

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ  
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.715

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ  
НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА Al–Cu–Mg–Si-СПЛАВА,  
ПОЛУЧЕННОГО СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ

© 2023 г. А. Н. Петрова<sup>а</sup>, \*, А. И. Клёнов<sup>б</sup>, И. Г. Бродова<sup>а</sup>, Д. Ю. Распосиенко<sup>а</sup>,  
А. А. Пильщиков<sup>с</sup>, Н. Ю. Орлова<sup>с</sup>

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

<sup>б</sup>Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский научно-исследовательский институт технической физики имени академика Е.И. Забабахина, а/я 245, ул. Васильева, 13, Снежинск, Челябинская обл., 456770 Россия

<sup>с</sup>Снежинский физико-технический институт Национального исследовательского ядерного университета “МИФИ”, ул. Комсомольская, 8, Снежинск, Челябинская обл., 456776 Россия

\*e-mail: petrovanastya@yahoo.com

Поступила в редакцию 05.06.2023 г.

После доработки 14.08.2023 г.

Принята к публикации 23.08.2023 г.

Способом селективного лазерного плавления на 3D-принтере по металлу Realizer SLM 100 получены монолитные и объёмно-структурированные образцы разной плотности. Методами металлографии и сканирующей электронной микроскопии проведена оценка их качества и структуры. Установлена взаимосвязь параметров синтеза – межтрекового расстояния и толщины слоя при мощности лазера 200 Вт и структурных характеристик. По результатам эксперимента найдены оптимальные параметры работы 3D-принтера для получения в образцах из Al–Cu–Mg–Si-сплава дисперсной структуры и высоких механических свойств. Исследованы особенности синтеза объёмно-структурированных образцов с кубической геометрией построения, определены типы дефектов, влияющих на качество и механические свойства образцов.

**Ключевые слова:** селективное лазерное плавление, 3D-принтер, алюминиевый сплав, структура, свойства, объёмно-структурированные образцы, дефекты

**DOI:** 10.31857/S0015323023600922, **EDN:** REYDMA

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время аддитивные технологии (АТ) прочно вошли в процесс создания новых материалов и изделий сложного профиля и составов [1–3]. Среди материалов, широко применяемых для АТ, алюминиевые сплавы занимают одно из первых мест, причем это относится не только к традиционным эвтектическим сплавам Al–Si и Al–Si–Mg [4–8], но и к композитам с Al матрицей, упрочненной тугоплавкими частицами: карбидами SiC, TiC [9, 10], оксидами Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [11, 12], графеном [13]. Положительный эффект АТ на морфологию и размерные характеристики структурных составляющих напечатанных материалов – обусловлен неравновесными условиями кристаллизации за счет высоких температурных градиентов и скоростей охлаждения расплава. Такие теплофизические условия на межфазной границе кристалл–расплав способствуют формированию пересыщенных твердых растворов с ячеисто-дендритной структурой и модифицированной эвтектикой [14, 15].

В ряде работ доказано, что структуру и свойства сплавов можно улучшить оптимизацией режимов их синтеза [16–19]. Анализируя эти результаты, большинство авторов пришли к выводу, что определяющим фактором является величина плотности энергии лазера, которая связана с остальными параметрами формулой  $\Psi = P/(Vst)$ , где  $P$  – мощность лазера,  $V$  – скорость сканирования,  $s$  – межтрековое расстояние,  $t$  – толщина слоя порошка. По данным [8, 19] для Al сплавов, характеризующихся высокой теплопроводностью и высокой отражательной способностью, плотность энергии сильно зависит от их состава (легирующих элементов). Например, для получения качественных образцов из Al сплава с кремнием (силуминов) оптимальным параметром является  $\Psi = 40$  Вт с/мм<sup>3</sup> [8], а для Al–Cu–Mg сплавов (например, А2024)  $\Psi$  не должна быть меньше 300–340 Вт с/мм<sup>3</sup> [19]. Ранее, в работе [20] показано, что, если это условие не выполняется, то при синтезе сплава АК6, близкого по составу к сплаву А2024, при  $\Psi < 60$  Вт с/мм<sup>3</sup> возникает большое количество дефектов и пор,

**Таблица 1.** Химический состав сплава АК6

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

значительно снижающих качество образцов и их твердость.

Другой важной причиной, по которой АТ имеют важное практическое применение, является возможность изготовления деталей сложной конфигурации непосредственно по 3D-моделям. В частности, в настоящее время существует техническая необходимость в получении материалов с пористой структурой, обеспечивающей их пониженную плотность, которые обладают высокими механическими характеристиками. Для получения таких материалов подходящим методом АТ является метод селективного лазерного сплавления (СЛС). В последние годы появились публикации, в которых этот метод применяется для получения объемно-структурированных изделий из керамики и из металла [21, 22]. Такие объекты, сочетающие низкую массу и высокие удельные механические характеристики, имеют преимущества перед монолитными аналогами и находят применение в оборонной и космической технике. Как показано нами ранее [20], использование сплава АК6 для изготовления деталей специального назначения с сетчатой структурой методом СЛС является технологичным и перспективным, т.к. позволяет получать материал с наилучшим сочетанием механических и демпфирующих свойств. Периодическая структура задается ячейками разной геометрической формы и толщины стенки, что позволяет варьировать плотность материала и сочетать низкую массу и высокие удельные механические характеристики. К настоящему времени вопросы построения функциональных 3D-деталей с различной геометрией поровых каналов освещены недостаточно, в частности, практически отсутствуют экспериментальные данные о качестве деталей и особенностях структурообразования.

Цель данных исследований – продолжить эксперименты по оптимизации параметров синтеза монолитных и объемно-структурированных образцов из сплава АК6 и установить физические закономерности влияния параметров синтеза на процесс неравновесной кристаллизации и свойства материала.

## МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Объектами исследования служили образцы из Al–Cu–Mg–Si-сплава (марка АК6 или А1360), синтезированные на 3D-принтере по металлу Re-

alizer 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 об. %. Содержание основных компонентов в алюминиевой матрице порошка и сплава после СЛС проверяли на спектрометре ICPE-9000 SHIMADZU с индуктивно-связанной плазмой (погрешность 0.01 мас. %). Химический состав порошка и СЛС сплава в сравнении с ГОСТ 4784-97 указаны в табл. 1.

Были синтезированы и исследованы цилиндрические сплошные (монолитные) и объемно-структурированные (сетчатые) образцы с кубической решеткой, в которой период равен 1 мм и ребра имеют квадратное сечение со стороной 0.2 мм.

Образцы для анализа структуры изготавливали механической полировкой 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 светового оптического микроскопа Neophot-32 и сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Tescan MIRA LMS Tescan (Чехия) с системой энергодисперсионного анализа (ЭДС, AZtecLive Advanced Ultim Max 100) и системой анализа картин дифракции отраженных электронов (ДОРЭ, AZtecHKL Advanced Symmetry). Для описания топологии внутреннего строения сетчатых образцов (количества и размеры пустот) использовали программный комплекс “FIJI” – расширенную версию программы ImageJ, позволяющий обрабатывать оптические изображения объектов любой формы и определять их количество, размеры, площади и т.д. Оптические изображения поперечных и продольных сечений сетчатых образцов, на которых проводили расчеты площади пустот, были получены на микроскопе “Микромед MC2 Zoom 2CR” при одном увеличении (погрешность измерения  $\pm 5\%$ ). Рентгеноструктурный фазовый анализ (РСА) выполнен на дифрактометре “Bruker Advance-D8” в медном  $K\alpha$ -излучении ( $K\alpha_{cr} = 0.15418$  нм) в интервале углов 18–140 градусов с шагом съемки  $0.02^\circ$  и временем экспозиции 2 с в каждой точке. Анализ полученных дифрактограмм проводили с помощью программ DIFFRAC.EVA 4.0 и DIFFRAC.TOPAS 5.0.

В качестве условной характеристики, описывающей топологию внутреннего строения сетча-

тых образцов, была выбрана усредненная доля площади, занятой пустотами в плоскости построения и в перпендикулярной ей плоскости  $S = (S_1 + S_2)/2$ , где  $S_1$  – отношение суммы площадей всех пустот в поперечном сечении к его площади, а  $S_2$  – отношение суммы площадей всех пустот в продольном сечении к его площади.

Твердость образцов измеряли на приборе Бриггелль (диаметр шарика 10 мм, нагрузка 250 кг) согласно ГОСТ 9012–59. Значения твердости усредняли по 3 отпечаткам, измеренным 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, относительная погрешность измерения  $\pm 10\%$ . Прочностные характеристики определяли при сжатии цилиндрических образцов диаметром 10 мм и толщиной 5 мм на испытательной машине “Instron 5982”. Значения условного предела текучести были усреднены по результатам испытаний 5 образцов для каждого состояния.

## РЕЗУЛЬТАТЫ

Как показано ранее [20], образцы, синтезированные в широком диапазоне параметров: мощности лазера  $P = 100–200$  Вт, скорости сканирования  $V = 400–950$  мм/с при постоянной толщине слоя  $t = 0.05–0.06$  мм и межтрекового расстояния  $s = 0.12$  мм, имеют многочисленные дефекты литейного происхождения – усадочные рыхлоты, “горячие трещины” и не проплавленные частицы порошка. Подробный анализ причин возникновения дефектов показал, что дефекты влияют на плотность и твердость материала. Плотность монолитных образцов  $\rho$ , синтезированных по указанным выше режимам работы 3D-принтера, менялась от 2.34 до 2.59 г/см<sup>3</sup>, что ниже табличной плотности сплава АК6 ( $\rho = 2.76$  г/см<sup>3</sup>). Твердость синтезированных образцов не превышала 55 НВ10/250, что в два раза ниже стандартных значений (ГОСТ 4784-97). Было сделано предположение, что причиной возникновения указанных дефектов является недостаточная плотность энергии  $\Psi = 21–47.6$  Вт с/мм<sup>3</sup>. Согласно данным работ [19, 20], для получения качественных бездефектных образцов из сплава АК6 плотность энергии должна быть  $\sim$  в 7–8 раз больше. С учетом этого фактора, была проведена корректировка режима синтеза.

Для определения оптимального соотношения значений мощности и скорости сканирования пучка лазера был проведен синтез единичных треков. В эксперименте варьировали  $P$  от 100 до 200 Вт с шагом 20 Вт и  $V$  от 100 до 950 мм/с. С помощью светового и сканирующего электронного

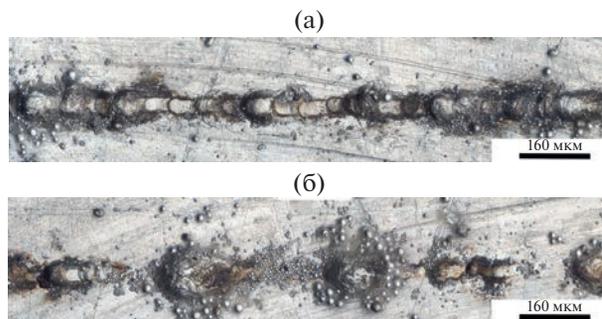


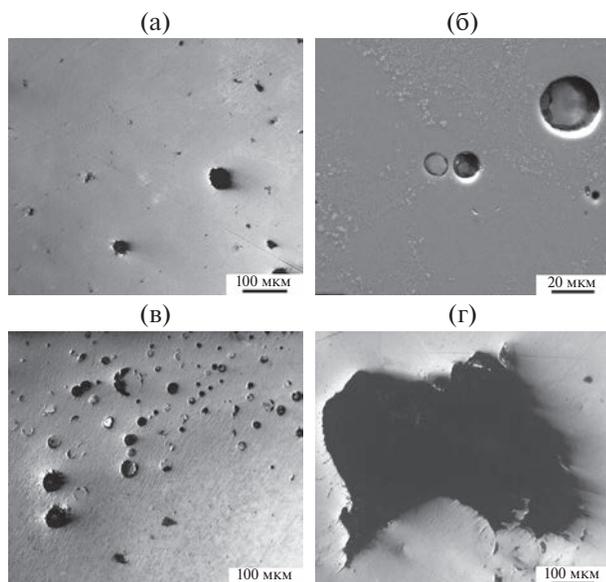
Рис. 1. Изображение единичных треков: а –  $P = 200$  Вт,  $V = 400$  мм/с, б –  $P = 100$  Вт,  $V = 900$  мм/с.

