

Некоторые особенности формирования структуры и свойств новых алюминиевых сплавов при аддитивном производстве

Д. К. Рябов, И. А. Грушин, А. Г. Сеферян

Представлены результаты исследований ряда алюминиевых сплавов различных систем легирования, получаемых по технологии СЛС, и проведен их сравнительный анализ с традиционными литейными и деформируемыми алюминиевыми сплавами.

Ключевые слова:

аддитивные технологии, алюминиевые сплавы, селективное лазерное сплавление, технология послойного синтеза, 3D-печать

УДК 539.232 | ВАК 05.16.09

DOI: 10.22184/2499-9407.2022.26.1.44.50

Введение

Развитие различных отраслей науки и техники невозможно представить без применения новых материалов и технологий. Одним из наиболее перспективных направлений сегодня являются аддитивные технологии, позволяющие получать готовые детали или точные заготовки путем послойного наращивания и синтеза из порошков или других видов сырья. В совокупности с новыми подходами к проектированию (бионический, генеративный дизайн, и т. д.) использование технологий селективного лазерного сплавления (СЛС) позволяет получать геометрически сложные изделия из различных типов металлических сплавов [1–3]. Уже сейчас видна тенденция постепенного перехода данных технологий от стадии исследований и оценки концепции к стадии использования в серийном производстве. Крупные международные компании успешно применяют аддитивные технологии для изготовления металлических деталей, работающих в достаточно ответственных элементах [4, 5].

Алюминиевые сплавы являются широко используемыми конструкционными материалами, что связано с их низкой плотностью, удовлетворительной коррозионной

стойкостью и хорошей обрабатываемостью резанием. Они активно рассматриваются проектировщиками и конструкторами, в том числе для получения деталей с использованием технологий 3D-печати. При этом, помимо использования стандартных сплавов (типа AlSi10Mg), наблюдается тенденция по разработке новых композиций, специально адаптированных под технологии СЛС [6–8]. В первую очередь это связано с тем, что для создания более совершенных легких деталей требуются материалы с повышенными удельными характеристиками, а обычные литейные алюминиевые сплавы после печати не могут конкурировать даже со среднепрочными деформируемыми сплавами, широко применяемыми в авиационно-космической технике и транспортном машиностроении.

Создание новых материалов требует понимания особенностей процесса переплава и быстрой кристаллизации, так как структура полученного методом 3D-печати изделия из алюминиевого сплава отличается от структуры отливки или деформированного полуфабриката. Кроме того, процессы печати сопровождаются возникновением повышенных внутренних напряжений и склонностью ряда материалов к горячим и холодным трещинам

вследствие повторяющихся операций переплава и кристаллизации довольно тонких слоев [9].

Используя эти особенности процесса СЛС, можно получать новые композиции алюминиевых сплавов, которые обладают либо повышенными характеристиками прочности, либо повышенными рабочими температурами. Компания РУСАЛ, являющаяся производителем порошков для аддитивного производства, также работает над созданием новых алюминиевых материалов, которые производятся под маркой РС-XXX, где XXX – трехзначный номер (марка) сплава.

Материалы и методы исследований

Особенности структурного и фазового состояния порошков для аддитивного производства обусловлены особенностями их получения. В настоящий момент одним из наиболее распространенных способов получения порошков для метода СЛС, позволяющим обеспечить высокую производительность процесса, скорость получения и качество материала, является технология диспергирования расплава под действием инерционных сил газового потока, или газовая атомизация. Алюминиевые порошки, используемые для исследования, произведены в условиях металлургического предприятия «Валком-ПМ» (г. Волгоград) по технологии газовой атомизации. В качестве распыляющего газа был использован азот. Для печати применяли 3D-принтер EOS 290M и порошок, который был классифицирован на фракцию +15 / -63 мкм, D50 составило около 41 мкм. Для каждого сплава были разработаны специальные параметры печати, зависящие от его поведения в процессе.

Для термической обработки деталей и образцов использовалась печь Naberterm, оснащенная принудительной конвекцией воздуха.

Микроструктурные исследования проводили на шлифованных и полированных с помощью суспензии образцах как без травления, так и после травления реактивом Келлера. Для исследования использовали оптический металлографический инвертированный микроскоп Carl Zeiss и сканирующий электронный микроскоп Tescan Mira.

