

УДК 621.373.826

DOI:10.30987/2223-4608-2020-10-40-48

**Д.С. Колчанов**, к.т.н.

(ООО «Московский центр лазерных технологий», 105005, г. Москва, ул. Радио, 23/9, стр.2)

**А.В. Пересторонин**, к.т.н.

**И.И. Бинков**, аспирант,

**А.Р. Смирнов**, инженер

(МГТУ имени Н.Э. Баумана, 105005, г. Москва, ул. 2-я Бауманская, д. 5, стр. 1)

**Д.В. Поваляухин**, инженер

(ФГУП ЦИАМ им. П.И. Баранова, 111116, Москва, ул. Авиамоторная, 2)

E-mail: mcltlaser@gmail.com; bauman@bmstu.ru; info@ciam.ru

## **Влияние режимов выращивания деталей из алюминиевого порошка методом селективного лазерного плавления на пористость, микротвердость и микроструктуру**

*В статье приведены результаты исследования диапазона режимов процесса селективного лазерного плавления, при котором достигается минимальная пористость образцов, выращенных из алюминиевого порошка. Проведена оценка твердости в различных зонах образцов, рассмотрено формирование единичных сплавленных дорожек. Результаты имеют практическую значимость для выращивания изделий из алюминиевого сплава с заданной микроструктурой.*

**Ключевые слова:** аддитивные технологии; пористость; микротвердость; алюминиевый сплав; селективное лазерное плавление; режимы выращивания; единичные сплавленные дорожки.

**D.S. Kolchanov**, Can. Sc. Tech.

(PC "Moscow Laser Technology Center", Building 2, 23/9, Radio Str., Moscow, 105005)

**A.V. Perestoronin**, Can. Sc. Tech.,

**I.I. Binkov**, Post graduate student,

**A.R. Smirnov**, Engineer

(Bauman STU of Moscow, Building 1, 5, 2-d Baumanskaya Str., Moscow)

**D.V. Povalyuhin**, Engineer

(FSIP Baranov CIAM, 2, Aviamotornaya Str., Moscow, 111116)

## **Impact of aluminum powder parts growth by method of selective laser melting upon porosity, micro-hardness and micro-structure**

*In the paper there are shown the investigation results of the mode range of selective laser melting process in the course of which is achieved minimum porosity in samples grown from aluminum powder. The estimate of hardness in different areas of samples is carried out, a single melted track formation is considered. The results have practical significance for the growth aluminum alloy products with the specified structure.*

**Keywords:** additive technologies; porosity; micro-hardness; aluminum alloy; selective laser melting; modes of growth; single melted tracks.

Главные преимущества аддитивного производства заключаются в возможности проведения топологической оптимизации конструкции с целью снижения материалоемкости и массы изделий. При этом крайне затруднительно, а порой и невозможно, создать детали оптимизированной сложной формы традиционными методами. Свобода проектирования геометрии и отсутствие необходимости во множестве различных инструментов, которую предоставляет аддитивное производство, не имеют аналогов.

Селективное лазерное плавление представляет собой процесс, в котором лазерный луч избирательно расплавляет тонкий слой порошка, формируя сплошную дорожку расплава, совокупность которых образует сечение одного горизонтального слоя изделия. Затем наносится новый слой порошка и процесс выполняется повторно до тех пор, пока не будет готова конечная деталь.

Параметры процесса, такие как мощность лазерного излучения, диаметр лазерного пятна, скорость перемещения лазерного луча, на которых происходит выращивание, крайне важны. Они определяют качество получаемых деталей: сплошность, геометрическую точность, микроструктуру, механические свойства. Варьируя параметрами процесса, можно добиться требуемых свойств для каждого конкретного случая. Нахождение границ их диапазонов, обеспечивающих требуемые сочетания свойств, на сегодняшний день для многих материалов является важным предметом научных исследований [1].

### Методика проведения исследования

Эксперименты в данной работе проведены на установке СЛП-110 (разработана ООО «МЦЛТ» при поддержке МГТУ им. Н.Э. Баумана) [2, 3], оснащенной иттербиевым волоконным лазером (длина волны излучения  $\lambda = 1,07$  мкм) мощностью 200 Вт, размер рабочей области составляет  $110 \times 110 \times 110$  мм. Профиль пучка имел Гауссову форму, минимальный диаметр пятна 60 мкм.