микроскопа оценивали непрерывность трека и четкую визуализацию его структуры. Оказалось, что выбранные для оптимизации характеристики обеспечиваются следующим режимом:  $P = 200$  Вт, а  $V = 400$  мм/с (рис. 1а). Для сравнения на рис. 1б приведено изображение трека, полученного при  $P = 100$  Вт и  $V = 900$  мм/с, на котором четко прослеживаются разрывы и не проплавленные частицы порошка.

При дальнейшей корректировке режимов плавки учитывали соотношение межтрекового расстояния с диаметром пучка лазера. Согласно схеме формирования треков [23], зоны нерасплавленных частиц порошка возникают, если межтрековое расстояние больше диаметра лазерного луча. При межтрековом расстоянии меньше диаметра лазерного пучка, происходит наложение треков друг на друга, их перекрытие и образование зон двойного переплава, исключая образование данного дефекта. На основании этих рассуждений, при постоянных значениях  $P = 200$  Вт,  $V = 400$  мм/с, диаметра пучка лазера 0.06 мм и  $t = 0.05$  мм, межтрековое расстояние было уменьшено в 4 раза до  $s = 0.03$  мм, что обеспечило соответствующие рекомендациям [19] значения плотности энергии  $\Psi = 237–331$  Вт с/мм<sup>3</sup>.

Для проверки выбранного режима синтеза проведено комплексное исследование структуры, дефектов построения и свойств монолитных и сетчатых образцов. При анализе литейных дефектов в монолитных образцах обнаружены только единичные газовые раковины размером 50–75 мкм (рис. 2а) и круглые газовые поры диаметром менее 50 мкм, объемная доля которых не превышала 0.25% (рис. 2б). Согласно [24], наличие таких пор при объемной доле менее 1.6% не оказывает заметного влияния на прочность, однако, увеличение их количества инициирует разрушение при испытаниях на усталость. Твердость монолитных образцов превысила твердость сплава, отлитого по стандартной технологии, и достигла 120–100 НВ10/250.

Известно, что параметром, влияющим на структуру СЛС-образцов, также является толщи-



**Рис. 2.** Дефекты в монолитных образцах, синтезированных по двум режимам: а, б –  $t = 0.05$  мм; в, г –  $t = 0.07$  мм, а, в, г – световая микроскопия; б – СЭМ.

на слоя порошка [15]. Для проверки влияния этого фактора на структурообразование сплава АК6, толщина слоя при синтезе образцов М2 была увеличена до  $t = 0.07$  мм при прочих равных условиях синтеза (табл. 2).

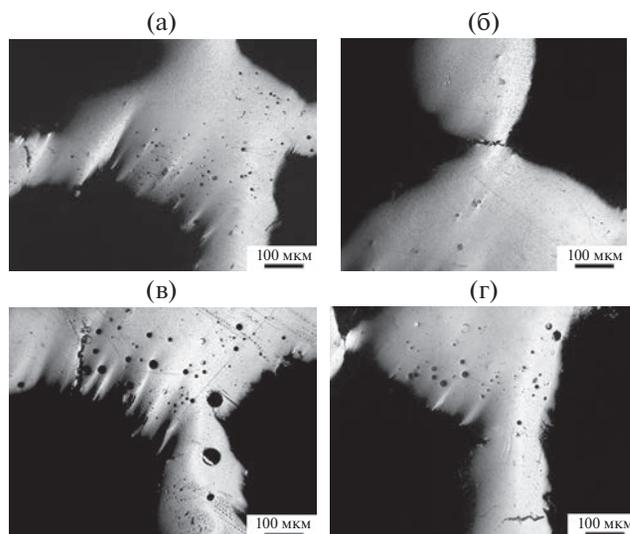
Было установлено, что увеличение толщины слоя порошка до  $t = 0.07$  мм приводит к синтезу более дефектных образцов, что визуально видно по увеличению числа дефектов (рис. 2в) и появлению усадочных пустот размером до 500 мкм (рис. 2г).

Описанные выше закономерности формирования дефектов типа газовых раковин и пор в зависимости от толщины слоя порошка были подтверждены структурными исследованиями сетчатых образцов С1 и С2 (рис. 3а–3г). Визуально видно, что количество и размеры дефектов в образце, синтезированном при  $t = 0.05$  мм (рис. 3а), меньше.

При оценке качества объемно-структурированных СЛС-образцов также важно оценить влияние параметров синтеза, в частности, толщины слоя, на геометрию построения. Как следует из рис. 4, рост этого параметра приводит к резкому

**Таблица 2.** Условия синтеза и характеристики образцов

Тип образца	$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	$s$ , мм	$t$ , мм	$S$ , %
Монолитный М1	2.79	0.03	0.05	–
Монолитный М2	2.74	0.03	0.07	–
Сетчатый С1	0.95	0.03	0.05	40
Сетчатый С2	0.74	0.03	0.07	54



**Рис. 3.** Дефекты в сетчатых образцах: а, б –  $t = 0.05$  мм; в, г –  $t = 0.07$  мм.

нарушению геометрии построения, искажению формы и периодичности кубической структуры, которые происходят из-за разной толщины ребер и их разрывов. При сравнении рис. 4а, 4б и рис. 4в, 4г видно, что наибольшее искажение кубической формы отверстий (пустот) наблюдается в сечении, перпендикулярном направлению построения. Как следует из табл. 2, усредненная доля площади пустот в образце С2 больше на 14%.