Испытания на растяжение проводились с использованием универсальной испытательной машины MTS Criterion согласно ГОСТ 1497-84.

Результаты и обсуждение

Технология СЛС представляет собой, по сути, послойное наплавление слоя порошка из алюминиевого сплава

на подложку, которая на первых слоях представляет собой алюминиевую плиту, а на последующих – сплавленный слой печатаемого материала [10]. Именно поэтому для исключения дефектов в виде горячих трещин необходимо использовать сплавы, которые обладают высокими литейными характеристиками, в частности – пониженной склонностью к образованию горячих трещин при кристаллизации.

В отличие от традиционного литейного производства, особенности технологии СЛС позволяют достичь высоких скоростей охлаждения и кристаллизации расплава, что приводит к существенным изменениям при формировании структуры, фазового состава, а соответственно, свойств синтезированных материалов [11]. В результате быстрой кристаллизации в сплавах создаются условия для существенного расширения границ растворимости относительно равновесных состояний, уменьшения размерных показателей структурных составляющих (диспергирование), формирования метастабильных компонентов и частичной аморфизации [12]. Все это в совокупности приводит к формированию уникального комплекса физико-механических характеристик изделий, получаемых из порошковых материалов методами СЛС.

В качестве показательной иллюстрации целесообразно сравнить структуру и свойства силумина (сплава системы Al-Si). Одним из широко применяющихся в мире литейных сплавов является сплав марки AlSi7Mg, из которого отливают колесные диски, а также другие детали автомобильной техники. Его аналогом по составу является отечественный порошковый сплав для аддитивных технологий марки РС-356, производимый «Валком ПМ». Изображение порошка представлено на рис. 1.

Полученный порошок был использован для получения методом 3D-печати различных деталей и образцов для

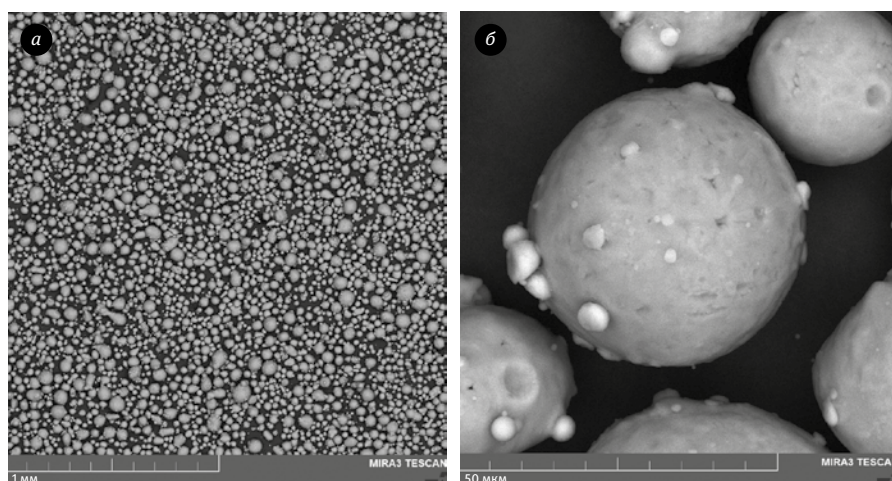


Рис. 1. Порошковый материал из сплава AlSi7Mg0,3, полученный газовой атомизацией: а – общий вид; б – изображение отдельной частицы



Рис. 2. Деталь, изготовленная из алюминиевого порошка марки PC-356

исследований. В качестве примера на рис. 2 представлено колесо, изготавливаемое из сплава PC-356.

Для сравнения с напечатанным изделием была выбрана отливка типа колесный диск, получаемая на одном из отечественных заводов. Местом сравнения была определена ступичная часть, в которой условия кристаллизации типичны для кокильного литья габаритных изделий.

В отличие от отливок, получаемых из этого же сплава (рис. 3а), структура которых имеет довольно выраженное эвтектическое строение (дендриты твердого раствора окружены кремнийсодержащей эвтектикой), структура напечатанной детали при аналогичных увеличениях не демонстрирует наличия различных фаз [6]. Тем не менее, методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) можно оценить особенности структуры. Видно, что в целом напечатанные изделия обладают характерной литой структурой и состоят из мелких дендритов, окруженных кремниевой фазой. При этом визуально количество кремниевой фазы несколько меньше, чем при литье, что может быть связано с получением пересыщенного кремнием твердого раствора алюминия (так как печать проводилась на холодной подложке). Необходимо отметить, что в процессе печати возникают

неизбежные дефекты, которые могут оказывать существенное влияние на конечные свойства деталей. В первую очередь в алюминиевых сплавах, полученных по данной технологии, наблюдаются поры [10].

