

# Пористость изделий аддитивного производства, полученных селективным электронно-лучевым плавлением

Е. В. Краснова, Ю. А. Моргунов\*, Б. П. Саушкин, Н. В. Хомякова

Московский политехнический университет,

г. Москва, 107023, Россия

\*e-mail: [morgunov56@mail.ru](mailto:morgunov56@mail.ru)

Поступила в редакцию 29.02.2024

После доработки 21.05.2024

Принята к публикации 28.05.2024

Приведены результаты исследований пористости материала образцов, изготовленных по технологии селективного электронно-лучевого плавления из порошков сплава Ti-6Al-4V. Изучено влияние параметров режима штриховки на пористость образцов методами оптической микроскопии и рентгеновской компьютерной томографии. Выполнены качественная и количественная оценки формы и размеров пор, уточнены технологические факторы, способствующие их появлению. Показано, что несплошности больших размеров формируются преимущественно в области перекрытия зон контурирования и штриховки на расстоянии до 2 мм от поверхности образца. Селективное выделение пор в поверхностном слое не обнаружено. Выявлено, что в диапазоне линейных плотностей энергии электронного пучка 180–300 Дж/м минимальная пористость достигается внутри этого диапазона.

*Ключевые слова:* аддитивные технологии, селективное электронно-лучевое плавление, изделия из титановых сплавов, пористость материала

УДК 621.7

<https://doi.org/10.52577/eom.2024.60.3.69>

## ВВЕДЕНИЕ

Метод селективного электронно-лучевого плавления и технологии аддитивного производства (АП) на его основе быстро развиваются, что подтверждается высоким темпом увеличения количества публикаций и разработкой новых моделей электронно-лучевого оборудования [1–3]. Метод используется в основном для изготовления деталей из титановых сплавов, в частности из сплава Ti-6Al-4V, который рекомендован к применению в авиакосмической технике и стандартизирован [4, 5].

Физико-механические свойства изделий АП могут существенно отличаться от свойств изделий, изготовленных традиционными методами [6], главным образом из-за образования дефектов структуры, способных влиять на качество изделий [7]. К таким дефектам относится пористость материала изделия [8, 9]. В ряде работ отмечается существенное влияние пористости на механические свойства металлических изделий, полученных методом селективного электронно-лучевого плавления (SEBM) [10–15].

Так, в работе [10] показано, что пористость является главным фактором, определяющим механические свойства образцов, изготовленных по технологии SEBM из титанового сплава

Ti-6Al-4V, по сравнению с микрогеометрией поверхности, микроструктурой и микротвердостью. Выявлено, что различия в значениях механических характеристик образцов, выраженных в разных точках и на разных расстояниях от платформы построения, в основном связаны с пористостью, а различия в микроструктуре относятся к второстепенным факторам. В работах [11–13] отмечено, что образование пор и пустот из-за недостаточного ввода или избытка подводимой энергии приводит к заметному ухудшению механических свойств получаемых изделий.

Важное значение с точки зрения применения изделий АП в авиакосмическом машиностроении имеет установленное в ряде работ снижение усталостной прочности изделий при высокоциклическом нагружении [4, 14–17]. Основными причинами ухудшения усталостных характеристик изделий, изготовленных по технологии SEBM, являются пористость и высокая шероховатость поверхности. Так, в исследовании, проведенном на полированных тестовых образцах, полученных аддитивным методом, обнаружено, что большинство усталостных трещин зарождаются в порах, а не в других микроструктурных дефектах. В то же время эксперименты с использованием необработанных образцов показали, что трещинообразо-

вание вызвано преимущественно концентрацией напряжений во впадинах микронеровностей с малым радиусом кривизны.

Влияние параметров режима обработки на образование дефектов при SEBM исследовано в [16, 17]. Показано, что плотность энергии оказывает существенное влияние на образование дефектов, однако линейно с пористостью эта величина не коррелирует. Установлено негативное воздействие пористости на усталостные свойства и микротвердость образцов. Считается общепризнанным, что образование пор связано с плотностью энергии, уровень которой можно корректировать при изменении параметров режима обработки (мощность, скорость сканирования, смещение линии, смещение фокуса, стратегия сканирования), а также фракцией и качеством порошкового материала.

В [13] показано, что значение пористости, превышающее 1,0%, приводит к снижению значений предела прочности на растяжение и пластичности. В связи с этим необходимо формирование диапазона допустимых параметров режима для изготовления изделий из Ti-6Al-4V по технологии SEBM. В случае дополнительной обработки образцов методом горячего изостатического прессования (HIP) требования к пористости изделий после построения могут быть понижены [17, 18].

Причиной образования пористых включений в материале, получаемом SEBM, может служить качество сырья [19, 20]. Выявлено, что при неизменных параметрах режима обработки применение порошковых материалов с различными характеристиками приводит к изменению значений пористости и, соответственно, эксплуатационных свойств полученного компактного материала. Отмечено, что газовая пористость и локальные нерасплавленные участки существенно влияют на механические свойства, особенно на высокоциклическую усталость, являясь причинами зарождения трещин [16].

Авторами работы [20] показано, что большинство пор сконцентрировано во внутренней области штриховки, что объясняется более высокой плотностью энергии, используемой при формировании контура. В результате образуется большая и более глубокая ванна расплава, облегчающая выделение пузырьков газа, повышается степень переплавки предыдущего слоя. Более низкая средняя плотность энергии в области штриховки четко коррелирует с более высокой средней плотностью газовых пор. Кроме того, установлено, что использование более сфокусированного луча дает возможность снизить газовую пористость без

увеличения потребляемой энергии за счет более глубокой ванны расплава. При стандартных условиях построения обнаружены два пика пористости на расстояниях 0,9 мм и 1,6÷2,0 мм от кромки сечения. Первый пик образовался в результате перемещения пузырьков газа к краю каждого штриха (хода) и их накопления в конце линии штриховки, когда ванна расплава меняет направление перемещения. Предполагают, что второй пик обусловлен эффектом реверса электронного луча в области штриховки, при котором происходит перераспределение остаточного тепла впереди пятна контакта луча за счет его ускорения в момент изменения направления своего движения. Это приводит к понижению плотности энергии и появлению большого количества газовых пор, наблюдаемых на краю участка штриховки. Авторы отмечают, что нерасплавленные участки сосредоточены в области контура и редко обнаруживаются в объеме исследуемого материала.