Основными типами дефектов в сетчатых образцах являются “горячие” трещины, расположенные в углах ребер или по их сечению (рис. 3б, 3г). Чаще всего причиной появления трещин в сетчатых изделиях с кубической решеткой квадратного сечения являются значительные внутренние напряжения, возникающие при кристаллизации ванны расплава. При послойном построении изделия появление таких очагов разрушения связано с большим температурным градиентом расплава. Например, известно, что сетчатые изделия с круглым сечением ребер менее подвержены разрушению и имеют более совершенное строение [26].

Типичная микроструктура СЛС-образцов представлена на рис. 5а, 5б. В сечении, перпендикулярном направлению сканирования, видны следы прохождения лазера – треки со столбчатыми зернами (рис. 5а).

Для подробного описания закономерностей формирования тонкой структуры СЛС образцов в зависимости от толщины слоя порошка, был проведен ДОРЭ анализ структуры на поперечных и продольных сечениях монолитных образцов М1 и М2. На рис. 6а, 6б показаны ориентационные карты микроструктуры в продольном сечении образцов М1 (рис. 6а) и М2 (рис. 6б). Видно, что ос-

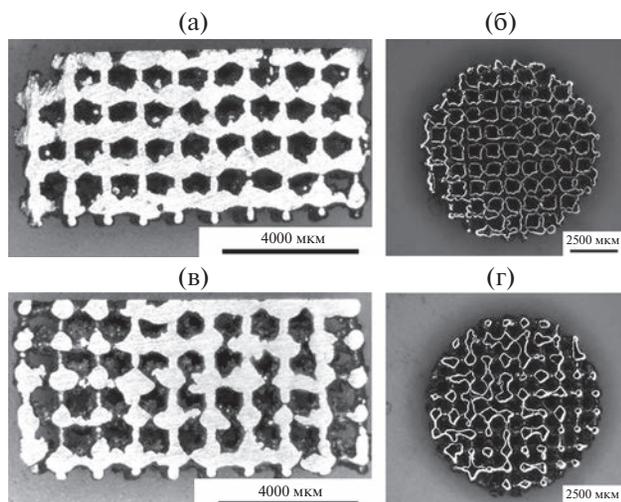


Рис. 4. Внешний вид продольного (а, в) и поперечно-го (б, г) сечения сетчатых образцов: а, б –  $t = 0.05$  мм, в, г –  $t = 0.07$  мм.

новными элементами структуры внутри треков являются вытянутые (столбчатые) зерна с внутренней ячеисто-дендритной субструктурой.

Они чередуются с полосами мелких равноосных зерен, размер которых соизмерим с размером ячеек – дендритов. В центре треков зерна крупнее, на их границах более мелкие. Согласно распределению зерен по размерам (рис. 6в), средний размер зерен в образце М2 составляет 7.4 мкм, а доля крупных зерен с размером более 25 мкм составляет ~25%.

В образце М1 эти характеристики практически идентичны: 6.7 мкм и 26%. Также близки спектры разориентировок границ зерен, исходя из которых, основную долю, около 70%, составляют большеугловые границы (БУГ) (рис. 6г). В поперечных сечениях микроструктура образцов образована равноосными зернами разных размеров (рис. 7а, 7б). Согласно данным, представленным на рис. 7в, 7г, средний размер зерен в образце М1 составляет 2.4 мкм, а в образце М2 – в два раза больше. При сравнении распределений зерен – субзерен по размерам очевидно, что при уменьшении толщины слоя до 0.05 мм образуется равномерная структура, в которой доля крупных зерен более 10 мкм составляет не более 5%. Увеличение толщины слоя вызывает огрубление структуры, доля таких крупных зерен возрастает в десять раз. Из спектров разориентировок границ зерен–субзерен следует, что в структуре обоих образцов преобладают БУГ, их количество составляет 77% в образце М1 и 70% в образце М2.

Согласно теории [27] ячеисто-дендритные формы роста формируются в условиях концентрационного переохлаждения жидкого сплава,

