})$.

Измерение удельного электросопротивления в зависимости от температуры проводили 4-контактным методом на постоянном токе в режиме с коммутацией тока через образец на установке фирмы ООО «КРИОТЭЛ» (Россия). На поверхность образца толщиной 0,5 мм, шириной 2 мм и длиной 12 мм линейно помещали 4 зонда. Через внешние зонды пропускали электрический ток, а между внутренними измеряли разность потенциалов.

Результаты и их обсуждение

Фазовый состав и микроструктуры полученных добавок Cu, CuNi и многокомпонентного сплава CuNiFeCo представлены на рис. 1 и 2 соответственно.

Полученные порошки представляют собой губчатые агломераты, состоящие из нано- и субмикронных частиц соответствующих фаз, со средним размером областей когерентного рассеяния порядка 60 нм. Особый интерес представляет наблюдаемое при синтезе сплава CuNi формирование малого количества метастабильной фазы $(Cu,Ni)_4N$, возникающей при

избытке топлива (см. рис. 1). Эта фаза относится к интерметаллическим нитридам с кубической структурой типа $Pm-3m$ и может свидетельствовать о протекании азотсодержащих промежуточных реакций, в том числе с участием аммиака (NH_3), образующегося при термическом разложении органического топлива. Появление данной фазы указывает на высокую реакционную активность компонентов системы и нестандартные условия взаимодействия металлов с азотом при синтезе. Структуры и параметры решетки всех выявленных фаз приведены в табл. 1.

Для предварительного разрушения агломератов, образующихся в порошках, полученных методом горения растворов (см. рис. 2), была выбрана много-

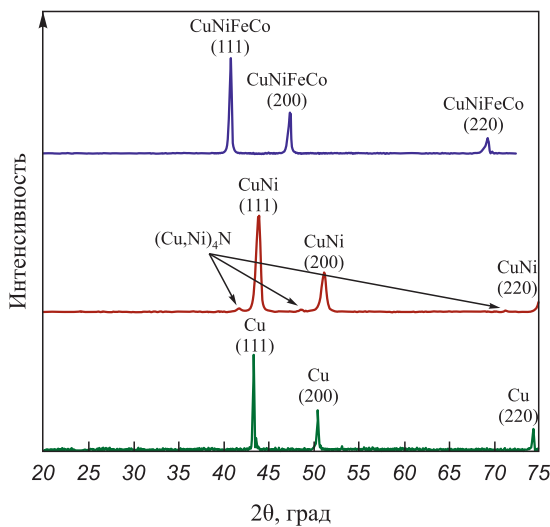


Рис. 1. Дифрактограммы порошков, полученных методом горения растворов

Fig. 1. XRD patterns of powders obtained by solution combustion synthesis

Таблица 1. Результаты фазового анализа порошков, полученных методом горения растворов

Table 1. Phase analysis results for powders obtained by solution combustion synthesis

Фаза	Решетка	Параметр решетки
Cu	$Fm-3m(225)$	3,6146
CuNi	$Fm-3m(225)$	3,5935
$(Cu,Ni)_4N$	$Pm-3m(221)$	3,7589
CuNiFeCo	$Fm-3m(225)$	3,8510

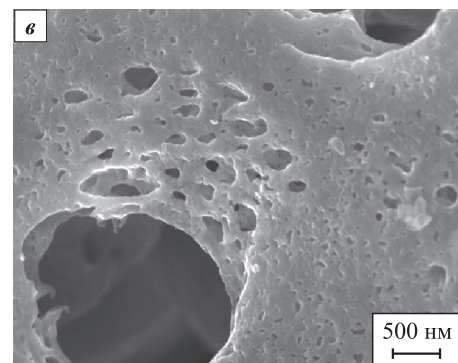
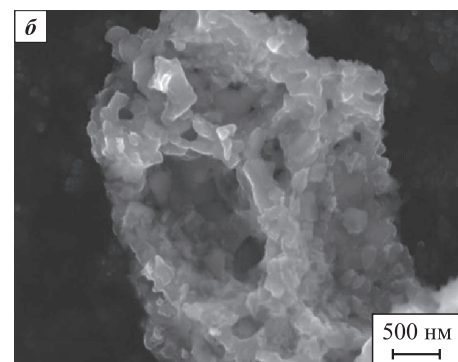
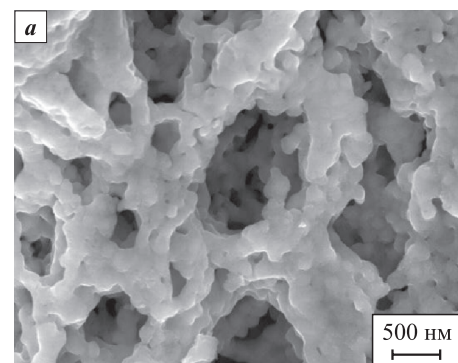


Рис. 2. Морфология порошков, полученных методом горения растворов
 а – Cu, б – CuNi, в – CuNiFeCo

Fig. 2. Morphology of powders obtained by solution combustion synthesis
 а – Cu, б – CuNi, в – CuNiFeCo