Таким образом, плотность энергии, диаметр пятна луча, параметры режима формирования контура и штриховки, а также функция поворота луча при штриховке наибольшим образом влияют на образование пористости в материале. Подбор этих параметров необходим для сокращения плотности дефектов в образцах SEBM.

#### МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ РАБОТ

При проведении экспериментов использовались образцы в виде прямоугольного параллелепипеда длиной 50 мм (ось X), высотой 35 мм (ось Y) и шириной 10 мм (ось Z) (рис. 1), полученные на установке Arcam A2X с применением стандартных процедур (плоскость XOZ параллельна плоскости штриховки слоя, ось Y параллельна направлению построения) [21].

Использовались порошки с диапазоном размеров 44–106 мкм, полученные методом плазменной атомизации [19].

Построение образцов осуществляли по схеме: предварительный нагрев до температуры 650÷700 °С, три прохода построения контура с использованием системы multi-beam, штриховка. Параметры режима построения контура (наружный проход – Н; первый В1 и второй В2 – внутренние проходы) представлены в табл. 1. При переходе от слоя к слою направление штриховки изменялось на 90°. Постобработка заключалась в пневмо-абразивной очистке образцов от спеченной порошковой среды и отделении их от плиты. В табл. 1 приведены параметры четырех режимов штриховки, на каждом из которых построено по три образца, свойства которых подвергались исследованию.

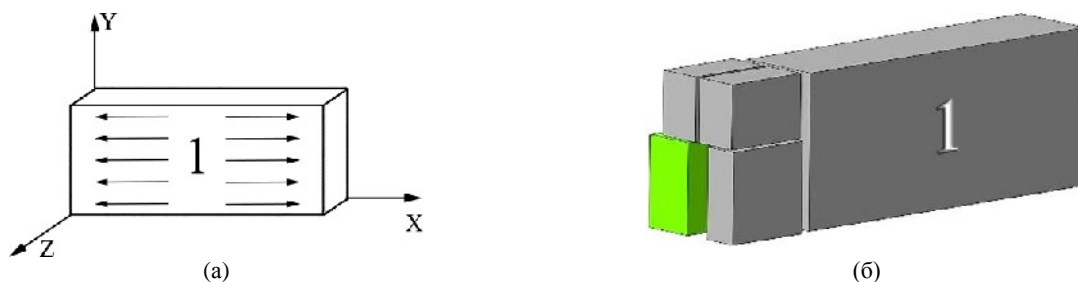


Рис. 1. Система координат XYZ (а), применявшаяся при построении и исследовании свойств образца (б).

Таблица 1. Параметры режима штриховки

Параметр	Режим контурирования			Режимы штриховки			
	Н	В1	В2	I (8–10–12)	II (1–3–5)	III (7–9–11)	IV (2–4–6)
$I$ , мА	5	10,2	10,2	5	10	15	20
$P$ , Вт	-	612	612	300	600	900	1200
$v$ , мм/с	440	800	800	1000	3000	5000	4350
$s$ , мм	0,29	0,17	0,17	0,5	0,7	1,0	0,2
$w$ , Дж/м	-	765	765	300	200	180	275
$E$ , Дж/мм <sup>3</sup>	-	-	-	12	5,6	3,6	25,6

$I$  – сила тока пучка;  $P$  – мощность пучка;  $v$  – скорость сканирования пятна контакта;  $s$  – смещение треков;  $w$  – линейная плотность энергии (ЛПЭ);  $E$  – плотность энергии. В круглых скобках – номера соответствующих образцов. Постоянные параметры: ускоряющее напряжение – 60 кВ, смещение фокуса при штриховке – 25 мА, функция скорости – 45, толщина слоя порошка – 50 мкм.

Изучение пористости материала и исходного порошкового сырья методом оптической микроскопии проводилось с использованием оптического микроскопа OLYMPUS BX51M. Для исследования пор и пустот из образца вырезали элементы в виде прямоугольных параллелепипедов (рис. 1б), из которых по стандартной методике изготавливали шлифы с полированными плоскостями, соответствующими двум перпендикулярным сечениям исследуемых образцов: плоскости, параллельные направлению построения и короткой грани образца ( $YOZ$ ), и плоскости, соответствующие формируемому слою и перпендикулярные направлению построения ( $XOZ$ ) (рис. 1а).

Анализ пор и пустот неразрушающим методом проводили на рентгеновском томографе, оснащённом микрофокусным рентгеновским источником 150 кВ Hamamatsu L12161-01 и детектором Varian PaxScan 2520DX. В процессе сканирования выполнен ряд последовательных снимков, полученных при вращении исследуемых образцов на  $360^\circ$ .

В результате обработки данных изображений по специальному алгоритму создана трехмерная модель каждого образца. Помимо наружной поверхности, модель отображает и внутренние элементы исследуемого объекта в соответствии с их плотностью. Посредством рентгеновской компьютерной томографии возможно количественно оценить размер, морфологию, частоту и характер распределения в трехмерном пространстве пор, обнаруженных в исследуемых образцах. Разрешение сканирования – размер вокселя 8,7 мкм.