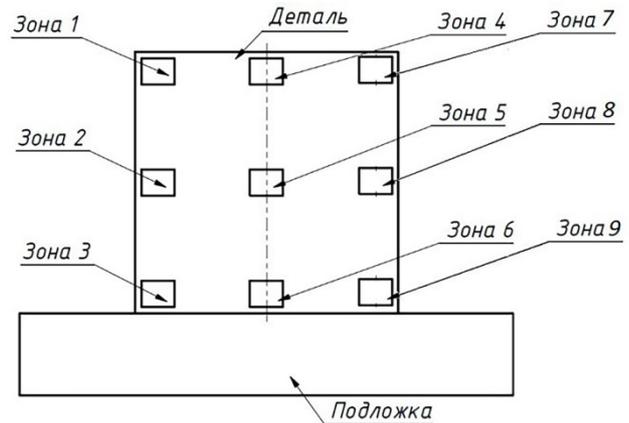


Рис. 1. Схема расположения зон измерения пористости

Рабочая подложка подогревается до  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$  для снижения остаточных напряжений и трещинообразования при остывании образца. Процесс проводится в герметичной камере, заполненной инертным газом – аргоном.

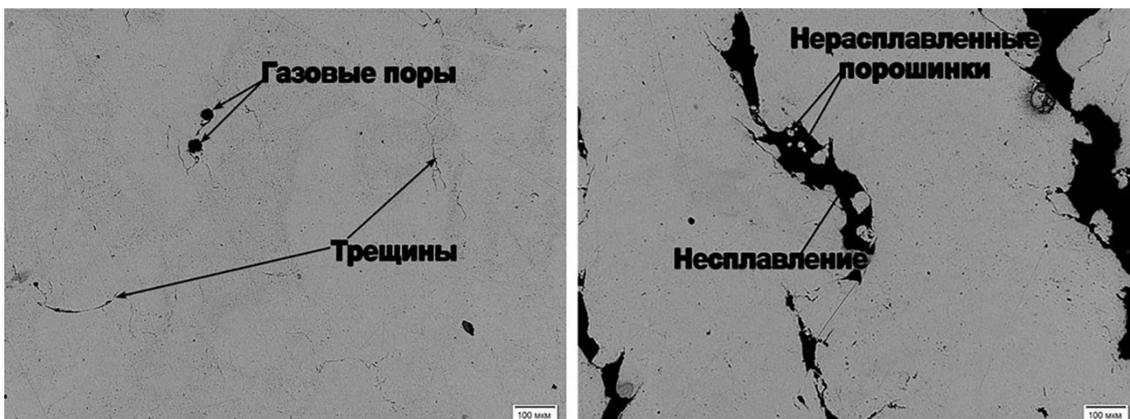


Рис. 2. Дефекты на образце №6 (слева) и №2 (справа)

Траектория движения луча – прямые параллельные линии с постоянным шагом, заполняющие площадь сечения выращиваемого изделия. В каждом втором слое осуществляют-

ся поворот направления движения на  $90^{\circ}$ .

В качестве образцов на алюминиевой подложке были выращены 11 кубиков размерами  $9 \times 9 \times 10$  мм из порошка алюминиевого сплава

марки АСП-27 со средним размером фракции  $D_{50} = 27$  мкм.

Микротвердость металла деталей измерялась на универсальном твердомере Викаерса EmcoTest DuraScan 20, с нагрузкой на инденторе 25 г, измерение отпечатков осуществлялось оператором, увеличение  $\times 1000$ .

Пористость образцов определялась оптическим методом. Методика состоит из создания шлифов и последующих их исследований при помощи микроскопа Olympus GX51 при увеличении  $\times 100$  с цифровым выводом изображения на экран, после чего измеряется площадь пор в каждой из девяти зон.