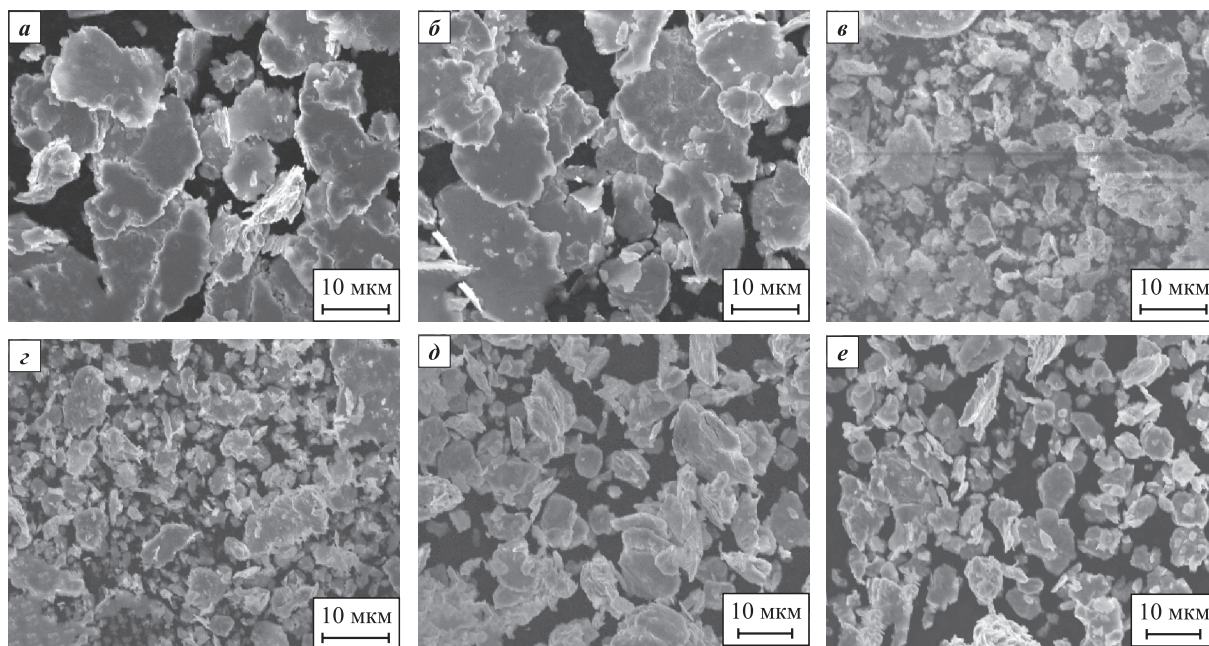


Рис. 3. Морфология порошков состава CuNiFeCo после размола различными методами
a – ультразвук низкой мощности, *б* – механообработка в гексане, *в* – ультразвук высокой мощности,
г – механообработка в спирте, *д* – механообработка со стеариновой кислотой, *е* – криогенная мельница

Fig. 3. Morphology of CuNiFeCo powders after different processing treatments
a – low-power ultrasonification, *б* – mechanical processing in hexane, *в* – high-power ultrasonification,
г – mechanical processing in alcohol, *д* – mechanical processing with stearic acid, *е* – cryogenic milling

компонентная система CuNiFeCo. Для этого были применены различные методы измельчения порошков: механическая обработка в планетарной мельнице с использованием жидких сред, ультразвуковая обработка в жидкости и криогенное измельчение. Как показали результаты исследования морфологии (рис. 3), все методы обеспечивают эффективное разрушение агломератов, но сопровождаются интенсивной пластической деформацией частиц. В результате формируются плоские частицы различного размера, а также наблюдается агрегирование с частичным закрытием исходной пористости.

Среди рассмотренных подходов наиболее узкое распределение частиц по размеру продемонстрировали порошки, обработанные в криогенной мельнице в течение 40 мин. Однако, несмотря на улучшенные морфологические характеристики, дальнейшая механическая обработка смеси AlSi10Mg с добавками не выявила существенных преимуществ при использовании предварительно измельченных порошков. Это может быть связано с тем, что при «опудривании» в планетарной мельнице основные процессы пластической деформации и укрупнения частиц все равно доминируют, нивелируя эффект от предварительного измельчения.

На рис. 4 представлены шлифы поперечного сечения сплава AlSi10Mg с различным содержанием добавки CuNiFeCo. Как видно, увеличение концент-

рации добавки оказывает заметное влияние на характер механической обработки – при высоком содержании добавок порошки подвергаются более интенсивной пластической деформации, в результате чего они теряют исходную округлую форму. Формируются крупные слоистые композиционные частицы, размеры которых могут превышать 100 мкм. Кроме того, в структуре образцов сохраняются крупные включения добавки, что свидетельствует о неполном разрушении агломератов в процессе механической обработки. Это указывает на необходимость предварительного диспергирования добавок для обеспечения их равномерного распределения в алюминиевой матрице.

Результаты исследования морфологии смесей AlSi10Mg с добавками Cu, CuNi и CuNiFeCo представлены в табл. 2. Анализ полученных данных позволяет выявить ряд устойчивых закономерностей, влияющих на технологические свойства порошков и их пригодность для аддитивного производства методом СЛП.

Во всех трех системах прослеживается четкая зависимость, которая заключается в том, что с увеличением содержания добавки происходит рост среднего размера частиц. Например, при увеличении дозировки Cu от 1 до 20 % средний размер возрастает с 51,9 до 73,4 мкм, для CuNi – с 50,5 до 71,4 мкм, а для CuNiFeCo – с 48,4 до 68,5 мкм. Это связано с плас-

Таблица 2. Параметры морфологии частиц с добавками Cu, CuNi и CuNiFeCo
Table 2. Morphological parameters of particles with Cu, CuNi and CuNiFeCo additives

Содержание добавки, %	Средний размер частиц, мкм	Доля частиц в диапазоне от 20 до 60 мкм, %	Доля сферических частиц, %	Доля округлых частиц, %
AlSi10Mg + Cu				
1	51,9	80	33	59
5	55,8	74	23	66
10	57,3	65	14	40
20	73,4	61	14	40
AlSi10Mg + CuNi				
1	50,5	85	34	57
5	54,3	77	24	68
10	55,8	67	14	40
20	71,4	63	14	41
AlSi10Mg + CuNiFeCo				
1	48,4	91	35	55
5	52,1	80	25	65
10	53,5	70	15	42
20	68,5	65	15	43

тической деформацией порошков в процессе механической обработки, в результате которой частицы теряют исходную округлость и укрупняются за счет слияния отдельных фрагментов. Особенно выражено это поведение при высоких концентрациях добавок,

когда деформация приводит к формированию крупных, плоских и неоднородных по размеру частиц.