На рис. 2 показаны фотографии распределения пор в объеме образца №5 (режим II), полученные методом рентгеновской компьютерной томографии, и распределения пор в плоскости шлифа образца №1 (режим II), полученные методом оптической микроскопии. Видно, что при соответствующем увеличении и использовании пакетов прикладных программ эти методы позволяют получать информацию о размерах пустотных включений, их форме, распределении в объеме или в сечении образца.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Установлено, что качество исходного порошка заметно влияет на прочность и пластичность при растяжении и сопротивление усталости материала изделий, полученных методами селективного электронно-лучевого плавления (SEBM) и селективного лазерного плавления (SLS) [2, 3]. Поэтому свойства таких порошков, в том числе пористость, интенсивно исследуются [22, 23].

Технология получения порошка оказывает определяющее влияние на его свойства [16]. При производстве порошков из сплава на основе титана – Ti-6Al-4V [5] (отечественный аналог – сплав ВТ6С) применяют следующие основные технологии: газовое распыление с подачей расплава из тигля (GA), газовое распыление с индукционным нагревом и плавлением исходного прутка (EIGA), плавление и распыление расплава плазменной струей (PA), плазменный нагрев и плавление вращающегося

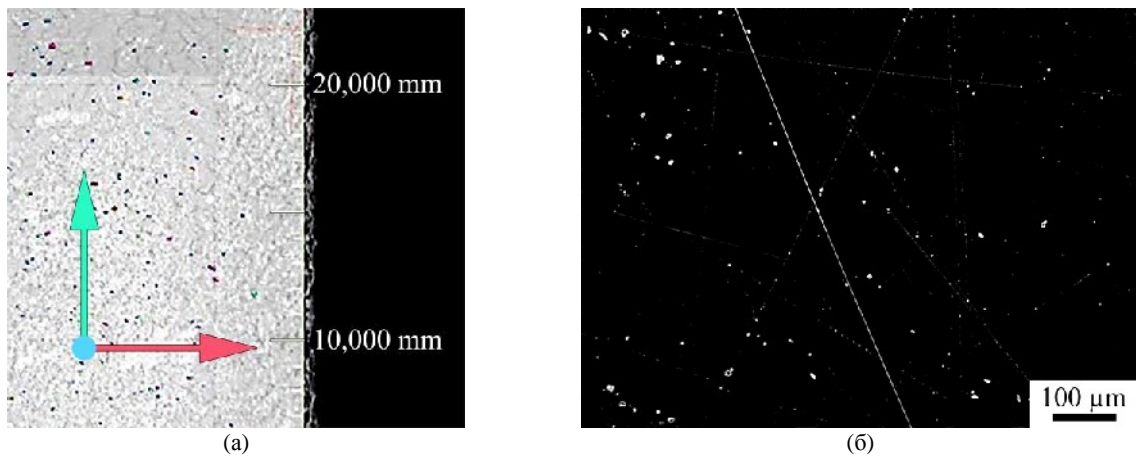


Рис. 2. Пористые включения на томографической фотографии (а) и фотографии участка шлифа образца (б).

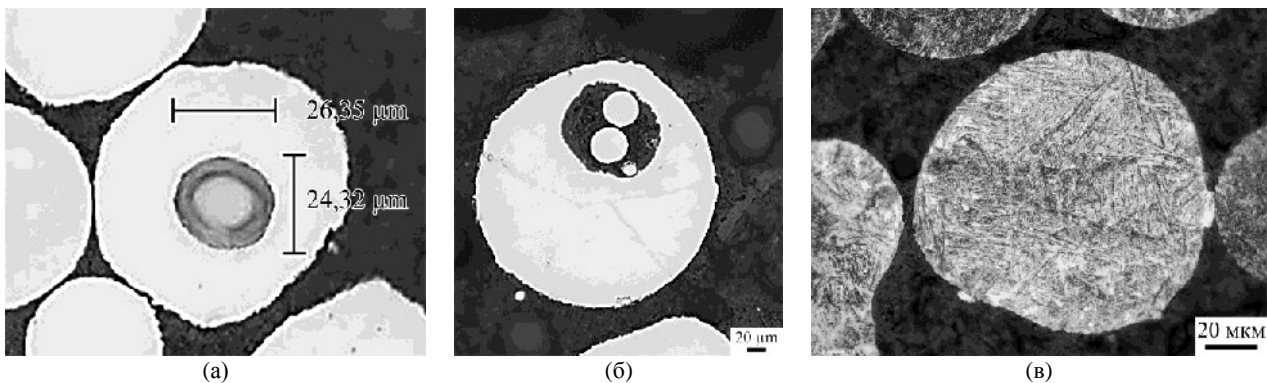


Рис. 3. Микрофотографии частиц порошка с дефектами типа пор: пора в частице (а); мелкие частицы в крупной поре (б); мелкие (1–3 мкм) поры на поле шлифа (в).

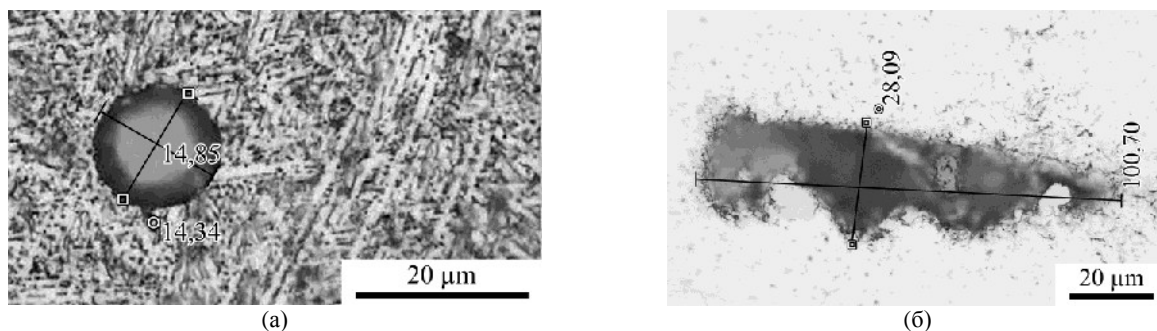
исходного прутка (PREP). Показано, что качество порошка, в частности, степень сферичности гранул и пористость улучшаются в ряду: GA → EIGA → PA → PREP [22, 23]. Так, в [23] пористость порошков размером менее 150 мкм, полученных методами GA, PA, PREP, определена соответственно как 0,2; 0,12 и 0,08%. В порошках GA и PA авторами наблюдалась близкая к сферической форма пор, а в порошке PREP поры имели нерегулярную форму, что, вероятно, связано с давлением газа при формировании порошков: 2 МПа в первом случае и 0,16 МПа – во втором. Авторы отмечают, что результаты измерения пористости методом рентгеновской компьютерной микротомографии ( $\mu$ RCT) следует рассматривать как нижнюю границу значений пористости из-за некоторых особенностей применяемой методики.