Кроме того, могут появляться непроплавы, вызванные неправильными параметрами процесса или некачественными порошками (имеющими неправильную форму), а также горячие трещины. Источником пор при печати могут выступать различные газовые примеси, растворенные, либо адсорбированные порошком, а также неправильные режимы печати, хотя на сегодняшний день аддитивные технологии позволяют получать значение плотности более 99,5% [6, 13, 14].

Необходимо отметить, что размер дендритного зерна после печати в 20 и более раз мельче, чем в отливке. В результате формирования мелкодисперсной структуры сплава после СЛС, синтезируемый материал показывает более высокие механические характеристики, чем в изделиях, полученных методами традиционного литья, даже после термической обработки по режимам Т6 (закалка и искусственное старение). Различие во временном сопротивлении и пределе текучести составляет 18 и 16% соответственно (см. табл. 1), что хорошо согласуется с законом Холла – Петча.

Таким образом, использование литейных сплавов для печати изделий может являться альтернативой литью, так как характеристики полученного материала находятся на уровне, не уступающем характеристикам отливок, полученных по методу кокильного литья, и существенно превышают уровень отливок, полученных литьем в землю.

Необходимо отметить, что высокие скорости охлаждения приводят к получению крайне неравновесной структуры, которая может претерпевать существенные изменения в процессе термической обработки и прохождения связанных с ней диффузионных процессов. Это может приводить как к снижению характеристик прочности (за счет снижения количества дефектов, релаксации внутренних напряжений и укрупнения структурных составляющих), так и к их повышению (за счет процессов дисперсионного упрочнения).

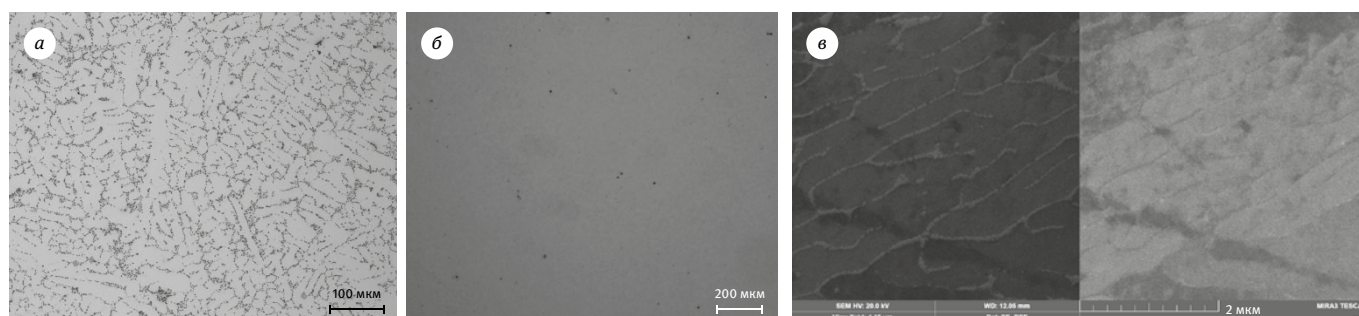


Рис. 3. Микроструктура отливки из сплава AlSi7Mg (а) и сплава PC-356 после СЛС (микроскопия: б – оптическая; в – электронная)

Таблица 1. Механические характеристики отливки сплава AlSi7Mg (ступичная часть) и сплава PC-356 (направление XY)

Свойства	AlSi7Mg	PC-356		
	Отливка (Т6)	После синтеза	Т6	Отжиг
Предел прочности (σ_B), МПа	285	350	310	300
Предел текучести ($\sigma_{0,2}$), МПа	190	210	240	190
Относительное удлинение d_5 , %	12	13,0	11	14

С этой точки зрения сплавы системы «алюминий – кремний» являются хорошим примером, демонстрирующим деградацию структуры с увеличением температуры термического воздействия на них. Как было показано выше, в них формируется дисперсная структура как твердого раствора, так и фазы на основе кремния. На рис. 4 показано изменение структуры сплава PC-356 при различных отжигах.