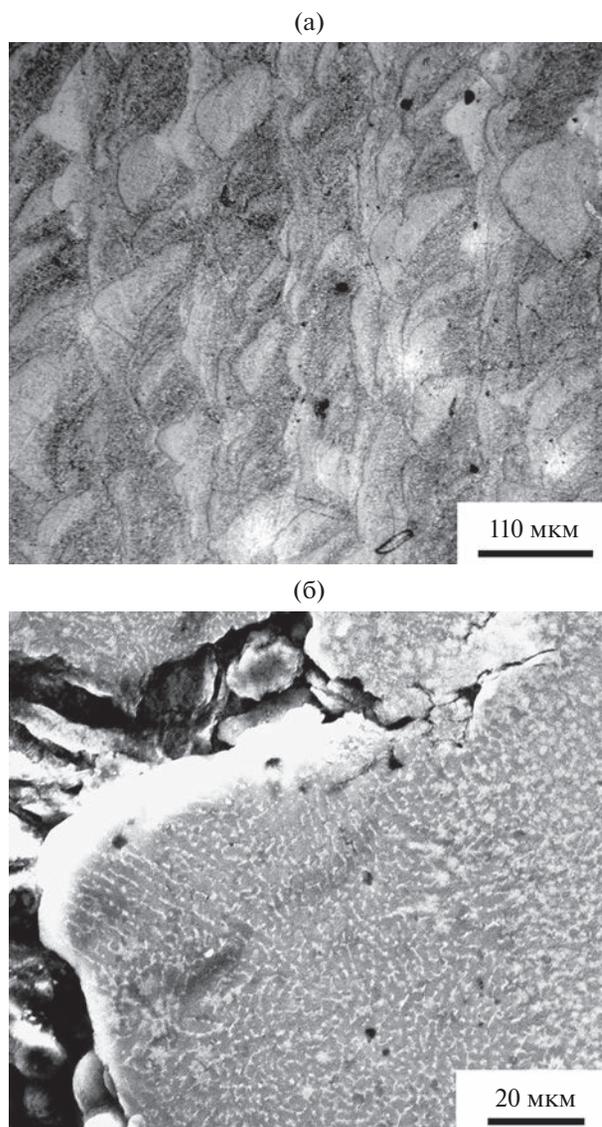
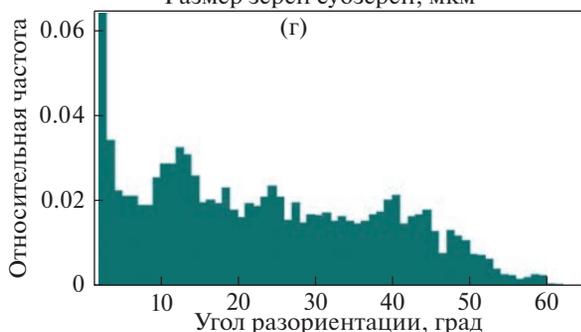
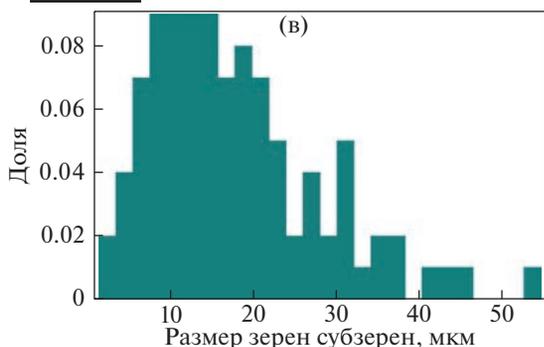
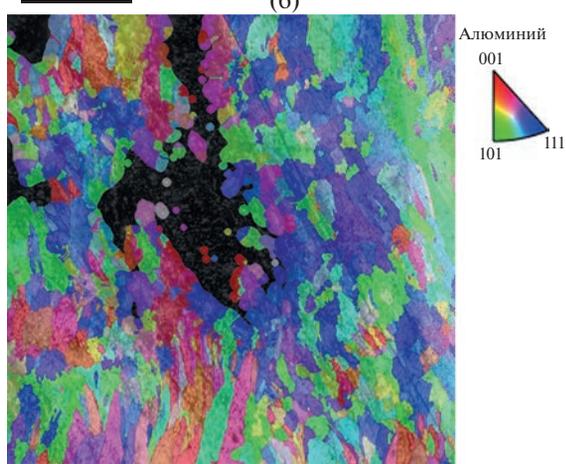
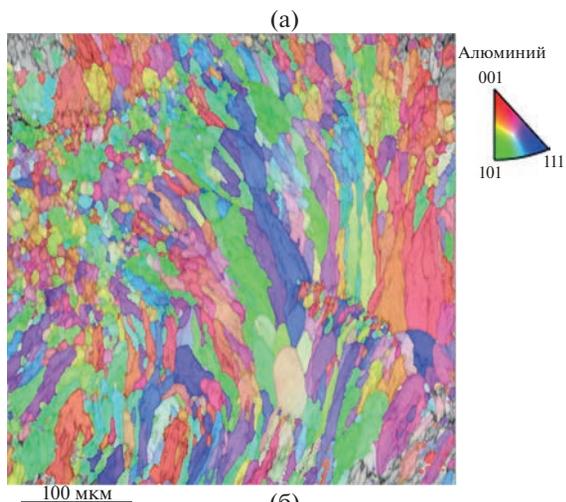
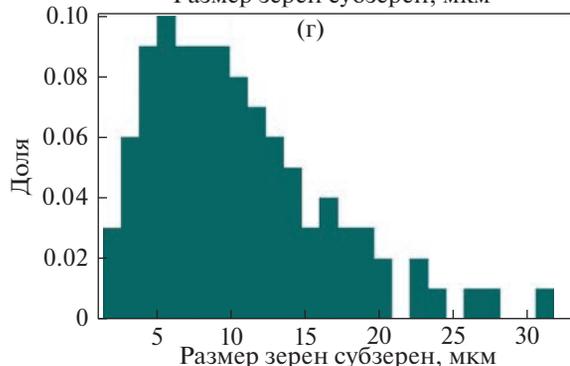
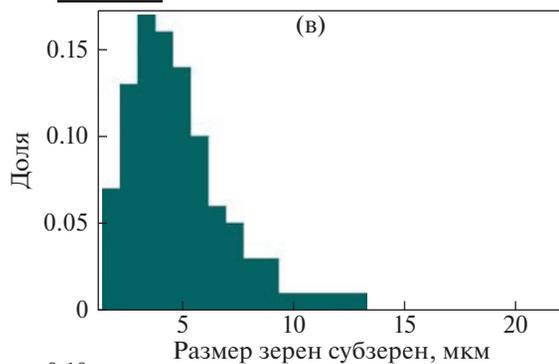
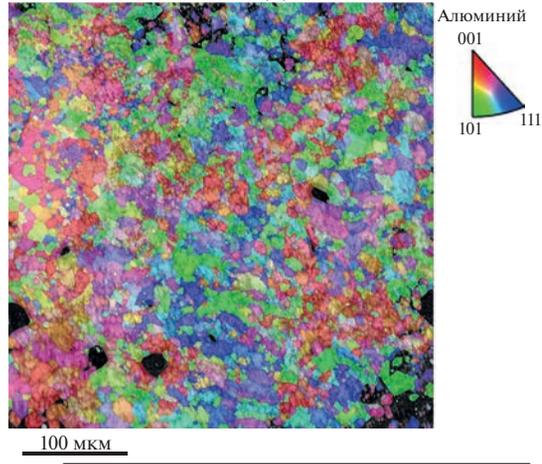
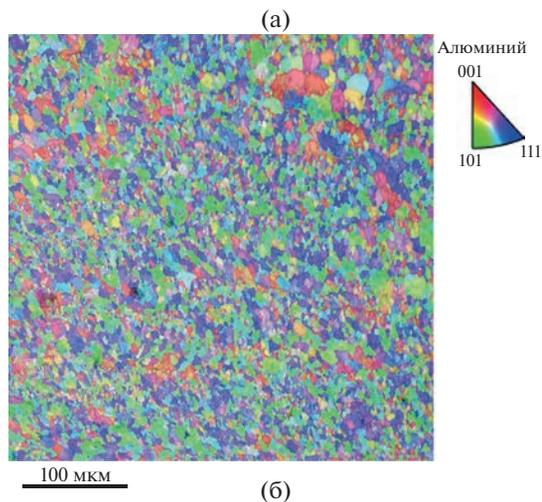


Рис. 5. Микроструктура СЛС-образцов: а – треки в монолитном образце, продольное сечение, световая микроскопия; б – ячеисто-дендритная структура в сетчатом образце, СЭМ.