Установлено также, что микроструктура, пористость и содержание аргона в порошках зависят от размера частиц. Так, пористость порошков, полученных газовой атомизацией, возрастает с  $0,05 \pm 0,04\%$  до  $1,14 \pm 0,11\%$  при увеличении размера частиц с  $51,6 \pm 3,9$  до  $224,2 \pm 11,6$  мкм соответственно. Содержание аргона в порошках растет с увеличением размера частиц, что качественно согласуется с анализом пористости.

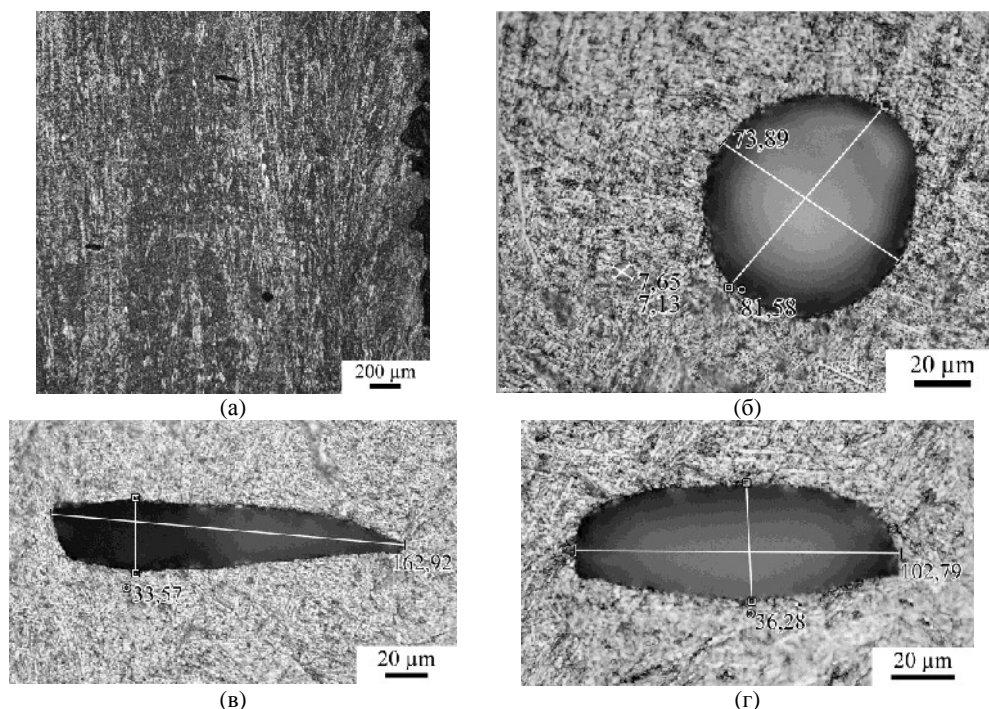
Анализ частиц порошка различной формы и размеров показал, что открытые поры в частицах порошка встречаются редко, однако вскрытие частиц при изготовлении шлифов позволяет наблюдать в них поры, форма которых близка к сферической (рис. 3), что указывает на наличие в них газа, находящегося под давлением. Размер обнаруженных в гранулах пор в нашем случае не превышал 30 мкм. Присутствие газовых пор в гранулах характерно для порошковых материалов, получаемых методом распыления расплава газом [22, 23]. На рис. 3б видно, что в крупных порах некоторых гранул содержатся частицы порошка меньших размеров, что говорит о сложном характере взаимодействия транспортирующего газа с фрагментами расплава.

На шлифе частицы порошка можно обнаружить следы мелких пор размером 1–3 мкм (рис. 3в). Во многих работах отмечается определяющая роль поверхностного натяжения ( $\gamma$ ) и плотности ( $\rho$ ) сплава при формировании пор. Сплавы с высоким отношением  $\gamma/\rho$  имеют больший средний размер частиц и большую пористость.

Пористость изделий АП, по мнению ряда исследователей, является одной из основных причин возникновения усталостных трещин в них [10, 24]. Выявлены и описаны два различных



**Рис. 4.** Микрофотографии шлифов частиц порошка Ti-6Al-4V с дефектами типа пор: сферические поры на травленном шлифе образца № 1 (режим II) в плоскости, *перпендикулярной* направлению построения (а); пора нерегулярной формы на образце № 8 (режим I) в плоскости, *параллельной* направлению построения – снизу вверх (б).



**Рис. 5.** Микрофотография шлифа в плоскости YOZ (а); круговые поры в плоскости, *перпендикулярной* направлению построения (б); щелевые поры в плоскости, *параллельной* направлению построения: 33,6×163 мм, глубиной 160 мкм (в) и 36×103 мм, глубиной 320 мкм (г). Направление построения – снизу вверх.

типа пористости: поры нерегулярной формы и сферические поры [25].