Анализ структуры показывает, что кремний склонен к коагуляции. В процессе отжига при температуре 300 °С происходит выравнивание метастабильного состояния структуры, сформировавшегося в результате быстрого охлаждения при СЛС, и существенное уменьшение протяженности фазовых границ (это явление в целом характерно и для литых силуминов, когда в процессе нагрева под закалку происходит сфероидизация кремния [15]), а при температуре 500 °С наблюдается растворение частиц кремния, расположенных по границам зерен, вследствие чего происходит разупрочнение малоугловых межфазных разделов с последующим ростом структурных составляющих, что, в свою очередь, приводит к общему разупрочнению материала и, как результат, к снижению временного сопротивления и предела текучести. Характеристики прочности сплава снижаются, что хорошо иллюстрируется

данными табл. 1: в режиме Т6 дополнительно присутствует ступень искусственного старения, поэтому характеристики прочности несколько выше, чем после отжига.

Помимо применения стандартных алюминиевых сплавов для технологий СЛС, перспективным является создание новых композиций с учетом особенностей процесса, что позволяет управлять их структурой.

Одной из перспективных систем легирования является система «алюминий – магний», так как сплавы на ее основе демонстрируют одни из лучших показателей коррозионной стойкости, к тому же они являются свариваемыми, что потенциально означает удовлетворительную технологичность при аддитивном производстве. Кроме того, для получения высоких характеристик данные сплавы не нуждаются в закалке и последующем искусственном старении, что позволяет исключить из технологической цепочки эту операцию, так как она может негативно повлиять на конечную геометрию деталей ввиду потенциальных поводов.

Для создания материалов на базе данной системы был исследован сплав АМг6, что обусловлено его широким применением для различных изделий космической техники и судостроения. Объектом исследования был выбран сферический порошок с химическим составом в соответствии с ГОСТ 4784.

При отработке параметров синтеза порошка сплава АМг6 оказалось, что сплав является не очень технологичным, так как высокоскоростные режимы печати приводят к образованию горячих трещин в структуре, а из-за высокого содержания магния формируются достаточно крупные поры (рис. 5), размер которых превышает 100 мкм. Эти дефекты не позволяют использовать данный сплав для печати ответственных изделий, так как они негативно

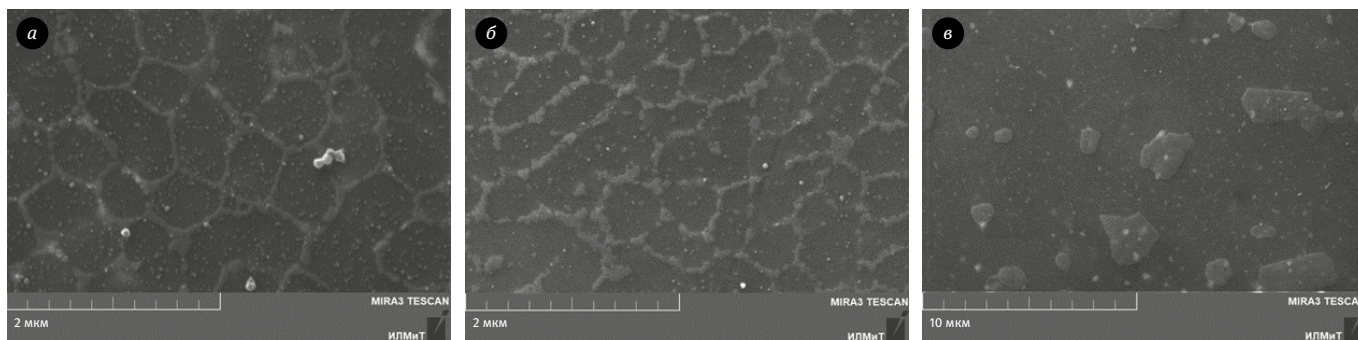


Рис. 4. Эволюция структуры сплава Al–Si в синтезированном состоянии после различных обработок: а – после печати; б – отжиг при температуре 300 °С; в – отжиг при температуре 500 °С