Также наблюдается существенное снижение сферичности и округлости частиц при увеличении количества добавки. Если при 1 % содержания добавки

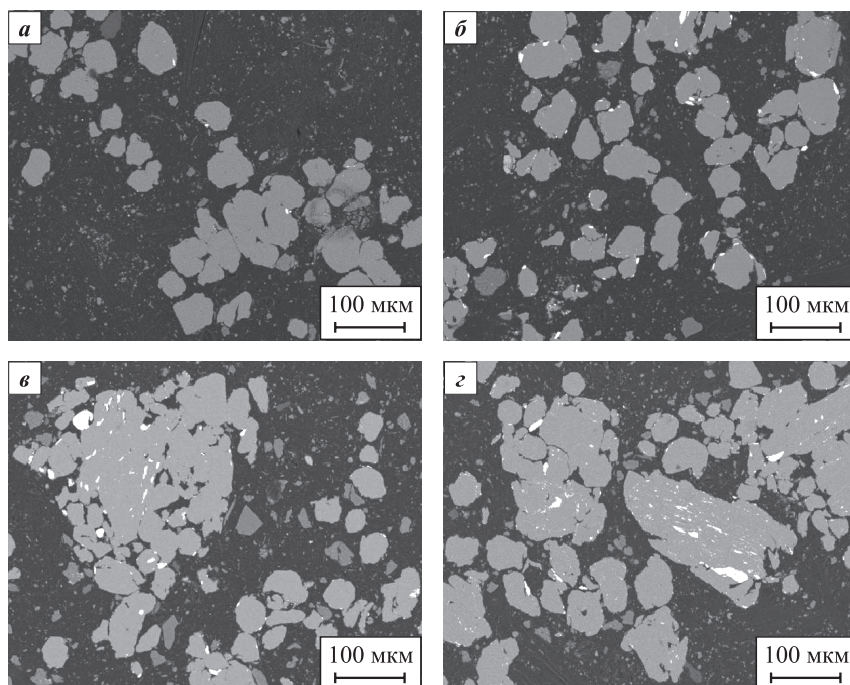


Рис. 4. Микроструктуры порошков AlSi10Mg с различной концентрацией добавки CuNiFeCo
Содержание добавки, %: а – 1, б – 5, в – 10, г – 20

Fig. 4. Microstructures of AlSi10Mg powders with different CuNiFeCo additive contents
Additive content, %: а – 1, б – 5, в – 10, г – 20

доля сферических и округлых частиц составляет суммарно 85–90 %, то при концентрации 10–20 % она падает до 55–58 %. Особенно негативная тенденция проявляется для добавок Cu и CuNi, тогда как добавка CuNiFeCo показывает более устойчивое поведение – при повышении концентрации она сохраняет сравнительно высокий уровень сферичности и меньший разброс по размерам. Это можно объяснить особенностями фазового состава и механических свойств многокомпонентного сплава, который демонстрирует более равномерную деформацию и лучшее сопротивление агрегации.

Немаловажным параметром является доля частиц в диапазоне 20–60 мкм, который считается оптимальным для процессов СЛП. При низких концентрациях добавок (1–5 %) этот показатель достигает 80–91 %, что свидетельствует о хорошем гранулометрическом составе. Однако при 10–20 %-ном количестве добавок значительная часть частиц выходит за пределы допустимого диапазона, снижая фракционную однородность смеси и потенциально ухудшая ее текучесть и равномерность нанесения при печати.

Таким образом, увеличение концентрации металлических добавок негативно влияет на морфологию порошка: растет средний размер частиц, уменьшается сферичность и возрастает доля фракций, не соответствующих требованиям СЛП. Особенно критичным становится диапазон добавок свыше 10 %, когда резко снижается технологическая пригодность материала.

Оптимальным можно считать содержание добавок в пределах 1–5 %, при котором сохраняется баланс между желаемыми функциональными свойст-

Таблица 3. Насыпная плотность и текучесть порошков с добавками Cu, CuNi и CuNiFeCo

Table 3. Apparent density and flowability of powders with Cu, CuNi, and CuNiFeCo additives

Добавка	Количество добавки, %	Насыпная плотность, г/см ³	Текучесть, с
Cu	1	1,365	37,0
	5	1,370	43,9
	10	1,397	>50,0
	20	1,368	>50,0
CuNi	1	1,375	35,5
	5	1,380	42,8
	10	1,408	>50,0
	20	1,379	>50,0
CuNiFeCo	1	1,391	35,8
	5	1,394	42,2
	10	1,422	>50,0
	20	1,389	>50,0

вами и приемлемыми технологическими характеристиками порошков. Среди всех исследованных систем наилучшую морфологическую стабильность демонстрирует добавка CuNiFeCo, что делает ее наиболее перспективной для применения в алюминиевых композитах, предназначенных для 3D-печати методом селективного лазерного плавления. Также большое количество крупных порошков с низкой сферичностью приводит к ухудшению текучести (табл. 3), вплоть до значений, превышающих требования к СЛП.

Согласно рентгенофазовому анализу, во время механической обработки не происходит заметного взаимодействия между компонентами смеси. В качестве примера на рис. 5 приведены дифрактограммы смесей с различной концентрацией добавки CuNi.

