

СТРУКТУРА,  
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.715:539.25

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al–Cu–Mg–Si,  
ПОЛУЧЕННОГО СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ

© 2021 г. И. Г. Бродова<sup>а, \*</sup>, А. Н. Кленов<sup>б</sup>, И. Г. Ширинкина<sup>а</sup>, Е. Б. Смирнов<sup>б</sup>, Н. Ю. Орлова<sup>с</sup>

<sup>а</sup>Институт физики металлов УрО РАН им. М.Н. Михеева, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

<sup>б</sup>ФГУП “РФЯЦ-ВНИИТФ им. академ. Е.И. Забабахина”, ул. Васильева, 13, а/я 245, Снежинск, 456770 Россия

<sup>с</sup>СФТИ НИЯУ МИФИ, ул. Комсомольская, 8, Снежинск, 456776 Россия

\*e-mail: brodova@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 06.07.2021 г.

После доработки 23.08.2021 г.

Принята к публикации 24.08.2021 г.

Рассмотрено влияние физических и технологических характеристик 3D-печати на структуру и твердость монолитных и сетчатых деталей из Al–Cu–Mg–Si-сплава, полученных методом селективного лазерного сплавления. Сравнивали структуру и твердость монолитных образцов, синтезированных при мощности лазера ( $P = 100–200$  Вт) и скорости сканирования ( $V = 400–950$  мм/с) при постоянных диаметре пучка лазера (60 и 75 мкм) и толщине слоя порошка (0.05 мм). Установлено, что твердость 50HV10/250 имели образцы, синтезированные при  $P = 200$  Вт и  $V = 750–900$  мм/с, а наименьшей твердостью (менее 28HV10/250) обладали образцы, полученные при  $V = 400$  мм/с и  $P = 100$  Вт. Металлографические исследования структуры образцов выявили наличие дефектов, таких, как усачные пустоты, горячие трещины и нерасплавленные частицы порошка. Получены экспериментальные данные, показывающие взаимосвязь геометрии построения сетчатых образцов с разным уровнем заполнения (количеством и конфигурацией отверстий) с их динамическими свойствами, измеренными при сжатии методом Гопкинсона–Кольского. Установлено, что уменьшение плотности ( $\rho = 2.44 – 1.19$  г/см<sup>3</sup>) и повышение суммарной доли площади отверстий в плоскости построения и в перпендикулярной ей плоскости от 4 до 86% приводит к снижению динамических механических свойств: предела текучести в 3 раза, а предела прочности в 4.7 раза.

*Ключевые слова:* алюминиевые сплавы, структура, селективное лазерное сплавление, механические свойства

DOI: 10.31857/S0015323021120032

ВВЕДЕНИЕ

Разработки аддитивных способов получения Al сплавов являются приоритетными направлениями исследований в России и за рубежом [1–4]. Изготовления по компьютерным моделям деталей сложной формы, обладающих высокими механическими свойствами, имеют хорошие перспективы для развития современных технологий в аэрокосмической и машиностроительной отрасли.

Среди материалов, для которых разрабатываются аддитивные технологии, Al сплавы занимают одно из первых мест. Наиболее известны и доведены до практического использования способы селективного лазерного сплавления (СЛС) Al–Si-сплавов с применением 3D принтеров [5–9]. Полученные результаты доказали, что СЛС технология имеет большие преимущества перед традиционными способами производства отливок из силуминов, позволяя не только экономить материал, но и за счет высоких скоростей охлаждения расплава получать изделия с

дисперсной структурой и повышенными эксплуатационными характеристиками.

Сплавы системы Al–Cu–Mg, относящиеся к классу 2xxx-сплавов, являются широко распространенными легкими сплавами, обладающими высокими свойствами, такими как прочность, коррозионная стойкость, пластичность, хорошая свариваемость. Сплавы относятся к термически упрочняемым сплавам, поэтому их свойства можно регулировать в широких пределах за счет подбора режимов термической обработки. Все это явилось причиной для быстрого развития новых аддитивных технологий получения этих сплавов, включая селективное лазерное сплавление [10–12]. Большинство исследований посвящено описанию особенностей структурообразования при подборе параметров принтера для получения качественных деталей и аттестации их свойств. В частности, в [10] предложены режимы 3D-печати, позволяющие получить качественные образцы из Al–Cu–Mg-сплава типа AA2024 с плотностью 99.8%. Авторы [10] описывают влияние режимов термической обработки на свойства СЛС

**Таблица 1.** Химический состав сплава АК6

Элемент, мас. %	Mg	Cu	Mn	Si	Al
Порошок	0.64	2.25	0.51	0.99	Основа
СЛС сплав	0.61	2.25	0.50	0.98	Основа
ГОСТ 4784–97	0.4–0.8	1.8–2.6	0.4–0.8	0.7–1.2	Основа

Al–Cu–Mg-сплава и доказывают, что оптимальным режимом гомогенизации является нагрев до температуры 540°C с выдержкой 1 ч, а высокие механические свойства  $\sigma_B = 532$  МПа,  $\sigma_{0.2} = 338$  МПа,  $\delta = 13\%$  – обусловлены выделением вторичной AlCuMg фазы.