возникающего перед фронтом кристаллизации. Величина концентрационного переохлаждения регулируется теплофизическими параметрами, такими как скорость кристаллизации ( $R$ ), температурный градиент ( $G$ ), коэффициент распределения легирующих элементов в Al ( $K$ ) и их концентрация ( $C_0$ ). Переход плоского фронта кристаллизации к ячеистому или к дендритному осуществляется при условии:  $G/R^{1/2} < C_0/K$ . Легирующие Al расплава медью и магнием, присутствующими в составе сплава АК6 ( $K < 1$ ), а также высокие скорости кристаллизации создают широкую зону концентрационного переохлаждения перед движущимся фронтом, определяющую



**Рис. 6.** Результаты ДОРЭ-анализа, продольное сечение: ориентационные карты микроструктуры образцов М1 (а) и М2 (б) в цветах обратной полюсной фигуры; спектры размеров зерен—субзерен (в) и разориентировок границ зерен (г) в образце М2.



**Рис. 7.** Результаты ДОРЭ анализа, поперечное сечение: ориентационные карты микроструктуры в цветах обратной полюсной фигуры (а, б) и спектры размеров зерен—субзерен (в, г) в образцах М1 (а, в) и М2 (б, г).

формы роста твердой фазы в виде ячеек и дендритов. Учитывая специфику аддитивной технологии при СЛС, приводящей к непостоянствам величин температурного градиента по ванне расплава и скорости роста слоев твердой фазы, становится понятным изменение размеров и чередование форм роста кристаллов ячеистой и дендритной морфологии, которые в сетчатых образцах выражены более ярко. Это наглядно демонстрирует пример тонкой структуры сетчатого образца. На границе ребра с отверстием формируется зона столбчатых зерен дендритной морфологии, которая сменяется зоной равноосных зерен (рис. 5б). Такое чередование зон показывает, насколько сильно наличие пустот меняет условия теплоотвода по сечению ребра кубической решетки.

Для определения фазового состава СЛС-сплава проведены расчеты дифрактограмм, снятых с монолитных образцов М1 и М2, и сравнение с дифрактограммой исходного порошка (рис. 8). На рис. 8 проиндексированы только выявленные рентгеновские максимумы от интерметаллидов. Из представленных данных следует, что в процессе синтеза фазовый состав меняется. Основными интерметаллидными фазами, обнаруженными в порошке, являются  $\text{Al}_2\text{Cu}$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ,  $\text{Al}_8\text{Mg}_5$ , о чем свидетельствуют ярко выраженные рентгеновские максимумы на дифрактограмме D1. В монолитном образце М1 фазы  $\text{Mg}_2\text{Si}$  и  $\text{Al}_8\text{Mg}_5$  также присутствуют, а количество пиков, относящихся к фазе  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , резко сокращается (дифрактограмма D2). На дифрактограмме D3, снятой с образца М2, при сохранении пиков от фаз  $\text{Mg}_2\text{Si}$  и  $\text{Al}_8\text{Mg}_5$ , имеется только один четкий дифракционный максимум ( $hkl$  220) от фазы  $\text{Al}_2\text{Cu}$ . Одной из причин уменьшения числа и интенсивности отражений от алюминидов меди является частичное их растворение в Al-твердом растворе в процессе высокоскоростной кристаллизации. В результате этого содержание меди в твердом растворе должно увеличиться. Так как известно, что медь понижает параметр решетки алюминия [28], то для проверки этого предположения сравнили параметры решеток монолитных и сетчатых образцов и исходного порошка (табл. 3). Как следует из этих результатов, все СЛС-образцы характеризуются пониженными относительно порошка значениями параметра решетки, причем самое низкое значение наблюдается в образце М2. Разница значений составляет 0.0004 нм, что в пересчете на концентрацию меди по правилу Вегарда составляет ~0.31 мас. %. Такой расчет корректен только для бинарных Al–Cu композиций. В случае тройного сплава Al–Cu–Mg, учитывая, что магний повышает параметр решетки, наблюдаемая тен-

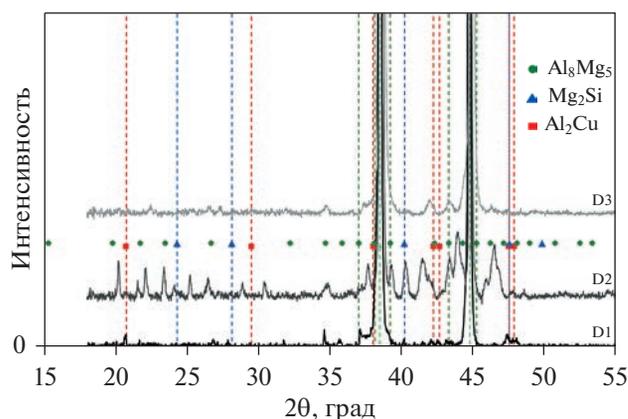


Рис. 8. Дифрактограммы порошка (D1) и монолитных образцов М1 (D2) и М2 (D3).