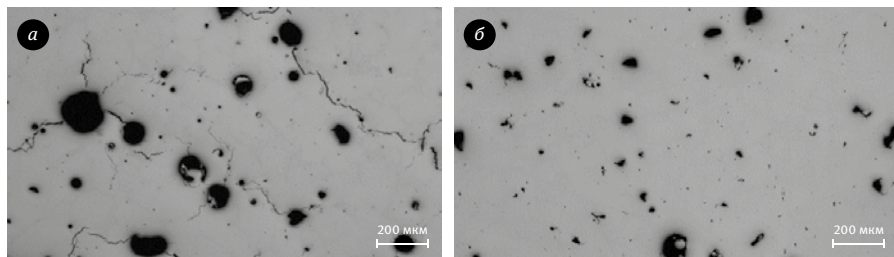


Рис. 5. Примеры структуры напечатанных образцов сплава АМг6

вливают как на характеристики кратковременной прочности, так и усталости.

Снижение склонности к горячим трещинам можно обеспечить как за счет корректировки химического состава, в частности содержания магния, так и путем использования различных элементов-модификаторов, которые, изменяя размер зерна, могут снижать склонность к трещинообразованию. В связи с этим в дальнейшем исследования данной системы были сосредоточены на введении модифицирующих элементов.

Один из составов был дополнительно легирован скандием, так как скандий является чрезвычайно эффективной добавкой в алюминиевые сплавы. Его влияние объясняется формированием фазы типа Al_3Sc , которая может растворять в себе другие элементы, такие как Zr, Y и пр. Данная фаза имеет кристаллическую структуру типа $L1_2$ с параметрами, близкими к параметрам алюминиевой матрицы [16, 17]. За счет этого в структуре материала успешно сохраняется когерентная межфазная граница. С учетом того, что данная фаза выделяется обычно в виде наноразмерных дисперсоидов, она обеспечивает

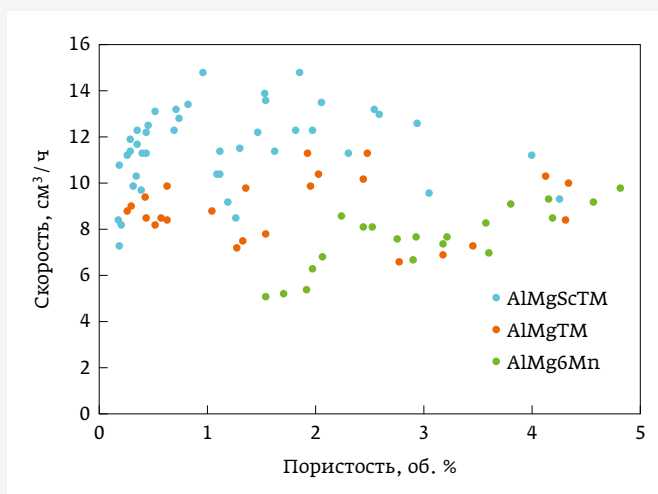


Рис. 6. Показатели скорости печати и пористости при различных параметрах печати сплавов АМг6, Al–Mg–PM и Al–Mg–Sc

эффективное упрочнение сплава. Дополнительной особенностью данной фазы является то, что она является стабильной по сравнению, например, с фазой Al_3Zr , которая при высокотемпературном нагреве меняет тип кристаллической решетки, снижая эффективность упрочнения. Кроме того, эффективность скандия уже была доказана для 3D-печати на примере зарубежных исследований [18, 19].

В качестве характеристик, косвенно характеризующих технологичность, были выбраны пористость и скорость печати, которая определяется по формуле:

$$V = v \cdot d \cdot t,$$

где v – скорость сканирования лазером, d – межтрековое расстояние и t – толщина слоя.

Из рис. 6 видно, что применение элементов-модификаторов повышает скорость печати с получением структуры одинакового качества. При этом сплав, содержащий скандий, демонстрирует наилучшие показатели скорости. Это обстоятельство достаточно важно, так как повышение скорости печати напрямую влияет на снижение себестоимости деталей.

Для демонстрации влияния элементов-модификаторов на структуру на рис. 7 представлена карта EBSD (Electron Backscatter Diffraction – исследование кристаллических объектов посредством электронной микроскопии с использованием дифракции обратно рассеянных электронов), из которой видно, что добавки скандия и циркония приводят к формированию недендритной структуры с наличием ультрадисперсных зон, при этом в скандийсодержащем сплаве размер зерен в областях с мелким зерном не превышает несколько микрон. Этот факт объясняет пониженную склонность к горячим трещинам, однако и в материале без добавок скандия наблюдается картина, отличная от сплава АМг6 (в котором присутствуют только добавки марганца и примеси железа и кремния).