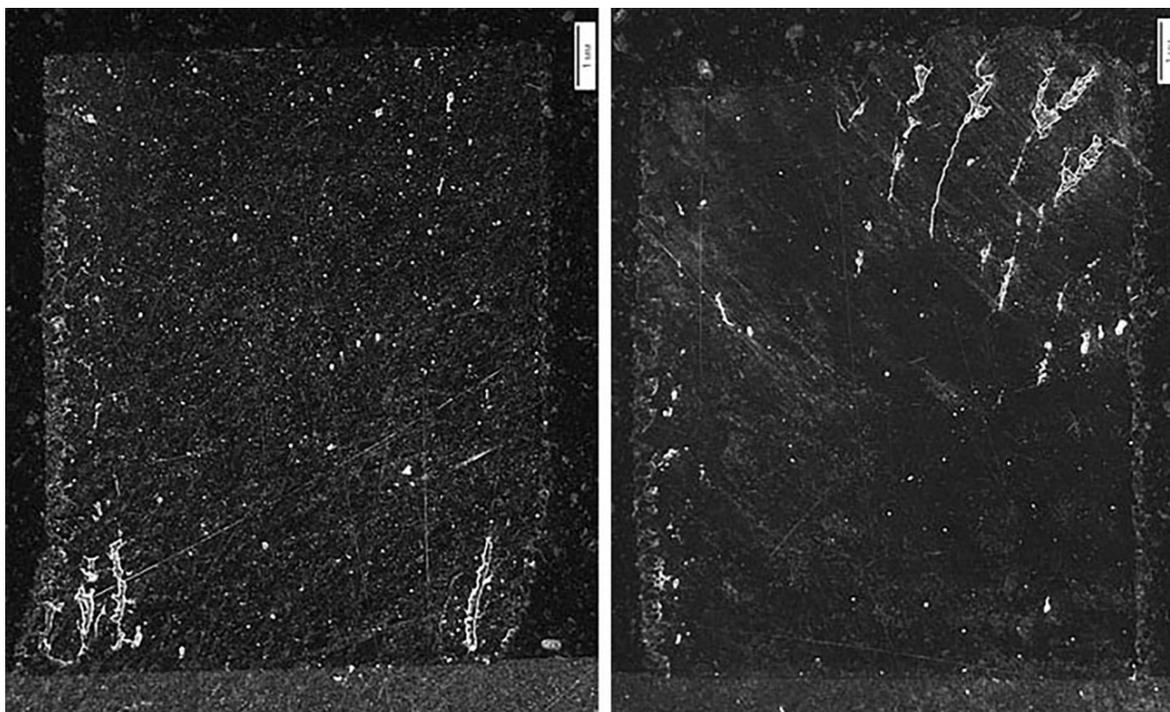


Рис. 3. Образец №3 с дефектом скоса у основания (слева), образец №13 с дефектом напыла в верхней части (справа)