денция снижения параметра решетки может служить качественным доказательством образования пересыщенного медью Al-твердого раствора. Таким образом, анализируя все данные РСА, можно заключить, что в СЛС-сплаве при неравновесных условиях кристаллизации расплавленного порошка образуется пересыщенный медью и магнием твердый раствор на основе алюминия, и формируются фазы кристаллизационного происхождения в составе многокомпонентных эвтектик, экранирующие границы ячеек и дендритов.

Морфологические и размерные различия структуры сетчатых и монолитных образцов, синтезированных при разной толщине слоя порошка, отражаются на значениях их микротвердости (табл. 3). Из этих данных следует, что микротвердость образцов М1 и С1, синтезированных при меньшей толщине слоя, выше, и разница составляет 600 МПа для монолитных образцов и 700 МПа для сетчатых.

На рис. 9 показаны деформационные кривые, полученные при сжатии СЛС-образцов, а численные значения условного предела текучести,

Таблица 3. Параметры решетки твердого раствора и механические свойства СЛС-образцов

Тип образца	$a$ , нм*	Микротвердость, МПа	$\sigma_{0.2}$ , МПа
Монолитный М1	0.4047	1800 ± 90	533
Монолитный М2	0.4043	1200 ± 80	217
Сетчатый С1	0.4048	2000 ± 200	57
Сетчатый С2	0.4044	1300 ± 100	21

\* Параметр решетки порошка 0.4049 нм

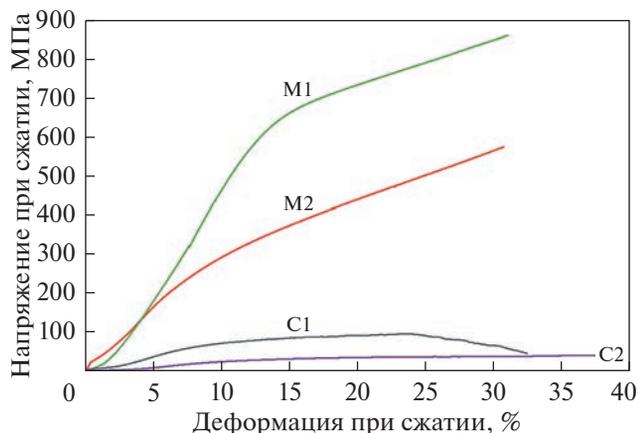


Рис. 9. Деформационные кривые СЛС-образцов при сжатии.

усредненные по пяти образцам, представлены в табл. 3. Условный предел текучести монолитных образцов на порядок выше  $\sigma_{0,2}$  сетчатых образцов, что коррелирует с их плотностью и усредненным объемом пустот. Если сравнить значения предела текучести образцов одного типа то получится, что как монолитные M1, так и сетчатые C1 образцы, синтезированные при  $t = 0.05$  мм, имеют более высокие прочностные характеристики. Для монолитных образцов разница условного предела текучести составляет 46%, а для сетчатых — 70%.

Если в монолитных образцах свойства определяются в основном размером зерна, то в сетчатых образцах основной причиной падения свойств является нарушение геометрии построения и наличие трещин. Свойства монолитного образца M1 СЛС-сплава АК6 значительно выше, чем свойства сплава АК6, полученного традиционными способами литья. Согласно ГОСТ 51834-2001 условный предел текучести прутков из сплава АК6 после термообработки T6 составляет 275–325 МПа, а после отжига уменьшается до 265 МПа. Высокие значения условного предела текучести СЛС-сплава относительно сплава, полученного традиционной технологией, обусловлены существенным вкладом зернограничного и твердорастворного упрочнения за счет дисперсной структуры пересыщенного твердого раствора на основе алюминия, образованного при неравновесных условиях кристаллизации.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Проведена серия экспериментов по подбору режима работы 3D-принтера и оптимизации плотности энергии луча лазера  $\Psi = 237\text{--}331$  Вт с/мм<sup>3</sup> с целью получения СЛС монолитных и сетчатых образцов высокого качества. Установлено, что

для снижения вероятности появления литейных дефектов и устранения зоны не проплавленных частиц порошка, при  $P = 200$  Вт,  $V = 400$  мм/с и  $t = 0.05$  мм, межтрековое расстояние должно равняться  $s = 0.03$  мм.

2. Определено влияние толщины слоя порошка (при прочих равных условиях синтеза) на дефектную структуру СЛС-образцов. Показано, что увеличение толщины слоя с 0.05 до 0.07 мм в монолитных образцах приводит к незначительному росту газовой пористости, а в сетчатых образцах нарушает геометрию построения и искажает форму пустот и периодичность кубической структуры.

3. Установлено влияние толщины слоя порошка на морфологические и размерные характеристики тонкой структуры СЛС-образцов. Показано, что при  $t = 0.05$  мм формируется равномерная структура со средним размером зерна 2.4 мкм, а увеличение толщины слоя огрубляет структуру: размер зерна увеличивается в два раза.

4. На основании данных РСА и СЭМ определено, что в СЛС-сплаве при неравновесных условиях кристаллизации расплавленного порошка образуется пересыщенный медью и магнием твердый раствор на основе алюминия, и формируются интерметаллические фазы кристаллизационного происхождения в составе многокомпонентных эвтектик, экранирующие границы ячеек и дендритов Al-матрицы.

5. Определены значения условного предела текучести при сжатии СЛС-монолитных и сетчатых образцов, полученных при разных условиях синтеза. Установлено, что свойства сетчатых образцов плотностью 0.95–0.78 г/см<sup>3</sup> на порядок ниже, чем монолитных. Наилучшими характеристиками обладают образцы, полученные при  $t = 0.05$  мм. В зависимости от толщины слоя порошка, влияющего на размер структурных составляющих и количество литейных дефектов, условный предел текучести монолитных образцов меняется на 46%, а сетчатых — на 70%.

6. Твердость сплава АК6, полученного после усовершенствования режима СЛС, равна 100–120 НВ10/250 при стандартной твердости 90–95 НВ10/250, а условный предел текучести в 2 раза выше, чем у отожженного сплава, полученного традиционными способами литья.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП “Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов” ИФМ УрО РАН.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема “Структура”, № 122021000033-2).