Недостатком Al–Mg композиций является их склонность к образованию трещин при горячей пластической деформации, для устранения этого дефекта в сплавы добавляют скандий [11, 12]. К более стойким к трещинообразованию сплавам относятся сплавы системы Al–Mg–Si–Cu типа АК6 (AA1360), которые применяются для изготовления сложных штамповок для нагруженных деталей, работающих в том числе и в условиях криогенных температур.

Метод СЛС позволяет создавать детали сложной формы с внутренними отверстиями и перегородками из конструкционных материалов, подвергающихся экстремальным нагрузкам [13, 14]. Такие объекты, сочетающие низкую массу и высокие удельные механические характеристики, имеют преимущества перед монолитными аналогами и находят применение в оборонной и космической технике. Использование сплава АК6 для изготовления деталей сложной формы является перспективным, а применение метода 3D печати позволит значительно сократить затраты на их производство. Целью данной работы является изучение структуры монолитных и сетчатых образцов из сплава АК6, полученных СЛС, и определение их динамических свойств.

Отсутствие таких данных в научной литературе делает эти исследования интересными и актуальными, а полученные результаты будут использованы для совершенствования практики 3D-печати деталей из алюминиевых сплавов.

## МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Объектами исследования служили монолитные и сетчатые образцы из Al сплава АК6, синтезированные на 3D-принтере по металлу Realizer SLM100. Образцы получены селективным лазерным сплавлением порошка, изготовленного на

предприятии ФГУН ВИАМ. Гранулометрический состав порошка удовлетворял стандартным условиям синтеза – половина частиц имела размеры от 20 до 60 мкм, а доля частиц размером 80 мкм не превышала 5%.

Содержание основных компонентов в алюминиевой матрице порошка и сплава после СЛС проверяли на спектрометре ICPE-9000 SHIMADZU с индуктивно-связанной плазмой (погрешность  $\pm 0.01$  мас. %).

Результаты анализа показали хорошее совпадение химических составов порошка и синтезированного сплава со стандартным составом сплава АК6 (табл. 1).

Режимы работы принтера при синтезе монолитных деталей указаны в таблице 2. Варьировали такие параметры, как мощность лазера ( $P$ ), скорость сканирования ( $V$ ), диаметр пучка ( $d$ ) и межтрековое расстояние ( $S$ ) при толщине слоя порошка  $t = 0.05$  мм.

СЛС-детали имели форму дисков толщиной 9 мм и диаметром 80 мм. Сетчатые детали специального назначения были синтезированы при одинаковых СЛС параметрах:  $P = 200$  Вт,  $V = 500$  мм/с,  $d = 60$  мкм,  $S = 12$  мм, и разделены на 4 группы в зависимости от их плотности и топологии внутреннего строения (размера, количества и формы отверстий).

Образцы для анализа структуры изготавливали с использованием механического полирования на алмазной суспензии. Финишную полировку проводили на суспензии коллоидного диоксида кремния. Для выявления макро и микроструктуры применяли электрохимическую полировку в электролите (430 мл  $H_3PO_4$ , 50 г  $CrO_3$ ) и химическое травление в реактиве Келлера (0.5 мл HF, 2.5 мл  $HNO_3$ , 1.5 мл HCl, 100 мл  $H_2O$ ).

Структуру изучали на поперечных и продольных шлифах, соответствующих плоскости построения образцов и перпендикулярной ей плоскости, с помощью световых оптических микроскопов (ОМ) Neophot-32 и Микромед MC2 Zoom 2CR и сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) “Quanta-200” с приставкой для автоматического индексирования карт дифракции обратно-отраженных электронов (EBSD анализ). На основании этих данных построены гистограммы распределения зерен-субзерен по размерам и по углам разориентировки. Твердость образцов измеряли на приборе Бринелль (диаметр шарика 10 мм, нагрузка 250 кг) согласно ГОСТ 9012–59. Значения твердости усредняли по 3–5 отпечаткам, из-

**Таблица 2.** Режимы работы 3D-принтера

$P$ , Вт	$V$ , мм/с	$S$ , мм	$d$ , мкм
100–200	450–950	0.12–0.15	60, 75

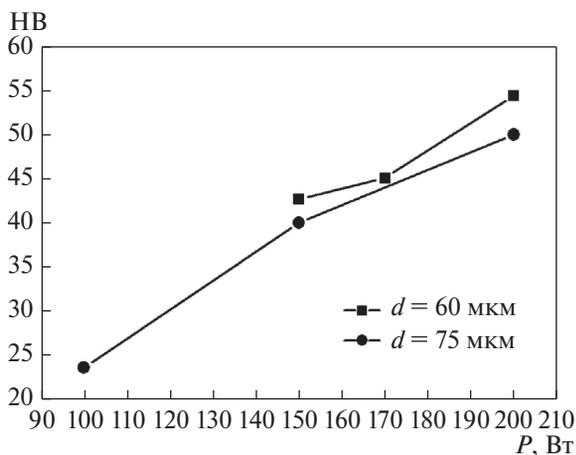


Рис. 1. Влияние мощности лазерного излучения на твердость образцов при  $V = 700$  мм/с.