Типичная микроструктура полученных СЛП-образцов представлена на рис. 6. Она характеризуется большим количеством «чешуйчатых» зон (рис. 6, а) – закристаллизовавшихся ванн расплава, на границах которых образовались участки с крупными зёрнами алюминия и сеткой эвтектики кремния. На эти границы потоками Марагони в процессе печати выносятся частицы добавок (более яркие области) [23]. При детальном рассмотрении можно разделить включения добавок на три типа: мелкие частицы (порядка 300 нм) округлой формы (см. рис. 6, з), средние (длина ~3 мкм) дендритной формы (рис. 6, б) и крупные (~10 мкм) неправильной формы (рис. 7). По

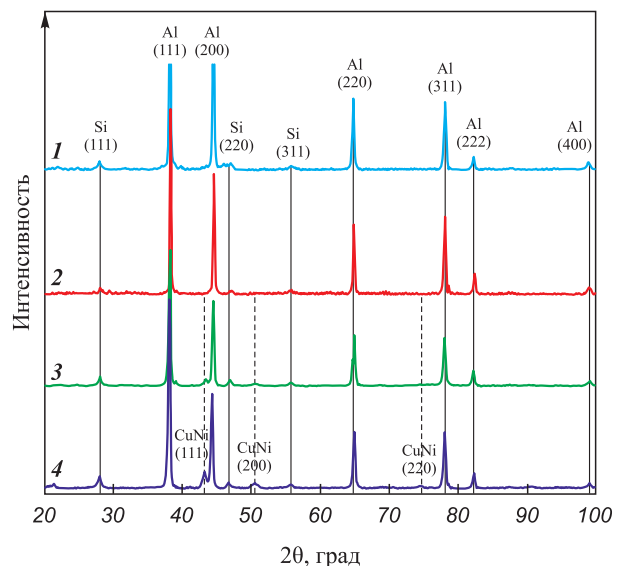


Рис. 5. Дифрактограммы порошков с различной концентрацией добавки CuNi после механической обработки при 200 об/мин

1 – AlSi10Mg, 2 – AlSi10Mg + 1 % CuNi,
3 – AlSi10Mg + 3 % CuNi, 4 – AlSi10Mg + 5 % CuNi

Fig. 5. XRD patterns of powders with different CuNi additive contents after mechanical processing at 200 rpm

1 – AlSi10Mg, 2 – AlSi10Mg + 1 % CuNi,
3 – AlSi10Mg + 3 % CuNi, 4 – AlSi10Mg + 5 % CuNi

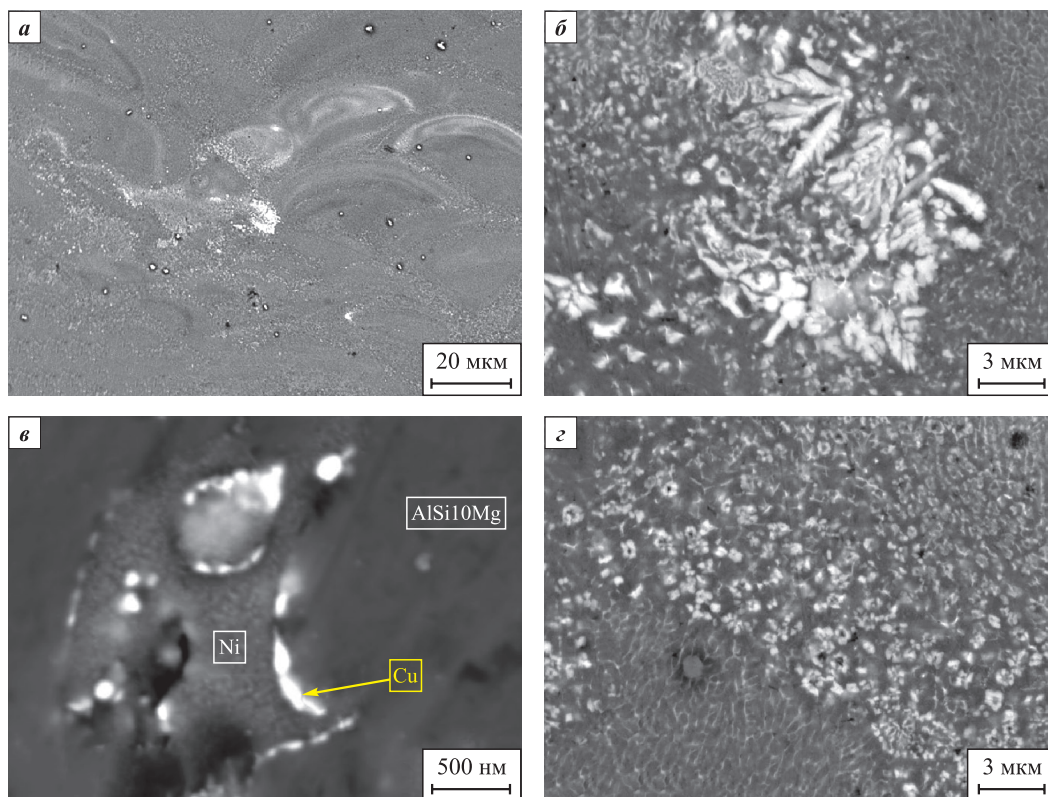


Рис. 6. Микроструктура АМК с 5 % CuNiFeCo (а, б, з) и CuNi (е)
 Fig. 6. Microstructure of AMCs with 5 % CuNiFeCo (a, b, z) and CuNi (e)

границам крупных частиц проходит диффузионная зона (серая прослойка на изображении). При этом, согласно данным элементного анализа, в маленьких и средних частицах, а также по краям крупных частиц происходит обеднение по меди. При добавлении в состав АМК сплава CuNi можно наблюдать на границах крупных частиц выпадение Cu (см. рис. 6, е).