На базе исследований были разработаны составы двух алюминиевых порошковых сплавов для 3D-печати. Сплавам были присвоены наименования РС-507 (материал без добавки скандия, который отличается низкой стоимостью) и РС-553 (с добавкой скандия, который отличается повышенными характеристиками прочности). Оба материала после печати требуют отжига для снятия внутренних напряжений и формирования максимальной прочности, так как в процессе отжига происходит в том числе дисперсионное упрочнение.

В сплаве РС-553 по сравнению с зарубежными аналогами было снижено содержание скандия и произведена его частичная замена другими элементами-модификаторами,

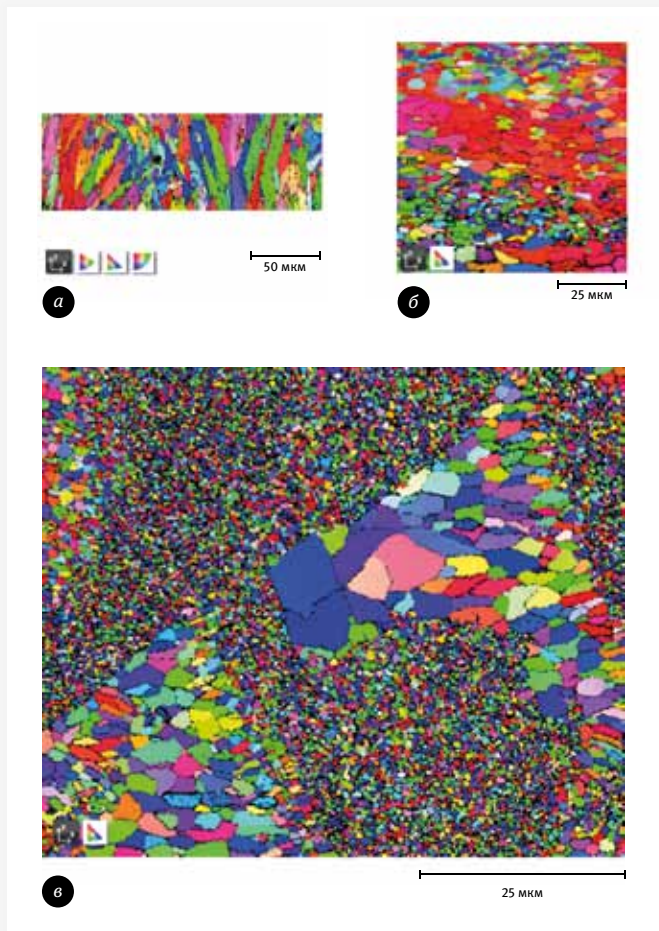


Рис. 7. EBSD-карта для синтезированных сплавов:
 а – Al-Mg; б – Al-Mg с добавкой переходных металлов;
 в – Al-Mg с добавкой скандия

которые позволили сохранить характеристики прочности за счет формирования аналогичных наноразмерных дисперсоидов. Разработанные параметры процесса СЛС обеспечивают уровень пористости не выше 0,5 об. %, что позволяет использовать данные материалы для печати различных нагруженных и ненагруженных деталей. Характеристики синтезированных материалов приведены в табл. 2.

Использование материалов повышенной прочности позволяет проводить оптимизацию конструкции существующих деталей с целью снижения их веса, что является достаточно актуальной задачей для различных отраслей, где вес конструкции в целом является определяющим фактором эффективности. С целью демонстрации преимуществ применения новых материалов была проведена оптимизация

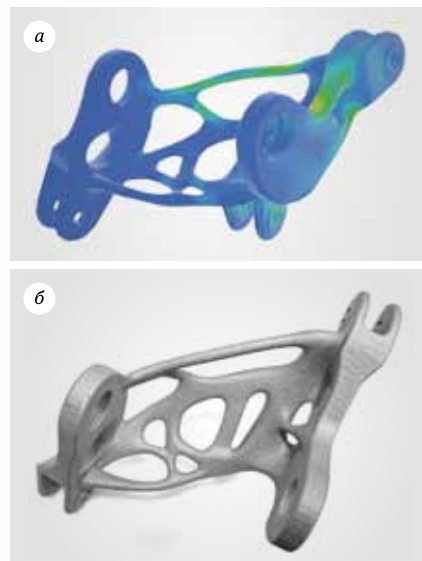


Рис. 8.
 3D-модель детали с обозначенными напряжениями в критических точках (а) и напечатанная деталь авиационной техники (б)