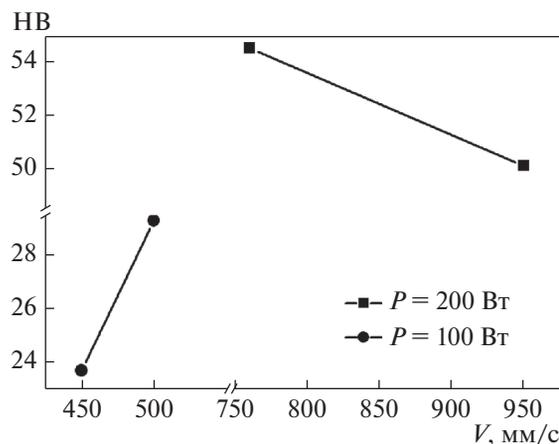


Рис. 2. Зависимость твердости от скорости сканирования при  $P = 200$  и  $100$  Вт ( $d = 60$  мкм).

меренным с погрешностью  $\pm 0.25\%$ . (погрешность определения экспериментальных значений твердости не превышала  $\pm 1.5\%$ ). Микротвердость структурных составляющих определяли на приборе ПМТ-3 (нагрузка 20 г). Усреднение результатов проводили по 10 измерениям. Погрешности измерений микротвердости рассчитывали методом Стьюдента. При доверительной вероятности 0.95 относительная погрешность среднего значения микротвердости составила 5%.

Динамические механические свойства на сжатие сетчатых образцов определяли по методу Гопкинсона–Кольского. Размеры образцов до сжатия:  $\varnothing - 14-16$  мм; толщина 7–8 мм. В каждой группе было испытано 6 образцов. Скорость деформации варьировали в интервале  $(8-31) \times 10^2 \text{ с}^{-1}$  путем изменения скорости ударника от 9.61 до 22.72 м/с. Относительная деформация  $\epsilon$  образцов не превышала 43%. По результатам динамических испытаний построены графики зависимостей напряжения и скорости деформации от относительной деформации ( $\sigma(\epsilon)$  и  $\dot{\epsilon}(\epsilon)$ ), и установлены значения условных пределов текучести и прочности в зависимости от скорости деформации. Далее в каждой группе определяли средние значения механических характеристик шести образцов, нагруженных во всем интервале скоростей деформации  $(8-31) \times 10^2 \text{ с}^{-1}$ . Подробно построение графиков и обработка результатов эксперимента описаны в [15, 16].

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

### Структура и твердость монолитных образцов.

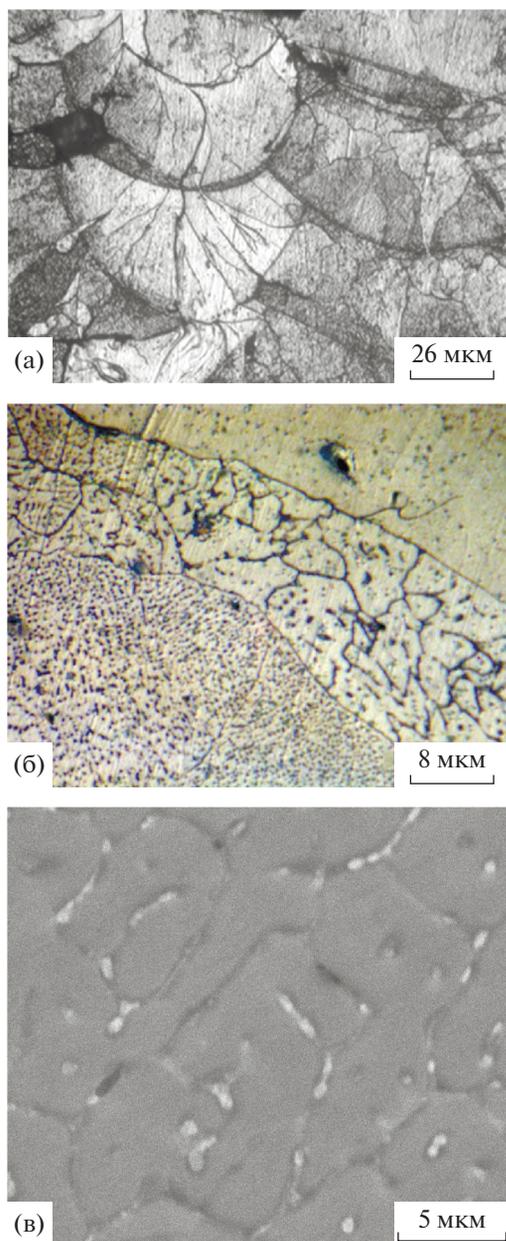
Для определения оптимальных параметров для 3D-печати монолитных образцов проведено сравнение их структуры и свойств при варьировании параметров синтеза согласно табл. 2. В частности, сравнивали образцы, синтезированные при диаметре лазерного пучка ( $d = 60$  и  $75$  мкм) и одина-

ковой толщине слоя порошка ( $t = 0.05$  мм) и разных мощности лазера ( $P = 100-200$  Вт) и скорости сканирования ( $V = 400-950$  мм/с). В качестве характеристики свойств материала использовали твердость СЛС образцов. Полученные зависимости твердости от мощности лазера при  $d = 60$  мм и  $75$  мм и  $V = 700$  мм/с показаны на рис. 1. Рисунок 2 иллюстрирует зависимость твердости от скорости сканирования при  $P = 200$  и  $100$  Вт и  $d = 60$  мкм.