Исходя из полученных микроструктурных исследований, можно предположить, что, вследствие неравномерного разрушения агломератов на стадии подготовки, образуются частицы добавок разного размера. Мелкие и средние частицы плавятся в процессе СЛП. При некотором размере частиц жидко-

фазная добавка не диспергируется потоками основного расплава и при кристаллизации образуются дендриты. При дальнейшем увеличении размеров частиц добавки плавления частиц в полном объеме не происходит, оно отмечено только по краям с образованием диффузионной зоны. При этом плавление сопровождается испарением меди.

Для исследования влияния добавок различных сплавов на функциональные свойства АМК, полученных методом СЛП, были изучены теплофизические свойства напечатанных образцов. Результаты исследований по определению теплоемкости представлены на рис. 8. Как видно из приведенных зависимостей,

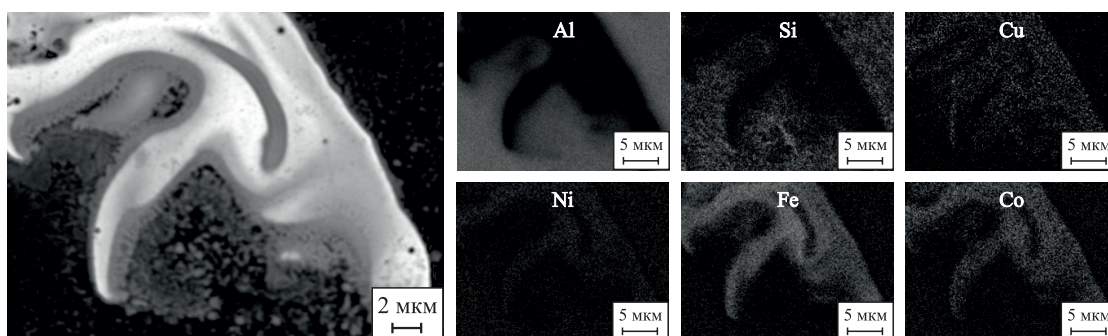


Рис. 7. Структура крупных включений CuNiFeCo
 Fig. 7. Structure of large CuNiFeCo inclusions

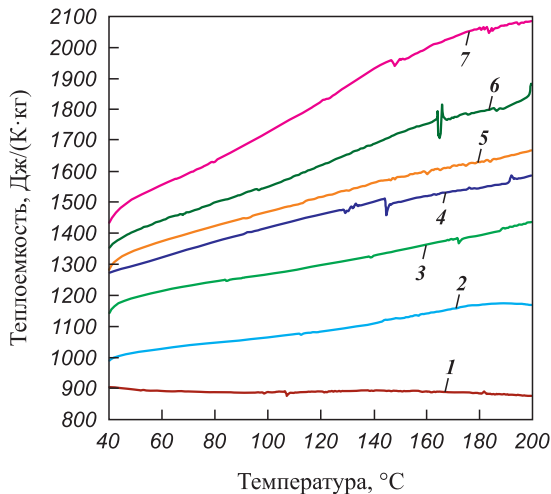


Рис. 8. Температурные зависимости теплоемкости АМК с различными добавками

1 – AlSi10Mg, 2 – AlSi10Mg + 1 % Cu, 3 – AlSi10Mg + 1 % CuNi,
4 – AlSi10Mg + 1 % CuNiFeCo, 5 – AlSi10Mg + 5 % Cu,
6 – AlSi10Mg + 5 % CuNi, 7 – AlSi10Mg + 5 % CuNiFeCo

Fig. 8. Temperature dependences of heat capacity of AMCs with different additives

1 – AlSi10Mg, 2 – AlSi10Mg + 1 % Cu, 3 – AlSi10Mg + 1 % CuNi,
4 – AlSi10Mg + 1 % CuNiFeCo, 5 – AlSi10Mg + 5 % Cu,
6 – AlSi10Mg + 5 % CuNi, 7 – AlSi10Mg + 5 % CuNiFeCo

добавление Cu, CuNi и CuNiFeCo приводит к повышению теплоемкости АМК. Наибольшее ее увеличение обнаружено при введении многокомпонентного сплава CuNiFeCo, что, по-видимому, связано с нали-

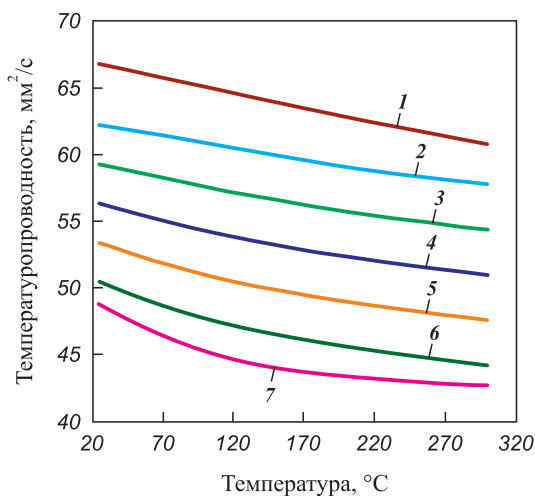


Рис. 9. Температурные зависимости температуропроводности АМК с различными добавками

1 – AlSi10Mg, 2 – AlSi10Mg + 1 % Cu, 3 – AlSi10Mg + 1 % CuNi,
4 – AlSi10Mg + 1 % CuNiFeCo, 5 – AlSi10Mg + 5 % Cu,
6 – AlSi10Mg + 5 % CuNi, 7 – AlSi10Mg + 5 % CuNiFeCo

Fig. 9. Temperature dependences of thermal diffusivity of AMCs with different additives

1 – AlSi10Mg, 2 – AlSi10Mg + 1 % Cu, 3 – AlSi10Mg + 1 % CuNi,
4 – AlSi10Mg + 1 % CuNiFeCo, 5 – AlSi10Mg + 5 % Cu,
6 – AlSi10Mg + 5 % CuNi, 7 – AlSi10Mg + 5 % CuNiFeCo

чием незавершенных *d*-уровней у металлов добавки и возможным образованием упорядоченных растворов с высокой теплотой образования [14–17], а следовательно, с высокой энергией связей, что влияет на колебательную часть решеточной составляющей теплоемкости.