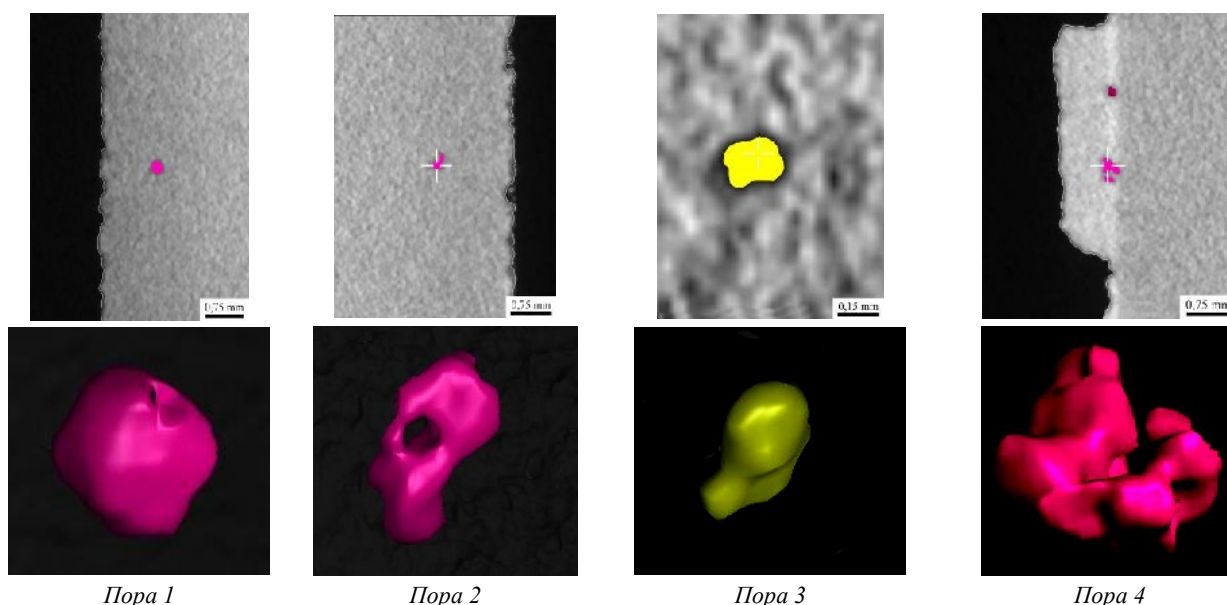
Сферические поры имеют правильную форму и относительно небольшой размер, менее 100 мкм (рис. 4а). В условиях SEBM такие поры возникают, главным образом, в результате перераспределения газовых включений, присутствующих в исходном материале – порошке.

Поры второго типа (рис. 4б) имеют сложную пространственную форму с максимальными размерами, достигающими 100 мкм и более. Они появляются, как правило, в условиях, при которых расплав не заполняет предназначенный для него объем, например, из-за недостаточной энергии, подводимой к частицам порошка, и часто называются дефектами отсутствия плавления (lack of fusion defects). К ним относят, например, дефекты, формируемые при недостаточном перекрытии соседних дорожек плавления [26] или при трансформации непрерывной

дорожки плавления в островковую систему каплеобразных образований в результате недостаточной смачиваемости подложки расплавом (balling phenomena) [9].

В нашем случае (рис. 4б) нерегулярная пора представляет собой большое щелевое пустотное образование (размер – 28×100 мкм и глубина –  $h = 60$  мкм), расположенное в плоскости слоя построения на расстоянии 800 мкм от внешней границы. Верхняя (потолочная) поверхность щелевого образования представляет собой гладкую поверхность, а нижняя – периодический рельеф с шагом 30 мкм, средней высотой профиля 10–12 мкм, который может формироваться отдельными каплями расплава.

Аналогичные пространственные образования обнаружены на образце №1 – режим II (рис. 5). На рис. 5а видны три крупные поры, расположенные на расстоянии 0,9 мм (сферическая пора диаметром около 60 мкм внизу), 1,1 мм



**Рис. 6.** Расположение характерных пор в образце № 5 (режим II) (верхняя строка) и трехмерное изображение поры (нижняя строка).

(щелевидная пора сверху) и 1,9 мм (щелевидная пора слева от вертикальной стенки построения). Щелевые пустотные образования в плоскости сканирования слоя обнаружены в окрестностях стенки также на образце № 7 – режим III.

Таким образом, появление щелевых пространственных образований наиболее вероятно в области перекрытия штриховки с контуром на режимах построения, ограничивающих выбранный диапазон ЛПЭ (180÷300 Дж/м). Высота этих пор примерно соответствует расчетной толщине слоя (средняя высота 44 мкм), а их образование, вероятно, связано с процедурой сканирования пятна контакта электронного пучка. Этот вывод согласуется с данными работы [16].

В работах [27, 28] показано, что геометрия, размер и расположение дефектов (пор) оказывают решающее влияние на сопротивление усталости изделий Ti-6Al-4V, полученных методом SEBM. Установлено, что исходный дефект, на котором зарождается трещина, довольно часто относился к самым крупным. Поэтому нами методом рентгеновской томографии проанализированы крупные пустотные образования во всем объеме материала каждого из исследуемых образцов и выявлена их характеристика. На рис. 6 детально рассмотрены отдельные фрагменты, обнаруженные в образце № 1.

Пора 1 расположена на расстоянии 1,1 мм от боковой поверхности исследуемого образца, пора 2 – на расстоянии 1,4 мм, пора 3 – в сердцевине образца, пора 4 расположена на границе основного объема образца и балочки сечением  $1 \times 1 \text{ мм}^2$  (номер образца на рис. 1б). Как видно, пора 1 является квазисферической, поры 2 и 3

характеризуются достаточно сложной топологией. Размеры выделенных образований показаны в табл. 2.

Пора 4 наибольшего объема ( $0,0202 \text{ мм}^3$ ) представляет собой конгломерат газовых пор меньшего размера. Это скопление обнаружено в промежутке между фрагментами образца с разной массой и разной температурой. По-видимому, парогазовые пузырьки, попадая в область с более высоким градиентом температур быстро охлаждаются и фиксируются.