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Сорокин В.* Аддитивные технологии: новые условия, новые возможности // Аддитивные технологии. 2022. № 3. С. 21–24.
2. *Каблов Е.Н.* Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы // Интеллект и технологии. 2015. № 2(11). С. 52–55.
3. *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.
4. *Rashida R., Masooda S.H., Ruana D., Palanisamy S., Rahman Rashida R.A., Elambasseril J., Brandt M.* Effect of energy per layer on the anisotropy of selective laser melted AlSi12 aluminium alloy // Additive Manufacturing. 2018. V. 22. P. 426–429.
5. *Kang N., Coddet P., Dembinski L., Liao H., Coddet C.* Microstructure and strength analysis of eutectic Al–Si alloy in-situ manufactured using selective laser melting from elemental powder mixture // J. Alloys Compounds. 2017. V. 691. P. 316–322.
6. *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.
7. *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.
8. *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.
9. *Xue G., Ke L., Zgu H., Liao H., Zhu J., Zeng X.* Influence of processing parameters on selective laser melted SiCp/AlSi10Mg composites: Densification, microstructure and mechanical properties // Mater. Sci. Eng. A. 2019. V. 764. P. 138–155.
10. *Yuan P., Gu D., Dai D.* Particulate migration behavior and its mechanism during selective laser melting of TiC reinforced Al matrix nanocomposites // Mater. Desing. 2015. V. 82. P. 46–55.
11. *Jue J., Gu D., Chang K., Dai D.* Microstructure evolution and mechanical properties of Al–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites fabricated by selective laser melting // Powder Technol. 2017. V. 310. P. 80–91.
12. *Han Q., Setchi R., Lacan F., Gu D., Evans S.L.* Selective laser melting of advanced Al–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanocomposites: Simulation, microstructure and mechanical properties // Mater. Sci. Eng. A. 2017. V. 698. P. 162–173.
13. *Hu Z., Chen F., Hu J., Nian Q., Lin D., Chen C., Zhu X., Chen Y., Zhang M.* 3D printing graphene-aluminum nanocomposites // J. Alloys Compounds. 2018. V. 746. P. 269–276.
14. *Li X.P., Wang X.J., Saunders M., Suvorova A., Zhang L.C., Liu Y.J., Fang M.H., Huang Z.H., Sercombe T.B.* A selective laser melting and solution heat treatment refined Al–12Si alloy with a controllable ultrafine eutectic microstructure and 25% tensile ductility // Acta Mater. 2015. V. 95. P. 74–82.
15. *Дынин Н.В., Иванова А.О., Хасиков Д.В., Оглодков М.С.* Селективное лазерное сплавление алюминиевых сплавов // Электронный научный журн. Труды ВИАМ. 2017. № 8(56). С. 12–23.
16. *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.
17. *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. 338–472.
18. *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.
19. *Zhang H., Zhu H., Qi T., Zhiheng H., 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.
20. *Бродова И.Г., Кленов А.И., Ширинкина И.Г., Смирнов Е.Б., Орлова Н.Ю.* Структура и механические свойства сплава Al–Cu–Mg–Si, полученного селективным лазерным сплавлением // ФММ. 2021. Т. 122. № 12. С. 1309–1316.
21. *Savio G., Rosso S., Meneghello R., Concheri G.* Geometric modeling of cellular materials for additive manufacturing in biomedical field: a review // Appl. Bionics and Biomechanics. 2018. № 3. P. 1–14.
22. *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.
23. *Yadroitsev I., Smurov I.* Selective laser melting technology: from single laser melted track stability to 3D parts of complex shape // Phys. Procedia. 2010. № 5. P. 551–560.
24. *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.
25. *Kimura T.* Effect of silicon content on densification, mechanical and thermal properties of Al–xSi binary alloys fabricated using selective laser melting // Mater. Sci. Eng. A. 2017. V. 682. P. 593–602.
26. *Yasa E., Kruth J.* Application of laser re-melting on selective laser melting parts // Advances in Production Eng. Management. 2011. V. 6. № 4. P. 259–270.
27. *Вайнгард У.* Введение в физику кристаллизации металлов. М.: “МИР”, 1967. 154 с.
28. *Мондельфо Л.Ф.* Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: МЕТАЛЛУРГИЯ, 1979. 639 с.

## The Influence of Technological Parameters on the Structure and Properties of the Selective Laser Melting Al–Cu–Mg–Si Alloy

A. N. Petrova<sup>1,\*</sup>, A. I. Klenov<sup>2</sup>, I. G. Brodova<sup>1</sup>, D. Yu. Rasposienko<sup>1</sup>, A. A. Pilshikov<sup>3</sup>, and N. Yu. Orlova<sup>3</sup>

<sup>1</sup>*Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, 620108 Russia*

<sup>2</sup>*Federal State Unitary Enterprise “Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All–Russia Research Institute of technical Physics”, Snezhinsk, Chelyabinsk region, 456770 Russia*

<sup>3</sup>*Snezhinsky Physics and Technical Institute of the National Research Nuclear University “MEPhI”, Snezhinsk, Chelyabinsk region, 456776 Russia*

\*e-mail: petrovanastya@yahoo.com

**Abstract**—Monolithic and bulk-structured samples of different densities were produced by means of selective laser melting on the 3D-metal printer Realizer SLM 100. An evaluation of their quality and structure characterization were carried out. Correlation of parameters of synthesis—intertrack distance and layer thickness at 200 W laser power, and structural characteristics were determined. According to the experimental results, optimal parameters of the synthesis were found for obtaining samples from AK6 alloy with dispersed structure and high mechanical properties. Correlation of the fine structure parameters of the volume-structured samples with cubic geometry and synthesis parameters were established, types of defects that affect their mechanical properties were determined.

**Keywords:** selective laser melting, 3D printer, aluminum alloy, structure, properties, bulk structured samples, defects