Для определения теплопроводности материалов были получены значения температуропроводности соответствующих сплавов (рис. 9). Как видно, любая добавка приводит к снижению скорости изменения температуры.

На рис. 10 приведены температурные зависимости удельного электросопротивления АМК, полученных методом СЛП. В отличие от тепловых свойств, электрические характеристики больше зависят от качественного состава добавки, в то время как на теплоемкость и температуропроводность химический состав и количество добавки влияли примерно одинаково. Данное явление можно объяснить разным уровнем влияния линейных и точечных дефектов на электросопротивление материалов.

Данные по расчетам теплопроводности АМК приведены в табл. 4. Как видно из полученных результатов, теплопроводность сплава, легированного добавками Cu, CuNi и CuNiFeCo, возрастает с повышением температуры по аналогии с алюминиевыми бронзами и другими литыми алюминиевыми сплавами [24; 25]. Данный эффект может быть объяснен тем, что основной вклад в значение этого показателя вносит тепло-

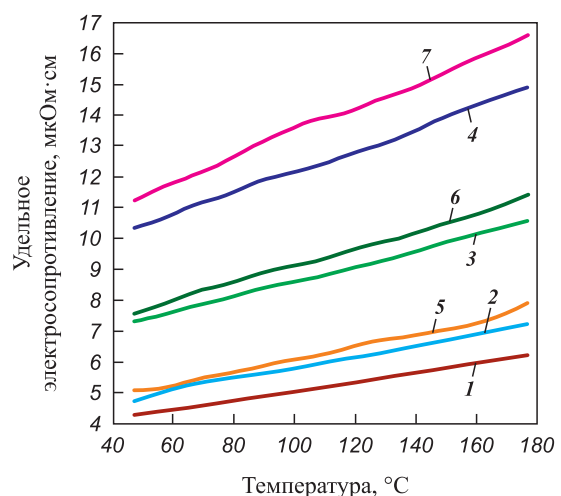


Рис. 10. Температурные зависимости удельного электросопротивления АМК с различными добавками

1 – AlSi10Mg, 2 – AlSi10Mg + 1 % Cu, 3 – AlSi10Mg + 1 % CuNi,
4 – AlSi10Mg + 1 % CuNiFeCo, 5 – AlSi10Mg + 5 % Cu,
6 – AlSi10Mg + 5 % CuNi, 7 – AlSi10Mg + 5 % CuNiFeCo

Fig. 10. Temperature dependences of electrical resistivity of AMCs with different additives

1 – AlSi10Mg, 2 – AlSi10Mg + 1 % Cu, 3 – AlSi10Mg + 1 % CuNi,
4 – AlSi10Mg + 1 % CuNiFeCo, 5 – AlSi10Mg + 5 % Cu,
6 – AlSi10Mg + 5 % CuNi, 7 – AlSi10Mg + 5 % CuNiFeCo

Таблица 4. Теплопроводность АМК
Table 4. Thermal conductivity of AMCs

t, °C	Теплопроводность АМК, Вт/(м·К)						
	AlSi10Mg	AlSi10Mg + добавка					
		Cu, %		CuNi, %		CuNiFeCo, %	
		1	5	1	5	1	5
25	154	160	171	169	170	179	174
100	153	162	185	182	183	192	192
200	146	172	204	199	214	207	225

емкость материала, которая, как уже обсуждалось ранее, могла вырасти как за счет решеточной теплопроводности, вследствие образования интерметаллидных соединений, так и благодаря электронной, за счет легирования переходными металлами с более высокой плотностью [24; 25].

Таким образом, методом СЛП были синтезированы АМК с добавками Cu, CuNi и CuNiFeCo. Для исследования их теплофизических свойств были подобраны оптимальные параметры СЛП для получения материалов с низкой пористостью. Использование добавок позволило за счет решеточной составляющей увеличить теплоемкость АМК, что повлекло за собой повышение теплопроводности. Однако применение добавок снизило электропроводность материалов в 1,25, 2 и 3 раза при добавлении Cu, CuNi CuNiFeCo соответственно.

Заключение

Проведенное исследование позволило оценить влияние различных металлических добавок на структуру и свойства алюминиевых композиционных материалов, полученных методом селективного лазерного плавления.

Метод горения растворов успешно применен для получения наноструктурированных порошков Cu, CuNi и CuNiFeCo с контролируемым фазовым составом, включая метастабильные соединения (Cu,Ni)₄N.

Механическая обработка в планетарной мельнице позволила сформировать композиции на основе AlSi10Mg с равномерным распределением добавок при концентрациях до 5 %.

Морфология порошков значительно влияет на их пригодность к селективному лазерному плавлению. При превышении 10–20 % добавок ухудшаются сферичность, текучесть и фракционный состав порошков.

В микроструктуре СЛП-образцов присутствуют включения добавок различной морфологии, от округлых наночастиц до крупных частиц с диффузионной зоной. Плавление частиц сопровождается локальным испарением меди.

Добавки Cu, CuNi и особенно CuNiFeCo способствуют повышению теплоемкости и теплопроводности композитов: например, при 5 % CuNiFeCo теплоемкость увеличивается на ~15 %, а теплопроводность достигает 225 Вт/(м·К) при t = 200 °C против 146 Вт/(м·К) у чистого AlSi10Mg. При этом наблюдается снижение электропроводности, наиболее значительное для CuNiFeCo – примерно в 3 раза по сравнению с исходным сплавом, что связано с повышенной концентрацией точечных и линейных дефектов.