Таким образом, выявлена возможность образования скопления пор сложной топологии в местах заметного изменения объема конструктивных элементов изделия. Вероятно, крупные образования могут появляться в результате агрегатирования нескольких пузырьков газа с различными значениями давления в них, что может служить причиной их сложной топологии.

Анализ морфологии пространственных фигур, отображающих поры, позволяет заключить, что эти фигуры не являются регулярными, их образование – случайное событие, зависящее от многих факторов. Тот факт, что крупные поры редко принимают форму правильных сфер или квазисфер, может стать следствием нескольких причин. Так, сферичность поры возможна лишь при достаточно высоком давлении газов или паров внутри нее, значения вязкости и поверхностного натяжения расплава не должны заметно изменяться в окрестностях межфазной границы.

Сравнительный анализ объемного распределения пористых включений в образцах, построенных на различных режимах, представлен на примере одного из образцов (рис. 7).

Цветовая шкала позволяет оценить объем включения. На рис. 7а представлены проекции

Таблица 2. Геометрические характеристики выделенных пор

№ поры	Объем, мм <sup>3</sup>	Площадь поверхности, мм <sup>2</sup>	$d_{\text{экв}}$ , мм
1	0,0036	0,129	0,190
2	0,0023	0,144	0,164
3	0,0015	0,084	0,142
4	0,0202	—	0,336

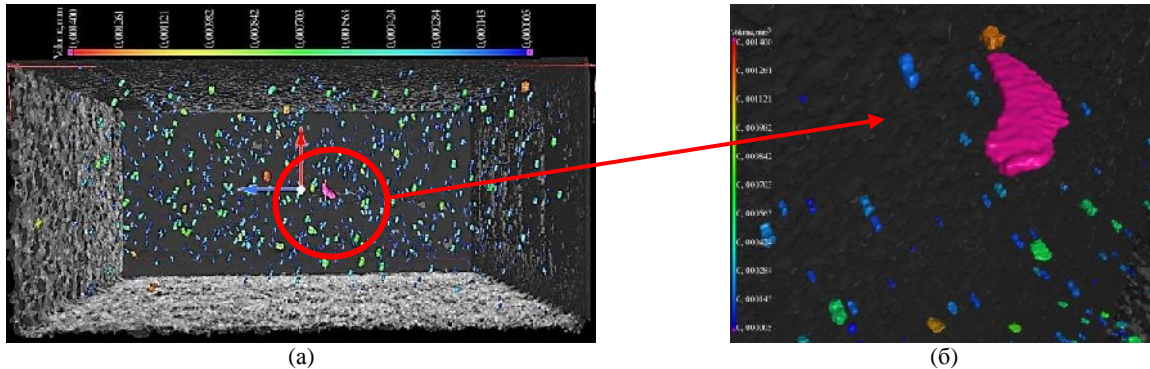
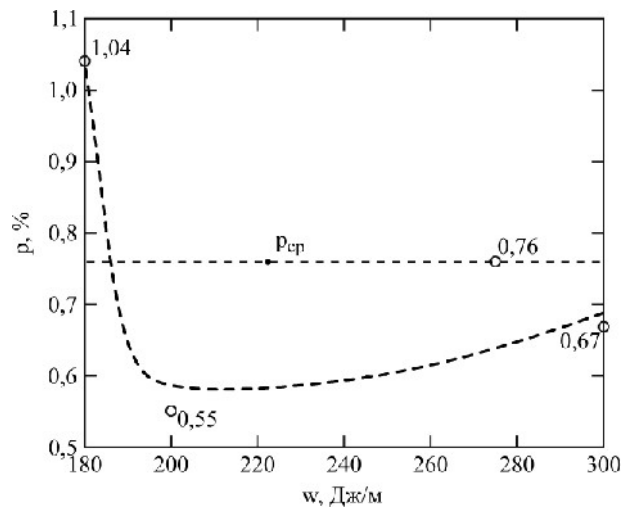


Рис. 7. Томографические фотографии распределения пористых включений в образце № 11 (режим III).

Таблица 3. Измерения пористости исследуемых образцов

Образец, режим	Объем материала, мм <sup>3</sup>	Дефектный объем, мм <sup>3</sup>	Пористость, %
№2 (режим IV)	9315,61	70,77	0,76
№5 (режим II)	10791,12	59,13	0,55
№11 (режим III)	10272,24	106,75	1,04
№12 (режим I)	10265,28	69,18	0,67

Рис. 8. Зависимость значения пористости  $p$  от линейной плотности энергии  $w$ .

включений пор и пустот на плоскость верхней грани образца (участок  $5 \times 10$  мм), а на рис. 7б – увеличенные фрагменты общей картины распределения включений. Как видно, размеры пор изменяются в широком диапазоне.

Общая пористость исследуемых образцов, полученная с помощью специального программного обеспечения рентгеновского томографа, представлена в табл. 3.

По результатам проведенных исследований построена зависимость пористости образцов от линейной плотности энергии,  $w$  (рис. 8).

Видно, что данная зависимость характеризуется кривой с минимумом. Наибольшая пористость,  $p = 1,04\%$  соответствует образцу № 11, полученному на режиме III. Этот режим характе-

ризуется наименьшим значением плотности энергии ( $E = 3,6$  Дж/мм<sup>3</sup>) и линейной плотности энергии ( $w = 180$  Дж/м), то есть недостаточный энерговод является основной причиной высокой пористости. Наименьшая пористость  $p = 0,55\%$  соответствует образцу № 5, полученному на режиме II ( $E = 5,6$  Дж/мм<sup>3</sup> и  $E = 200$  Дж/м). Заметное снижение пористости отмечено при относительно небольшом увеличении энерговода. Можно предположить, что скорость сканирования оказывает определяющую роль при оценке пористости. Заметим, что в работе [17] минимальная пористость соответствует ЛПЭ 300 Дж/м. Это означает, что имеются некоторые неучтенные факторы, оказывающие сильное влияние на величину пористости.