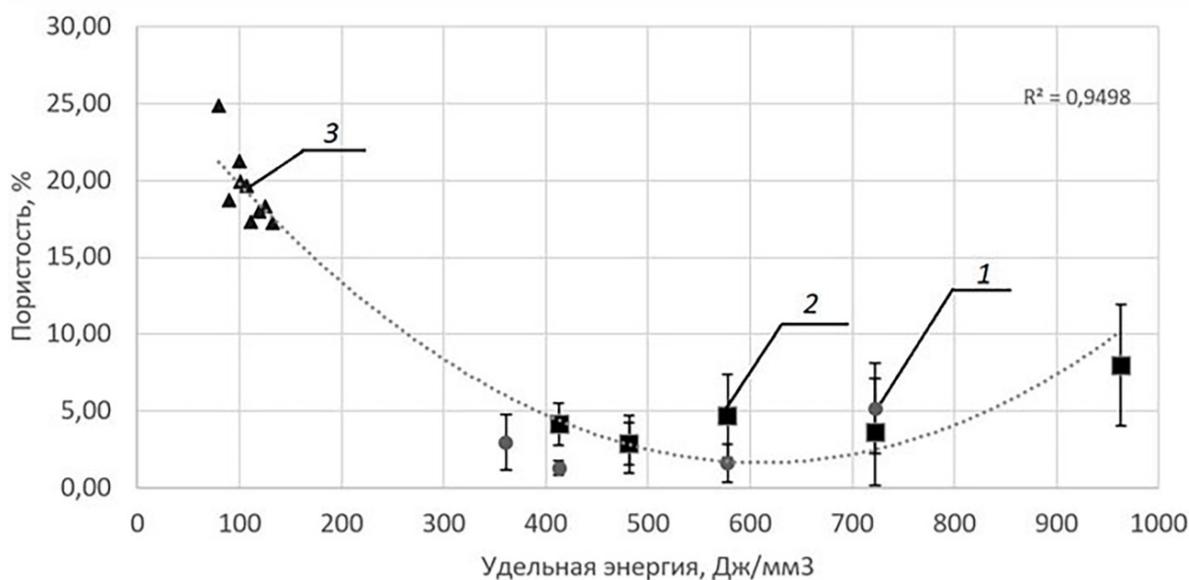


Рис. 4. Зависимость пористости от удельной энергии:  
1 – серия №1; 2 – серия №2; 3 – результаты из работы [10]

## Результаты исследований и их обсуждение

Наибольшее влияние на конечные свойства образцов оказывают следующие параметры: мощность излучения, скорость сканирования, толщина слоя, расстояние между штрихами, стратегия сканирования. В настоящем исследовании проведено две серии однофакторных экспериментов. В каждой серии варьировался лишь один из параметров, взаимное влияние этих параметров на получаемые детали не рассматривалось.

Удельная энергия является функцией первых четырех параметров и отражает количест-

во энергии, вложенной в единицу объема материала. Она является удобной формой представления режимов для проведения сравнений и анализа. Удельная энергия рассчитывалась по формуле

$$E_{уд} = \frac{P}{vHh},$$

где  $P$  – мощность, Вт;  $v$  – скорость сканирования, м/с;  $H$  – высота слоя, мм;  $h$  – расстояние между штрихами, мм.

В табл. 1 представлены значения параметров, используемые в эксперименте.

1. Значения параметров режимов обработки, использованных в экспериментах

№ образца	$v$ , мм/с	$P$ , Вт	$H$ , мкм	$h$ , мкм	$E_{уд}$ , Дж/мм <sup>3</sup>	$D_{п}$ , мкм
Серия №1	1	130	30	30	963	50
	2	130	30	30	722	50
	3	130	30	30	578	50
	4	130	30	30	481	50
	5	130	30	30	413	50
	6	130	30	30	361	50
Серия №2	15	130	30	40	722	50
	16	130	30	50	578	50
	17	130	30	60	481	50
	18	130	30	70	413	50

**Пористость.** Несплошность получаемых деталей считается одним из главных дефектов процесса СЛП. Пористость приводит к снижению механических и усталостных свойств деталей, и может приводить к преждевременному разрушению.

Обычно выделяют три различных типа дефектов несплошности: *газовые поры, скважные поры, трещины*. Причинами каждого из этих нарушений сплошности может являться, кроме параметров режима, также ряд других условий, связанных с выполнением процесса. Так, в работе [4] были составлены карты возможных факторов, которые могут привести к образованию дефекта. Характерные дефекты и механизмы их формирования описаны в работах [5 – 7].

В табл. 2 представлены измеренные на оптическом микроскопе значения пористости в 9-ти зонах с соответствующим номером образца. Схема расположения зон показана на рис. 1.

В полученных образцах наблюдались все три типа вышеописанных дефектов (рис. 2).

Преобладающим типом дефектов являлись несплавления. Несмотря на то, что значение подводимой энергии варьировалось в широких пределах, подобные несплавления присутствуют почти на каждом образце в разном количестве. Необходимо отметить, что данные дефекты в основном группируются у характерных наплывов, заметных в верхней половине образцов или у основания, где образовались скосы. Наплывы вызваны неравномерным нанесением слоя порошка, возникшего вследствие эффекта сфероидизации.

Как отмечено в работе [3], под действием сил поверхностного натяжения расплавленный металл стремится уменьшить свободную поверхностную энергию путем образования формы с минимальной площадью поверхности – формы шара. Возникновение этого эффекта интенсифицируется наличием оксидной пленки на поверхности предыдущего выращенного слоя. В алюминиевых сплавах она является тугоплавкой и препятствует смачиванию нижнего слоя, нарушая формирование следующего, а также затрудняет теплоотвод, что вызывает укрупнение структуры.