Из приведенных зависимостей видно, что твердость меняется при варьировании технологических параметров синтеза. Наибольшую твердость более 50 НВ10/250 имели образцы, полученные при  $P = 200$  Вт и  $V = 750-950$  мм/с. Наименьшую твердость менее 29 НВ10/250 имели образцы, синтезированные при  $P = 100$  Вт и  $V = 450$  мм/с. Для объяснения такой разницы твердости представляло интерес проанализировать эволюцию структуры СЛС образцов и оценить их качество. На рис. 3а показана структура в поперечном сечении СЛС образца с типичной эллиптической формой ванны расплава (треками). Внутри треков выявляется неравномерная структура, образованная столбчатыми и равноосными зернами.

С увеличением мощности лазера глубина зоны проплавления увеличивается, а количество столбчатых зерен, растущих по направлению теплоотода, сокращается, появляются области равноосных зерен. Подавление роста столбчатых зерен связано с уменьшением температурного градиента в объеме ванны расплава.

Смешанная структура, присущая технологии получения СЛС образцов, четко прослеживается при EBSD-анализе (рис. 4). Сопоставляя ориентационную карту (рис. 4а) с картой распределения границ зерен-субзерен по углам разориентировки (рис. 4б) и с гистограммами распределения зерен-субзерен по размерам (рис. 4в) и по углам разориентировки (рис. 4г), видно, что в данной области структуры доля большеугловых границ



**Рис. 3.** Структура СЛС-образцов в поперечном сечении: а – зерна внутри трека; б – ячеистая субструктура (ОМ); в – эвтектические алюминиды Al (Cu, Mg) по границам ячеек (СЭМ).

зерен с разориентировкой  $>15^\circ$  (БУГ) составляет 25%, а преобладающую долю ( $\sim 70\%$ ) имеют малоугловые границы (МУГ) субзерен с углом разориентировки менее  $5^\circ$ . Наличие таких границ дислокационного происхождения свидетельствует о неравновесной кристаллизации сплава с образованием внутренней ячеистой субструктуры внутри зерен. Средний размер зерен-субзерен равен 22 мкм, а размер зерен не превышает 100 мкм. Для сравнения размер зерна в слитках из сплава АК6 составляет не менее 500 мкм, что указывает на измельчение структуры при СЛС.

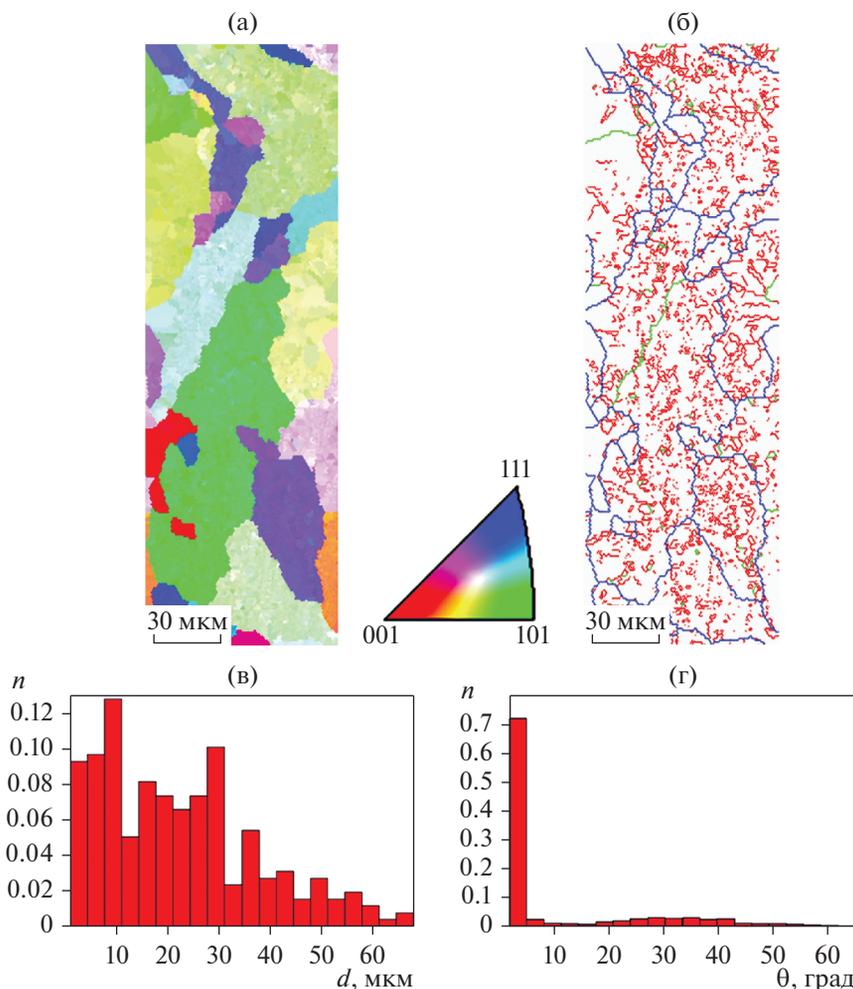
На рис. 3б показана область равноосных зерен с ячеистой субструктурой. В центральной части трека ячейки меньше  $\sim 2$  мкм, а по границам, вследствие перепада при повторном прохождении лазерного пучка, они крупнее в 2–2.5 раза. Ячеистый тип кристаллизации часто наблюдается при быстрой закалке Al сплавов из расплава и свидетельствует о высоком значении параметра  $G/R$  (где  $G$  – температурный градиент на межфазной границе кристалл–расплав, а  $R$  – скорость кристаллизации) [17].