Разработанные АМК с добавками Cu, CuNi и CuNiFeCo обладают улучшенными теплофизическими свойствами и могут быть использованы в качестве теплоотводящих и термостойких элементов в электронике и аэрокосмической технике. Благодаря совместимости с селективным лазерным плавлением, такие материалы перспективны для аддитивного производства функциональных изделий сложной формы – это, например, теплоотводящие корпуса, радиаторы, детали с управляемым весом.

Дальнейшие исследования могут быть направлены на оптимизацию методов введения в Al-матрицу и химического состава добавок, а также на расширение области применения АМК в условиях высоких температур и тепловых нагрузок.

Список литературы / References

- Liao H., Li G., Liu Q. Ni-rich phases in Al–12%Si–4%Cu–1.2%Mn–x%Ni heat-resistant alloys and effect of Ni-alloying on tensile mechanical properties. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2019;28(9): 5398–5408. <https://doi.org/10.1007/s11665-019-04307-5>
- Wang L., Makhlof M., Apelian D. Aluminium die casting alloys: alloy composition, microstructure, and properties-performance relationships. *International Materials Reviews*. 1995;40(6):221–238. <https://doi.org/10.1179/imr.1995.40.6.221>
- Nepapushev A.A., Kuskov K.V., Lopatkina S.V., Chernyshikhin S.V., Suvorova V.S., Moskovskikh D.O. Laser powder bed fusion of AlSi10Mg/W₂B₅ composite: powder preparation, phase transformations, and mechanical properties. *Advanced Engineering Materials*. 2025;27(9):2402676. <https://doi.org/10.1002/adem.202402676>
- Suvorova V., Volodko S., Suvorov D., Chernyshikhin S., Nepapushev A., Korol A., Volkova L., Sokolov P., Khort A., Moskovskikh D. Enhanced microstructure and mechanical properties of ZrN-reinforced AlSi10Mg aluminum matrix composite. *Scientific Reports*. 2024;14(1):10152. <https://doi.org/10.1038/s41598-024-58614-6>
- Suvorova V.S., Fedorenko L.V., Zhevnenko S.N., Zotov B.O., Egorov V.Yu., Zharebtsov D.D., Suvorov D.S., Khaydarov B.B., Kotyakova K.Yu., Nepapushev A.A., Kovalev I.A., Moskovskikh D.O., Chernyshikhin S.V. Laser powder bed fusion of AlN and ZrN reinforced AlSi10Mg matrix composites: Effect of wettability and