авиационной детали гражданского назначения, которая изначально изготавливалась отливкой из алюминиевого сплава АК7. Сплав АК7 является среднепрочным силумином, который применяется в состоянии Т6 для обеспечения повышенных показателей прочности. Сплав PC-553 обладает пределом прочности, повышенным более чем на 50%. Используя результаты испытаний на растяжение и программный пакет 3D Experience фирмы Dassault Systemes, была проведена оптимизация формы детали с учетом действующих напряжений в критических точках. На рис. 8 представлена 3D-модель оптимизированной детали с распределенными напряжениями, а также напечатанный из сплава PC-553 прототип после отжига и удаления поддержек.

Испытания прототипа подтвердили его полную работоспособность при знакопеременных нагрузках, при этом снижение его веса на 32% значительно повышает удельные характеристики. Таким образом, применение новых алюминиевых сплавов открывает широкие перспективы по созданию производства инновационных деталей, которые в перспективе позволят получать с их помощью более совершенные изделия авиационной и космической техники.

Таблица 2. Типичные характеристики синтезированного материала марок PC-507 и PC-553

Сплав	Вид обработки	Направление	При растяжении			
			σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , МПа	E, ГПа
PC-553	Отжиг	XУ	475	435	12,0	72
		Z	470	430	12,0	
PC-507	Отжиг	XУ	430	320	12,0	70
		Z	425	330	14,0	

Выводы

Алюминиевые сплавы являются технологичным материалом для получения деталей с использованием различных аддитивных технологий, что обуславливается наличием систем легирования и составов, которые демонстрируют высокие эксплуатационные характеристики наряду с технологичностью при 3D-печати.

Технология селективного лазерного сплавления за счет быстрой кристаллизации при охлаждении переплавленного слоя порошка формирует мелкодисперсную литую структуру, которая обладает повышенными характеристиками прочности по сравнению с аналогами, полученными методами литья и пластической деформации. Наличие в структуре элементов-модификаторов может также привести к формированию недендритной структуры в треке, что обеспечивает как повышение характеристик прочности, так и повышение характеристик пластичности синтезированного материала.

Аддитивные технологии позволяют использовать для печати алюминиевые сплавы, которые нетехнологичны при традиционных способах производства. Их использование обеспечивает высокое качество получаемой структуры (отсутствие трещин и низкое количество пор) при существенно повышенных характеристиках прочности, жаропрочности и пр., что позволяет использовать их взамен как традиционных алюминиевых сплавов, так и других конструкционных материалов.

Использование новых алюминиевых сплавов и подходов к бионическому дизайну позволяет получать облегченные концепты деталей, которые демонстрируют снижение весовых характеристик до 40% при сохранении работоспособности.