На рис. 3в дано изображение структуры трека, полученное во вторичных электронах (СЭМ), на котором видно, что эвтектические алюминиды Al (Cu, Mg), элементный состав которых подтвержден EDS-анализом, образуют дискретную тонкую сетку по границам ячеек, толщина которой составляет 150–900 нм. Смена формы роста эвтектики с пластинчатой в литом сплаве на глобулярную в СЛС сплаве также обусловлена высокими скоростями охлаждения расплава при синтезе. Микротвердость СЛС сплава  $H_V = 650–750$  МПа. Все вышечисленные факты подтверждают идентичность структурообразования Al сплавов при СЛС и быстрой закалке из расплава, что неоднократно отмечалось ранее [9, 17, 18].

При анализе качества СЛС образцов, независимо от режима их синтеза, было обнаружено большое количество дефектов – усадочных пустот (рис. 5а), не растворившихся частиц исходного порошка и кристаллизационных трещин (рис. 5б), что не могло не сказаться на результатах измерения твердости.

Известно, что [4, 19, 20] при использовании низкой мощности лазерного излучения совместно с высокой скоростью сканирования не происходит полного расплавления порошка из-за недостатка энергии, что не позволяет получить хорошую зону перекрытия между слоями и приводит к пористости. При использовании режимов с высокой мощностью лазерного излучения и низкой скоростью сканирования создаются температурные условия, достаточные для испарения материала, что также приводит к высокой пористости. Газовая пористость является одним из наиболее распространенных дефектов в СЛС-алюминиевых сплавах и может оказывать сильное влияние на усталостную прочность. Установлено, что газовые поры, объемная доля которой составляет 0.2–1.6%, и средний размер – 20–55 мкм, инициируют разрушение образцов при испытании на усталость [20].

Наличие кристаллизационных трещин в СЛС-образцах в первую очередь [21–23] связано с большими термическими напряжениями, возникающими вследствие цикличности быстрых процессов нагрева и охлаждения. Так, в [22, 23] путем измерения внутренних напряжений в Ti и Co сплавах установлено, что при СЛС возникают упругие напряжения растяжения, снижающие пластич-



**Рис. 4.** EBSD-анализ: а – ориентационная карта; б – карта распределения границ зерен-субзерен по углам разориентировки (БУГ обозначены черным цветом, МУГ-серым цветом); в – гистограмма распределения зерен–субзерен по размерам; г – спектр углов разориентировок зерен–субзерен.

ность материала и приводящие к его разрушению. В Al сплавах причиной кристаллизационных трещин является также широкий эффективный интервал кристаллизации [24].

Можно заключить, что все исследованные образцы, содержат макродефекты, и для их устранения требуется корректировка режимов синтеза. В целях дальнейшей оптимизации технологии синтеза образцов из сплава АК6, были проанализированы результаты качественной 3D печати Al сплавов других составов. Согласно [7, 25], основным параметром синтеза, влияющим на теплофизические условия на межфазной границе расплав-кристалл и, тем самым, контролирующим структуру и дефектность СЛС сплавов, является плотность энергии  $\Psi$ , которую можно рассчитать по формуле:

$$\Psi = P/(VSt).$$

Практика получения качественных бездефектных образцов из Al-сплавов показала, что плотность энергии должна быть не менее 180–

340 Вт с/мм<sup>3</sup> [7, 25]. Из этих результатов следует, что при предельной мощности лазера 200 Вт и заданных параметрах  $S$  и  $t$  (см. табл. 2), скорость сканирования, для случая получения качественных образцов из сплава АК6, должна быть снижена до 200 мм/с. Данные рекомендации требуют практической проверки в дальнейших экспериментах.