- volume fraction on microstructure and mechanical properties. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*. 2025;8(4):469–482.
<https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2025.04.002>
6. Mei J., Han Y., Sun J., Zu G., Song X., Zhu W., Ran X. Achieving high strength in selective laser melting AlSi10Mg alloy by adding microsized pure Cu particles. *Materials Science and Engineering: A*. 2023;880:145357.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145357>
 7. de Moura D.A., de Gouveia G.L., Gomes L.F., Spinelli J.E. Understanding the effect of Ni content on microstructures and tensile properties of AlSi10Mg alloy samples under a variety of solidification rates. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;924:166496.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.166496>
 8. Jandaghi M.R., Aversa A., Manfredi D., Calignano F., Lavagna L., Pavese M. In situ alloying of AlSi10Mg–5 wt%Ni through laser powder bed fusion and subsequent heat treatment. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;904:164081.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.164081>
 9. Marola S., Gianoglio D., Bosio F., Aversa A., Lorusso M., Manfredi D., Lombardi M., Battezzati L. Alloying AlSi10Mg and Cu powders in laser Single Scan Tracks, melt spinning, and Laser Powder Bed Fusion. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;821:153538.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153538>
 10. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2004;375–377:213–218.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257>
 11. Рогачев А.С. Структура, стабильность и свойства высокоэнтропийных сплавов. *Физика металлов и металлургия*. 2020;121(8):807–841.
 Rogachev A.S. Structure, stability, and properties of high-entropy alloys. *Physics of Metals and Metallography*. 2020;121(8):733–764.
<https://doi.org/10.31857/S0015323020080094>
 12. Lee K.S., Bae B., Kang J.-H., Lim K.R., Na Y.S. Multi-phase refining of an AlCoCrFeNi high entropy alloy by hot compression. *Materials Letters*. 2017;198:81–84.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2017.03.181>
 13. Tian F., Delczeg L., Chen N., Varga L.K., Shen J., Vitos L. Structural stability of NiCoFeCrAl_x high-entropy alloy from ab initio theory. *Physical Review B*. 2013;88(8):085128. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.88.085128>
 14. Kuskov K.V., Nепapushev A.A., Aydynyan S., Shaysultanov D.G., Stepanov N.D., Nazaretyan K., Kharatyan S., Zakharova E.V., Belov D.S., Moskovskikh D.O. Combustion synthesis and reactive spark plasma sintering of non-equiatomic CoAl-based high entropy intermetallics. *Materials*. 2023;16(4):1490.
<https://doi.org/10.3390/ma16041490>
 15. Sun Z., Tan X., Wang C., Descoins M., Mangelinck D., Tor S.B., Jäggle E.A., Zaefferer S., Raabe D. Reducing hot tearing by grain boundary segregation engineering in additive manufacturing: example of an Al_xCoCrFeNi high-entropy alloy. *Acta Materialia*. 2021;204:116505.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.116505>
 16. Zhu X., Liu S., Wang X., Wang G. Effect of solution and aging treatments on the microstructure and mechanical properties of dual-phase high-entropy alloy prepared by laser-powder bed fusion using AlSi10Mg and FeCoCrNi powders. *Additive Manufacturing*. 2023;70:103548.
<https://doi.org/10.1016/j.addma.2023.103548>
 17. Zhu X., Wang G., Wang X., Zhao G. Microstructure and mechanical properties of Al_{0.3}FeCoCrNi high entropy alloy processed by laser powder bed fusion using FeCoCrNi and Al powder mixture. *Materials Science and Engineering: A*. 2022;848:143468.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143468>
 18. Yermekova Z., Chernyshova E., Roslyakov S., Trusov G., Argunov E., Yurlov S., Moskovskikh D., Yudin S. Microstructure and thermoelectric properties of porous CaMnO₃/CaMn₂O₄ composite prepared by spray solution combustion synthesis. *Journal of the European Ceramic Society*. 2024;44(11):6449–6459.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2024.04.012>
 19. Evdokimenko N., Yermekova Z., Roslyakov S., Tkachenko O., Kapustin G., Bindiug D., Kustov A., Mukasyan A.S. Sponge-like CoNi catalysts synthesized by combustion of reactive solutions: stability and performance for CO₂ hydrogenation. *Materials*. 2022;15(15):5129.
<https://doi.org/10.3390/ma15155129>
 20. Mukasyan A.S., Epstein P., Dinka P. Solution combustion synthesis of nanomaterials. *Proceedings of the Combustion Institute*. 2007;31(2):1789–1795.
<https://doi.org/10.1016/j.proci.2006.07.052>
 21. Romanovski V., Roslyakov S., Trusov G., Periakaruppan R., Romanovskaia E., Chan H.L., Moskovskikh D. Synthesis and effect of CoCuFeNi high entropy alloy nanoparticles on seed germination, plant growth, and microorganisms inactivation activity. *Environmental Science and Pollution Research*. 2023;30(9):23363–23371.
<https://doi.org/10.1007/s11356-022-23918-5>
 22. Romanovski V., Sdobnyakov N., Roslyakov S., Kolosov A., Podbolotov K., Savina K., Kwapinski W., Moskovskikh D., Khort A. Bimetallic CuNi nanoparticle formation: solution combustion synthesis and molecular dynamic approaches. *Inorganic Chemistry*. 2024;63(52):24844–24854.
<https://doi.org/10.1021/acs.inorgchem.4c04260>
 23. Hojjatzadeh S.M.H., Parab N.D., Yan W., Guo Q., Xiong L., Zhao C., Qu M., Escano L.I., Xiao X., Fezzaa K., Everhart W., Sun T., Chen L. Pore elimination mechanisms during 3D printing of metals. *Nature Communications*. 2019;10(1):3088.
<https://doi.org/10.1038/s41467-019-10973-9>
 24. Nazarahari A., Fromm A.C., Ozdemir H.C., Klose C., Maier H.J., Canadinc D. Determination of thermal conductivity of eutectic Al–Cu compounds utilizing experiments, molecular dynamics simulations and machine learning. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. 2023;31(4):045001.
<https://doi.org/10.1088/1361-651X/acc960>
 25. Wei G., Huang P., Xu C., Liu D., Ju X., Du X., Xing L., Yang Y. Thermophysical property measurements and thermal energy storage capacity analysis of aluminum alloys. *Solar Energy*. 2016;137:66–72.
<https://doi.org/10.1016/j.solener.2016.07.054>

Сведения об авторах



Information about the Authors

Кирилл Васильевич Кусков – вед. эксперт научного проекта Научно-исследовательского центра «Конструкционные керамические наноматериалы» (НИЦ ККН) Национального исследовательского технологического университета (НИТУ) «МИСИС»

 **ORCID:** 0000-0002-9387-0237

 **E-mail:** kkuskov@misis.ru

Андрей Александрович Непанушев – к.т.н., ст. науч. сотрудник НИЦ ККН, НИТУ МИСИС

 **ORCID:** 0000-0001-9017-9937

 **E-mail:** anepapushev@gmail.ru

Дмитрий Олегович Московских – к.т.н., директор НИЦ ККН, НИТУ МИСИС

 **ORCID:** 0000-0001-5168-4885

 **E-mail:** mos@misis.ru

Kirill V. Kuskov – Leading Research Project Expert, Research Center of Engineering Ceramic Nanomaterials, National University of Science and Technology MISIS (NUST MISIS)

 **ORCID:** 0000-0002-9387-0237

 **E-mail:** kkuskov@misis.ru

Andrey A. Nepapushev – Cand. Sci. (Eng.), Senior Research Scientist, Research Center of Engineering Ceramic Nanomaterials, NUST MISIS

 **ORCID:** 0000-0001-9017-9937

 **E-mail:** anepapushev@gmail.ru

Dmitry O. Moskovskikh – Cand. Sci. (Eng.), Director, Research Center of Engineering Ceramic Nanomaterials, NUST MISIS

 **ORCID:** 0000-0001-5168-4885

 **E-mail:** mos@misis.ru

Вклад авторов



Contribution of the Authors

К. В. Кусков – проведение экспериментов, участие в обсуждении результатов, написание статьи.

А. А. Непанушев – проведение экспериментов, участие в обсуждении результатов.

Д. О. Московских – определение цели работы, участие в обсуждении результатов, написание статьи.

K. V. Kuskov – conducted the experiments, participated in the discussion of the results, and wrote the manuscript.

A. A. Nepapushev – conducted the experiments and participated in the discussion of the results.

D. O. Moskovskikh – defined the research objective, participated in the discussion of the results, and wrote the manuscript.

Статья поступила 15.07.2025 г.
 Доработана 10.10.2025 г.
 Принята к публикации 14.10.2025 г.

Received 15.07.2025
 Revised 10.10.2025
 Accepted 14.10.2025