Литература

1. **Zhang Y., Wu L., Guo X. et al.** Additive Manufacturing of Metallic Materials: A Review. *J. of Mater Eng and Perform* 27, 1–13 (2018). <https://doi.org/10.1007/s11665-017-2747-y>.
2. **Frazier W. E.** 2014 Metal additive manufacturing: a review *Journal of Materials Engineering and performance* 23 1917–1928.
3. **Thomas Duda L., Venkat Raghavan.** 3D Metal Printing Technology, IFAC-PapersOnLine, Volume 49, Issue 29, 2016, pp. 103–110.
4. **Siebold M.** (May 1, 2019). Additive Manufacturing for Serial Production of High-Performance Metal Parts. *ASME. Mechanical Engineering*. May 2019; 141(05): 49–50. <https://doi.org/10.1115/1.2019-MAY5>.
5. Электронный ресурс: <https://3dprintingindustry.com/news/audi-ramps-up-use-of-3d-printed-hot-form-tooling-at-ingolstadt-factory-186659/> Дата обращения 29.12.2021.
6. **Sercombe T., Li Xiaopeng.** (2016). Selective laser melting of aluminium and aluminium metal matrix composites: Review. *Materials Technology*. 31.
7. **Martin J. H. et al.** 3D printing of high-strength aluminium alloys // *Nature*. 2017. V. 549. P. 365.
8. **Altıparmak S. C., Yardley V. A., Shi Z., Lin J.** Challenges in additive manufacturing of high-strength aluminium alloys and current developments in hybrid additive manufacturing, *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, 2021, v. 4, is. 2, pp. 246–261.
9. **Zhang B., Li Y., Bai Q.** Defect Formation Mechanisms in Selective Laser Melting: A Review. *Chin. J. Mech. Eng.* 30, 515–527 (2017). <https://doi.org/10.1007/s10033-017-0121-5>.
10. **Aboulkhair N. T., Everitt N. M., Ashcroft I., Tuck C.** Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting, *Additive Manufacturing*, 2014, v. 1–4, pp. 77–86.
11. **Tang M., Pistorius P. C., Narra S. et al.** Rapid Solidification: Selective Laser Melting of AlSi10Mg. *JOM* 68, 960–966 (2016). <https://doi.org/10.1007/s11837-015-1763-3>.
12. **Добаткин В. И., Елагин В. И., Федоров В. М.** Быстрозакристаллизованные алюминиевые сплавы. М.: ВИЛС, 1995. 341 с.
13. **Olakanmi E. O.** Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al–Mg, and Al–Si powders: effect of processing conditions and powder properties // *Journal of Materials Processing Technology*. 2013. V. 213. PP. 1387–1405.
14. **Olakanmi E. O., Dalgarno K. W., Cochrane R. F.** Laser sintering of blended Al–Si powders. *Rapid Prototyping Journal*. 2012. V. 18. PP. 109–119.
15. **Никитин К. В.** Модифицирование и комплексная обработка силуминов: учеб. пособие / 2-е изд., перераб. и доп. Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2016. 92 с.
16. **Marquis E. A., Seidman D. N.** Nanoscale structural evolution of Al3Sc precipitates in Al(Sc) alloys. *Acta Materialia*, 2001, v. 49, is. 11, pp. 1909–1919.
17. **Zakharov V. V.** Effect of Scandium on the Structure and Properties of Aluminum Alloys. *Metal Science and Heat Treatment* 45, 246–253 (2003). <https://doi.org/10.1023/A:1027368032062>.
18. **Awd M., Tenkamp J., Hirtler M., Siddique S., Bambach M., Walther F.** Comparison of Microstructure and Mechanical Properties of Scalmetalloy® Produced by Selective Laser Melting and Laser Metal Deposition. *Materials*. 2018; 11(1):17. <https://doi.org/10.3390/ma11010017>.
19. **Spierings A. B., Dawson K., Heeling T., Uggowitzer P. J., Schaublin R., Palm F., Wegener K.** Microstructural features of Sc- and Zr-modified Al-Mg alloys processed by selective laser melting. *Mater. Des.*, 115 (2017), pp. 52–63.

Авторы

Рябов Дмитрий Константинович – директор по науке
ООО «Институт легких материалов и технологий»
(ОК РУСАЛ)

Грушин Иван Алексеевич – кандидат технических наук,
руководитель проекта ООО «Институт легких материалов
и технологий» (ОК РУСАЛ)

Сеферян Александр Гарегинович – кандидат химических
наук, руководитель проекта ООО «Институт легких
материалов и технологий» (ОК РУСАЛ)



МашЭкспо Сибирь

18+

МЕЖДУНАРОДНАЯ ПРОМЫШЛЕННАЯ ВЫСТАВКА

29 МАРТА - 1 АПРЕЛЯ 2022

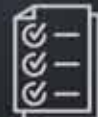
ОТРАСЛЕВОЕ СОБЫТИЕ СИБИРИ!

70

Более 70 производителей и поставщиков оборудования и материалов для металлообработки и сварки из России, Белоруссии, Германии, Италии, Швейцарии, Японии, Китая.



Здесь ведущие производители станков, сварочного оборудования встречаются с представителями крупных и средних промышленных предприятий.



Деловая программа посвящена актуальным проблемам машиностроения и передовым технологиям в сфере металлообработки.

MASHEXPO-SIBERIA.RU

ОРГАНИЗАТОР: ООО «СВК»

МЕСТО ПРОВЕДЕНИЯ:



СИБИРСКАЯ
ВЫСТАВОЧНАЯ
КОМПАНИЯ



НОВОСИБИРСК
ЭКСПО ЦЕНТР