Образцы № 5 (режим II) и № 12 (режим I) имеют сравнительно близкие значения пористости, в то время как среднее значение пористости (0,76%) получено на образце № 2, изготовленном на режиме с наибольшей плотностью энергии (25,6 Дж/мм<sup>3</sup>). Зависимость пористости от погонной энергии  $w$  не является линейной, что подтверждается и в других работах [14].

Величина пористости исследуемых образцов коррелирует со значениями, полученными авторами ряда работ [11, 15–17, 29]. Вместе с тем разброс значений пористости довольно велик (0,05–5%). Это, по-видимому, связано с различной точностью измерения пористости и с недостаточностью знаний о процессах ее формирования, так как аналитические модели формирования различных видов пор только появляются [30–32], и поэтому вопрос требует дальнейшего изучения.

### ВЫВОДЫ

1. В результате анализа выявлено относительно равномерное распределение пор по объему материала исследуемых образцов. Отдельных скоплений пор, местоположение которых имеет систематический характер, в том числе в поверхностном слое, не обнаружено.

2. Большую часть пористых включений (55÷78%) для всех образцов составляют сферические поры объемом до  $2,5 \times 10^{-4}$  мм<sup>3</sup> ( $d_{\text{экр}} \leq 80$  мкм). Относительная доля частиц малого диаметра возрастает в следующем ряду режимов штриховки: II < I < IV < III, что коррелируется с возрастанием значений пористости. Можно предполагать, что общая количественная мера пористости определяется главным образом порами малого диапазона размеров.

3. Поры нерегулярной формы больших размеров ( $d_{\text{экр}} \geq 140$  мкм, общая доля менее 10%) формируются преимущественно в области перекрытия зон контурирования и штриховки на расстоянии 0,6÷1,8 мм от поверхности образца.

4. Установлено, что в диапазоне линейных плотностей энергии электронного пучка 180–300 Дж/м минимальная пористость достигается внутри диапазона 200÷275 Дж/м. Наименьшая пористость, 55% отмечена в наших экспериментах на режиме II.

5. Выявлена возможность образования скопления пор сложной топологии в местах заметного изменения объема конструктивных элементов изделия. Вероятно, крупные образования могут появляться в результате агрегатирования нескольких пузырьков газа с различными значениями давления в них, что может служить причиной их сложной топологии.

### КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них отсутствует конфликт интересов.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Рудской, А.И., Попович, А.А., Ильющенко, А.Ф., Витязь, П.А., Каледина, Д.Е., *Аддитивные технологии. Материалы и технологические процессы*. СПб.: ПОЛИТЕХ-ПРЕСС, 2021. 516 с.
2. *Innovations in Additive Manufacturing*. Khan, M.A., Jappes, J.T.W. (eds). Cham: Springer, 2021. 332 p.
3. Dutta, V. and Froes, F.H., *Additive Manufacturing of Titanium Alloys*. Elsevier Inc., 2016. 84 p.
4. Katz-Demyanetz, A., Powder-bed additive manufacturing for aerospace application: Techniques, metallic and metal/ceramic composite materials and trends, *Manuf. Rev.*, 2019, vol. 6, p. 5.
5. ASTM F2924: 2014 Standard specification for additive manufacturing titanium-6 aluminum-4 vanadium with powder bed fusion.
6. Fousova, M., Influence of inherent surface and internal defects on mechanical properties of additively manufactured Ti6Al4V alloy: Comparison between selective laser melting and electron beam melting, *Materials* (Basel), 2018, vol. 11, no. 4, art. ID 537. <https://doi.org/10.3390/ma11040537>
7. Taheri, H., Shoaib, M.R.B.M., Koester, L.W., Bigelow, T., et al., Powder-based additive manufacturing – a review of types of defects, generation mechanisms, detection, property evaluation and metrology, *Int. J. Addit. Subtract. Mater. Manufact.*, 2017, vol. 1, no. 2, p. 172. <https://doi.org/10.1504/ijasmm.2017.088204>
8. Echeta, I., Fend, X., Dutton, B., Leach B., et al., Review of defects in lattice structures manufactured by powder bed fusion, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2020, vol. 106, p. 2649. <https://doi.org/10.1007/s00170-019-04753-4>
9. Sola, A. and Nouri, A., Microstructural porosity in additive manufacturing: The formation and detection of pores in metal parts fabricated by powder bed fusion, *J. Adv. Manuf. Process.*, 2019, vol. 1, no. 3, <https://doi.org/10.1002/amp2.10021>
10. Galarraga, H., Lados, D.A., Dehoff, R.R., Kirka, M.M., et al., Effects of the microstructure and porosity on properties of Ti-6Al-4V ELI alloy fabricated by electron beam melting (EBM), *Addit. Manuf.*, 2016, vol. 10, p. 47.
11. Gong, H., Rafi, K., Gu, H., Ram, G.D., et al., Influence of defects on mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by selective laser melting and electron beam melting, *Mater. Design*, 2015, vol. 86, p. 545.
12. Mohammad, A., Alahmari, A.M., Mohammed, M.K., Renganayagalu, R.K., et al., Effect of energy input on microstructure and mechanical properties of titanium aluminide alloy fabricated by the additive manufacturing process of electron beam melting,