2. Значения пористости для каждого образца

№ образца	№ зоны									Среднее значение	
	1	2	3	4	5	6	7	8	9		
Серия №1	1	10,50	8,70	0,32	17,25	5,24	0,51	22,90	5,95	0,58	8,00
	2	15,54	12,00	3,96	9,71	4,45	0,03	0,50	0,05	0,30	5,17
	3	0,81	0,24	0,25	0,26	0,62	0,18	5,50	0,35	6,32	1,61
	4	9,72	6,44	0,20	0,12	0,35	0,55	0,24	0,97	7,11	2,85
	5	0,77	1,60	2,69	0,96	0,21	1,92	0,24	0,61	2,65	1,30
	6	0,32	8,89	0,33	0,17	0,24	2,42	7,29	0,33	6,67	2,96
Серия №2	15	20,35	0,07	0,06	8,83	0,42	0,03	0,03	0,01	3,45	3,65
	16	14,00	13,73	2,47	0,99	0,43	5,12	2,71	0,05	2,84	4,70
	17	4,38	6,40	0,52	0,26	0,71	6,58	4,41	0,01	3,26	2,87
	18	2,21	6,14	1,61	3,14	1,11	5,47	9,46	2,60	5,55	4,14

На рис. 3 представлены снимки сечений образцов, в которых наблюдаются эти дефекты. На рис. 4 представлены результаты исследований влияния удельной энергии на пористость, полученные в данной и предшествующей работах [10].

Как видно из графика, пористость достигает минимального значения в районе удельной энергии, равной 600 Дж/мм<sup>3</sup>. При увеличении удельной энергии значения пористости значительно снизились, по сравнению с предыдущими экспериментами. Большее количество вводимой энергии увеличило степень сплавления порошка, что приводит к формирова-

нию бездефектных зон значительной протяженности. В то же время, избыточное количество энергии может привести к эффекту втягивания соседних порошинок в расплав из-за большого размера ванны. Это создает нехватку расплавленного металла для заполнения зазоров между соседними треками [7]. В дополнение к этому, легкоплавкие материалы, такие как магний, могут испаряться и оставаться в деталях в виде газовых пор [4], либо приводить к выбросу расплава из ванны.

На рис. 5 приведены графики зависимостей пористости от скорости сканирования и расстояния между соседними треками.

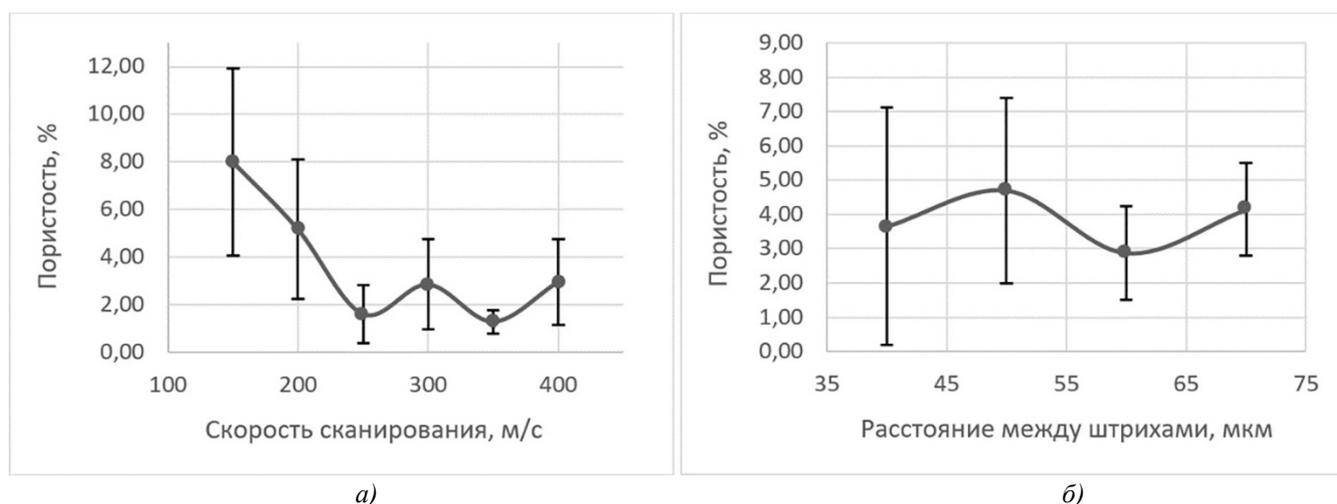


Рис. 5. Зависимость пористости от скорости сканирования (а) и от расстояния между штрихами (б)