**Структура и динамические свойства сетчатых образцов.** Сетчатые образцы из сплава АК6, отличающиеся плотностью, разным уровнем заполнения, конфигурацией и количеством внутренних отверстий, были разделены на 4 группы по 6 штук в каждой (группы 1–4). На рис. 6а, 6б в качестве примера представлены фотографии двух сечений образцов, входящих в первую группу. Тонкая структура каркаса из сплава АК6 идентична описанной выше структуре монолитных образцов.

В задачу эксперимента входило определение связи топологии внутреннего строения образцов с их динамическими свойствами.

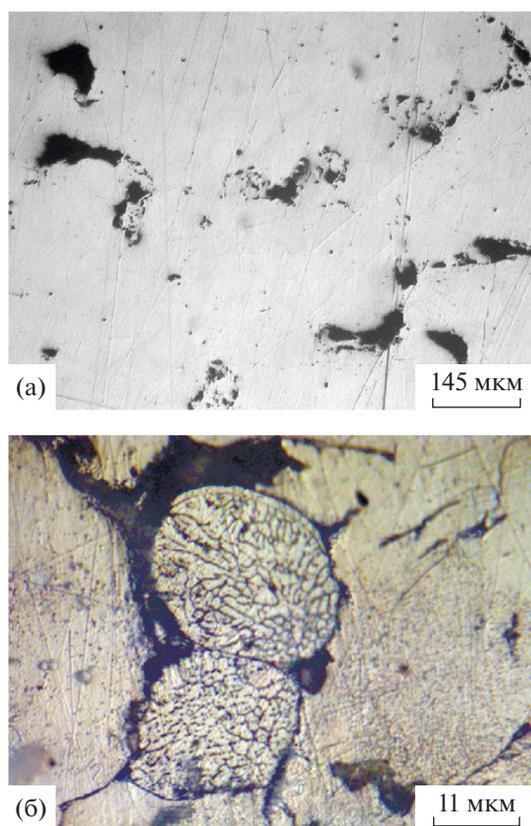


Рис. 5. Дефекты в СЛС-образцах: а – усадочные пустоты; б – кристаллизационные трещины.

В качестве условной характеристики, описывающей топологию внутреннего строения сетчатых образцов каждой группы, была выбрана суммарная доля площади, занятой отверстиями в плоскости построения и перпендикулярной ей плоскости ( $\Sigma S_1 + S_2$ ), где  $S_1$  – отношение суммы площадей всех отверстий в поперечном сечении к его площади, а  $S_2$  – отношение суммы площадей всех отверстий в продольном сечении к его площади.

Для расчета этой характеристики использовали программный комплекс “FIJI” – расширенную версию программы ImageJ, позволяющий

обрабатывать оптические изображения объектов любой формы и определять их количество, размеры, площади и т.д. [26]. Оптические изображения поперечных и продольных сечений сетчатых образцов, на которых проводили расчеты площади отверстий, были получены на микроскопе “Микромед MC2 Zoom 2CR” при одном увеличении (погрешность измерения  $\pm 5\%$ ).

В табл. 3 приведены результаты этих расчетов для образцов, входящих в разные группы. Образцы каждой группы подвергались динамическому сжатию при одинаковых режимах нагружения  $\dot{\epsilon} = (8-31) \times 10^2 \text{ с}^{-1}$ . Для сравнения свойств сетчатых образцов в зависимости от уровня их заполнения были посчитаны средние значения механических характеристик в пределах каждой группы.

В табл. 4 представлены средние значения механических характеристик четырех групп образцов (по 6 образцов в каждой группе), определенные при динамическом сжатии во всем интервале  $\dot{\epsilon} = (8-31) \times 10^2 \text{ с}^{-1}$ . Исходя из приведенных данных, видно, как изменяются динамические свойства в зависимости от топологии внутреннего строения сетчатых образцов. Эти данные позволяют ориентировочно оценить потерю прочностных характеристик деталей с ростом объема, занятого отверстиями.

После испытаний внешняя форма отверстий и их площади меняются (рис. 6в, 6г). Например,  $\Sigma S_1 + S_2$  в образце первой группы, деформированном на 43% с  $\dot{\epsilon} = 24 \times 10^2 \text{ с}^{-1}$ , уменьшается с 86 до 58% ( $S_1 = 32\%$ , а  $S_2 = 26\%$ ). В результате динамического сжатия алюминиевый каркас сетчатых образцов дополнительно упрочняется, его микротвердость возрастает с 750 до 1050 МПа. Дополнительное упрочнение материала достигается за счет увеличения плотности дислокаций, что неоднократно доказано при анализе деформированной структуры Al-сплавов [16, 27], а также стали [28] после динамического сжатия по методу Гопкинсона–Кольского.