- Materials*, 2017, vol. 10, no. 2, art. ID 211. <https://doi.org/10.3390/ma10020211>
13. Bellini, C., Berto, F., Di Cocco, V., Iacoviello, F., et al., Additive manufacturing processes for metals and effects of defects on mechanical strength: a review, 2021, vol. 33, p. 498. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2021.10.057>
  14. Chern, A.H., Nandwana, P., Yuan, T., Kirka, M.M., et al., A review on the fatigue behavior of Ti-6Al-4V fabricated by electron beam melting additive manufacturing, *Int. J. Fatig.*, 2019, vol. 119, p. 173.
  15. Liu, S. and Shin, Y.C., Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review, *Mater. Des.*, 2019, vol. 164, art. ID 107552.
  16. Kurzynowski, T., Madeja, M., Dziedzic, R. and Kobiela, K., The effect of EBM process parameters on porosity and microstructure of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy, *Hindawi Scanning*, 2019, vol. 1, art. ID 2903920. <https://doi.org/10.1155/2019/2903920>
  17. Choi, Y., Kim, H.-J., Kim, G.-H., Lee, Ch.-W., et al., Effect of line energy conditions on mechanical and fatigue properties of Ti6Al4V fabricated by electron beam, *Addit. Manufact., Metals*, 2021, vol. 11, art. ID 878. <https://doi.org/10.3390/met11060878>
  18. Popov, V., Katz-Demyanetz, A., Garkun, A., et al., Effect of hot isostatic pressure treatment on the electron-beam melted Ti-6Al-4V specimens, *Procedia Manuf.*, 2018, vol. 21, p. 125.
  19. Krasnova, E.V., Morgunov, Yu.A., Saushkin, B.P. and Khomyakova, N.V., Properties of Ti-6Al-4V alloy powders for selective electron-beam additive manufacturing of products, *Russ. Metall. (Metally)*, 2023, vol. 2023, no. 12, p. 1946. <https://doi.org/10.1134/S0036029523120169>
  20. Cunningham, R., Nicolas, A., Madsen, J., Fodran, E., et al., Analyzing the effects of powder and post-processing on porosity and properties of electron beam melted Ti-6Al-4V, *Mater. Res. Lett.*, 2017, vol. 5, no. 7, p. 516. <https://doi.org/10.1080/21663831.2017.1340911>
  21. Krasnova, E.V., Morgunov, Yu.A. and Saushkin, B.P., Statistical analysis of surface roughness of Ti-6Al-4V products manufactured by selective electron beam melting, *Surf. Eng. Appl. Electrochem.*, 2023, vol. 59, no. 4, p. 401. <https://doi.org/10.3103/S1068375523040063>
  22. Bo Xie, Yazhuo Fan and Sanchao Zhao, Characterization of Ti6Al4V powders produced by different methods for selective laser melting, *Mater. Res. Express*, 2021, vol. 8, no. 7, art. ID 076510. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ac10d1>
  23. Chen, G., Zhao, S.Y., Tan, P., Wang, J., et al., A comparative study of Ti-6Al-4V powders for additive manufacturing by gas atomization, plasma rotating electrode process and plasma atomization, *Powder Technol.*, 2018, vol. 333, p. 38. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2018.04.013>
  24. Kim, F.H. and Moylan, S.P., *Literature Review of Metal Additive Manufacturing Defects*, National Institute of Standards and Technology, US Department of Commerce, 2018, p. 1–17. <https://doi.org/10.6028/NIST.AMS.100-16>
  25. Maamoun, A.H., Xue, Y.F., Elbestawi, M.A. and Veldhuis, S.C., Effect of selective laser melting process parameters on the quality of alloy parts: Powder characterization, density, surface roughness, and dimensional accuracy, *Materials*, 2018, vol. 11, no. 12, art. ID 2343. <https://doi.org/10.3390/ma11122343>
  26. Smith, T.R., Sugar, J.D., Schoenung, J.M. and San Marchi, C., Relationship between manufacturing defects and fatigue properties of additive manufactured austenitic stainless steel, *Mater. Sci. Eng. A*, 2019, vol. 765, art. ID 138268. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138268>
  27. Varney, T.C., Quammen, R.N., Telesz, N., Balk, T.J., et al., Effects of pore geometry on the fatigue properties of electron beam melted titanium-6Al-4V, *Metall. Mater. Trans. A*, 2021, vol. 52, p. 1836.
  28. Tammam-Williams, S., Withers, P.J., Todd, I. and Prangnell, P.B., The influence of porosity on fatigue crack initiation in additively manufactured titanium components, *Sci. Reports*, 2017, vol. 7, art. ID 7308. <https://doi.org/10.1038/s41598-017-06504-5>
  29. Pirozzi, C., Franchitti, S., Borrelli, R., Diodati, G., et al., Experimental study on the porosity of electron beam melting manufactured Ti6Al4V, *J. Mater. Eng. Perform.*, 2019, vol. 28, no. 5, p. 2649. <https://doi.org/10.1007/s11665-01904038-7>
  30. Wang, D.W., Han, H.L., Sa, B., Li, K.L., et al., A review and a statistical analysis of porosity in metals additively manufactured by laser powder bed fusion, *Opto-Electron. Adv.*, 2022, vol. 5, no. 10., art. ID 210058. <https://doi.org/10.29026/oea.2022.210058>
  31. Ning, J., Sievers, D.E., Garmestani, H. and Liang, S.Y., Analytical modeling of part porosity in metal additive manufacturing, *Int. J. Mechan. Sci.*, 2020, vol. 172, art. ID 105428. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2020.105428>
  32. Lu Wang, Lu, Yanming Zhang, Hou Yi Chia and Wentao Yan, Mechanism of keyhole pore formation in metal additive manufacturing, *Comput. Mater.*, 2022, vol. 8, no. 1, art. ID 22. <https://doi.org/10.1038/s41524-022-00699-6>

## Summary

The paper presents some investigation results of the material porosity of the samples made using the technology of selective electron beam melting from the Ti-6Al-4V alloy powder. The influence of hatching mode parameters on the porosity of samples was carried out using optical microscopy and X-ray computed tomography. A qualitative and quantitative assessments of the shape and size of pores have been made, and technological factors contributing to their appearance have been identified. It has been established that discontinuities of large sizes are formed mainly in the area of overlapping contouring and hatching zones at a distance of 0.2–2 mm from the sample surface. Selective selection of pores in the surface layer was not detected. It was found that in the range of linear electron beam energy densities of 180–300 J/m, the minimum porosity is achieved within that range.

**Keywords:** additive technologies, selective electron beam melting, titanium alloy products, material porosity