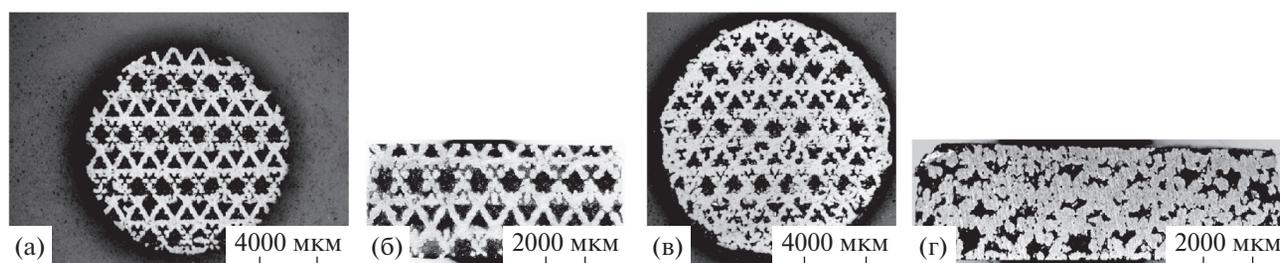


Рис. 6. Фотографии образцов первой группы: а, б – до испытаний; в, г – после испытаний методом Гопкинсона–Кольского; (а, в – поперечное, б, г – продольное сечения).

**Таблица 3.** Характеристика сетчатых образцов до испытаний

№№ группы	Плотность, г/см <sup>3</sup>	Доля площади, занятой отверстиями в поперечном сечении, $S_1$ , %	Доля площади, занятой отверстиями в продольном сечении, $S_2$ , %	$\Sigma S_1 + S_2$
1	1.24	44	42	86
2	1.19	32	46	78
3	1.79	17	11	28
4	2.44	3	1	4

**Таблица 4.** Динамические свойства СЛС образцов с разным уровнем заполнения ( $\dot{\epsilon} = (8-31) \times 10^2 \text{ c}^{-1}$ )

№№ группы	$\Sigma S_1 + S_2$ , %	Средние значения, МПа	
		$\sigma_T$	$\sigma_B$
1	86	28	52
2	78	30	52
3	28	42	110
4	4	87	244

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом СЛС получены монолитные и сетчатые детали из Al–Mg–Cu–Si-сплава. Изучено влияние режимов 3D-печати на структуру, твердость и дефектность деталей. Показано, что при мощности лазера  $P = 100-200$  Вт и скорости сканирования более 400 мм/с в структуре сохраняются не проплавленные частицы порошка и присутствуют горячие трещины и поры. Для устранения этих дефектов и повышения качества деталей предложено изменение режима печати за счет снижения скорости сканирования лазерного пучка. Установлено, что СЛС-образцы из сплава АК6 имеют смешанную структуру, состоящую из столбчатых и равноосных зерен, средний размер которых на порядок ниже, чем в сплаве, полученном традиционными методами литья. Определено, что многократный нагрев и высокая скорость охлаждения расплава вызывают формирование дисперсной ячеистой структуры Al-твердого раствора и интерметаллидных фаз эвтектического происхождения субмикронных размеров. Исследована структура и динамические свойства сетчатых деталей с разным уровнем заполнения. Показано, что снижение суммарной доли площади отверстий в плоскости построения и перпендикулярной ей плоскости от 86 до 4% приводит к трехкратному повышению динамического предела текучести и к росту предела прочности в 4.7 раза.

Авторы выражают благодарность за участие в проведении металлографических исследований Т.И. Яблонских и В.В. Астафьеву.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема “Структура”, № АААА-А18-118020190116-6. Электронно-микроскопические исследования проведены в ЦКП “Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов” ИФМ УрО РАН.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Каблов Е.Н. Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы // Интеллект и технологии. 2015. № 2(11). С. 52–55.
2. Попкова И.С., Золоторевский В.С., Солонин А.Н. Производство изделий из алюминия и его сплавов методом селективного лазерного плавления // Технология легких сплавов. 2014. № 4. С. 14–24.
3. Louvis E., Fox P., Sutcliffe C.J. Selective laser melting of aluminium components. // J. Mater. Proces. Techn. 2011. V. 211. P. 275–84.
4. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., Ded A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties // Progress in Mater. Sci. 2018. V. 92. P. 112–224.
5. Рябов Д.К., Антипов В.В., Королев В.А., Медведев П.Н. Влияние технологических факторов на структуру и свойства силумина, полученного с использованием технологии селективного лазерного синтеза // Авиационные материалы и технологии. 2016. № S1. С. 44–51.
6. 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 // J. Mater. Proces. Techn. 2013. V. 213. P. 1387–1405.
7. Read N., Wang W., Essa K., Attallah M.M. Selective laser melting of AlSi<sub>10</sub>Mg alloy: Process optimization and mechanical properties development. // Mater. Design. 2015. V. 64. P. 417–424.
8. Zhao J., Easton M., Qian M., Leary M., Brandt M. Effect of building direction on porosity and fatigue life of selective laser melted AlSi<sub>12</sub>Mg alloy // Mater. Sci. Eng. A. 2018. V. 729. P. 76–85.
9. Бродова И.Г., Чикова О.А., Петрова А.Н., Меркушев А.Г. Структурообразование и свойства эвтектического силумина, полученного селективным лазерным сплавлением // ФММ. 2019. Т. 120. № 11. С. 1204–1209.
10. Zhang H., Zhu H., Qi T., Hu Z., Zeng X. Selective laser melting of high strength Al–Cu–Mg alloys: Processing, microstructure and mechanical properties // Mater. Sci. Eng. A. 2016. V. 656. P. 47–54.

11. *Spierings A.B., Dawson K., Voegtlin M., Palm F., Uggowitzer P.J.* Microstructure and mechanical properties of as-processed scandium modified aluminium using selective laser melting // *Manufacturing Technology*. 2016. V. 65. P. 213–216.
12. *Spierings A.B., Dawson K., Heeling T., Uggowitzer P.J., Schäublin R., Palme F., Wegener K.* Microstructural features of Sc- and Zr-modified Al–Mg alloys processed by selective laser melting // *Mater. Design*. 2017. V. 115. P. 52–63.
13. *Savio G., Rosso S., Meneghello R., Concheri G.* Geometric modeling of cellular materials for additive manufacturing in biomedical field: a review // *Applied Bionics and Biomechanics*. 2018. № 3. P. 1–14.
14. *Дьяченко С.В., Лебедев Л.А., Сычев М.М., Нефедова Л.А.* Физико-механические свойства модельного материала с топологией трижды периодических поверхностей минимальной энергии типа гироид в форме куба // *Журн. техн. физики*. 2018. Т. 88. В. 7. С. 1014–1017.
15. *Петрова А.Н., Бродова И.Г., Разоренов С.В., Шорохов, Е.В., Акоюн Т.К.* Механические свойства Al–Zn–Mg–Fe–Ni сплава эвтектического типа при разных скоростях деформации // *ФММ*. 2019. Т. 120. № 12. С. 1322–1328
16. *Ширинкина И.Г., Бродова И.Г., Распосиенко Д.Ю., Мурадымов Р.В., Елишина Л.А., Шорохов Е.В., Разоренов С.В., Гаркушин Г.В.* Влияние добавки графена на структуру и свойства алюминия // *ФММ*. 2020. Т. 121. № 12. С. 1297–1306.
17. *Бродова И.Г., Попель П.С., Барбин Н.М., Ватолин Н.А.* Расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов. Екатеринбург: УрО РАН, 2005. 369 с.
18. *Aboulkhai N.T., Maskery I., Tuck C.* The microstructure and mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg: The effect of a conventional T6-like heat treatment // *Mater. Sci. Eng.: A*. 2016. V. 667. P. 139–146.
19. *Carter L.N., Martin C., Withers P.J., Attallah M.M.* The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy // *J. Alloy Comp.* 2014. V. 615. P. 338–47.
20. *Galy C., Le Guen E., Lacoste E., Arvieu C.* Main defects observed in aluminum alloy parts produced by SLM: From causes to consequences // *Additive Manufacturing*. 2018. V. 22. P. 165–175.
21. *Khairallah S.A., Anderson A.T., Rubenchik A., King W.E.* Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones // *Acta Mater.* 2016. V. 108. P. 36–45.
22. *Казанцева Н.В., Ежов И.В., Виноградова Н.И., Ильиных М.В., Фефелов А.С., Давыдов Д.И., Оленева О.А., Карабаналов М.С.* Влияние геометрии построения образца в методе селективного лазерного сплавления на микроструктуру и прочностные характеристики сплава Ti–6Al–4V // *ФММ*. 2018. Т. 119. № 11. С. 1138–1164.
23. *Казанцева Н.В., Ежов И.В., Давыдов Д.И., Меркушев А.Г.* Анализ структуры и механических свойств сплава CoCrMo, полученного методом 3D печати // *ФММ*. 2019. Т. 120. С. 1271–1278.
24. *Maskery I., Aboulkhair N.T., Aretni A.O., Tuck C.J., Ashcroft I.A., Wildman R.D., Hague R.J.M.* A mechanical property evaluation of graded density Al–Si<sub>10</sub>–Mg lattice structures manufactured by selective laser melting // *Mater. Sci. Eng. A*. 2016. V. 670. P. 264–274.
25. Патент № 272/2728450. Способ получения деталей из алюминиевых сплавов методом селективного лазерного сплавления.
26. *Abramoff M.D., Magalhaes P.J., Ram S.J.* Image Processing with ImageJ // *Biophotonics International*. 2004. V. 11. № 7. P. 36–42.
27. *Петрова А.Н., Бродова И.Г., Разоренов С.В.* Особенности разрушения субмикроструктурного Al–Mg–Mn-сплава в условиях ударного сжатия // *Письма в ЖТФ*. 2017. Т. 43. № 10. С. 34–41.
28. *Зельдович В.И., Хомская И.В., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Абдуллина Д.Н., Петухов Е.А., Смирнов Е.Б., Шорохов Е.В., Кленов А.И., Пильщиков А.А.* Структура и механические свойства аустенитной нержавеющей стали, полученной методом селективного лазерного сплавления // *ФММ*. 2021. Т. 122. № 5. С. 527–534.