Скорость сканирования луча оказывает непосредственное влияние на сплошность образцов, поскольку напрямую связана с удельной энергией. Следует отметить сходство кривой с представленной на рис. 4. Помимо этого, на низких скоростях при высокой вкладывае-

мой энергии может иметь место повышенное трещинообразование. Так, на образцах №3 и №4 наблюдается наименьшее количество трещин, по сравнению с другими образцами этой же серии.

Параметр штриховки может сильно влиять на образование дефектов и микроструктуры, так как определяет количество вводимой энергии в единицу объема и количество повторных нагревов соседних единичных дорожек во время процесса. В некоторых диапазонах параметров режима расстояние между штрихами может частично компенсировать эффект, оказываемый другими параметрами.

При расстоянии штриховки, большей или близкой к размеру диаметра пятна луча должно наблюдаться повышение дефектов несплавления. Именно это и было отмечено на образце №18, где почти по всей поверхности сечения наблюдаются несплавления (рис. 6). Помимо этого очевидного влияния эффекта, других связанных с этим параметром зависимостей в данной работе не обнаружено.



Рис. 6. Дефекты несплавления на образце №18

**Микротвердость.** Твердость также является одним из важных механических свойств материала, поскольку связана с его прочностью. Измерения микротвердости проведено по пяти точкам в каждой из шести зон, схема расположения которых представлена на рис. 7.

В некоторых статьях зарубежных авторов можно встретить противоречивые результаты: с одной стороны, показано, что значения твердости не имеют зависимости ни от скорости сканирования, ни от расстояния между штрихами. Однако подобные выводы, получены для значений скоростей, значительно превышающих рассмотренные в данном исследовании. С другой стороны, можно наблюдать увеличение значений твердости с увеличением скорости сканирования, в силу более высоких темпов охлаждения и, соответственно, скоростей затвердевания.

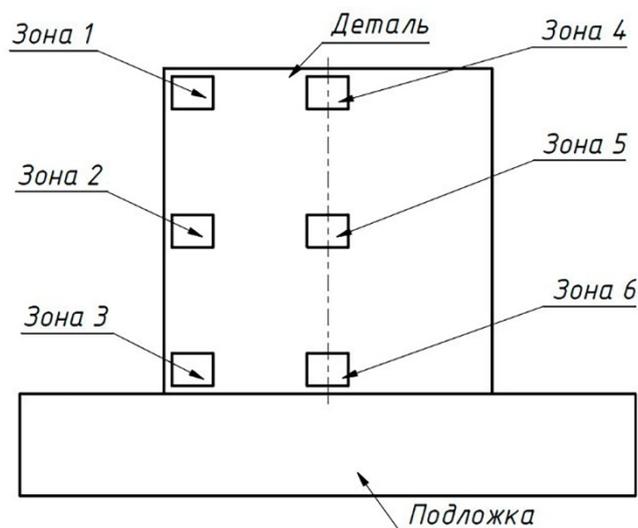


Рис. 7. Схема расположения зон измерения микротвердости

На рис. 8 представлены графики зависимости твердости от скорости сканирования и расстояния между дорожками соответственно.

Как видно на графике рис. 8, а, значения твердости меняются в узком диапазоне от ~89 до ~96 HV. Из полученных данных нельзя однозначно сказать о влиянии скорости на твердость образцов, поскольку наблюдается слишком малое отличие значений и отсутствие явной линии тренда. Противоречие с результа-

тами исследований, приведенных в других источниках, можно объяснить относительно «мягким» режимом выращивания, что способствует накоплению тепла в теле детали и снижает скорость охлаждения.

На рис. 8, б не прослеживается отчетливой зависимости на всем диапазоне значений параметра штриховки. Наблюдаемый разброс значений попадает в допустимый диапазон погрешности измерений.

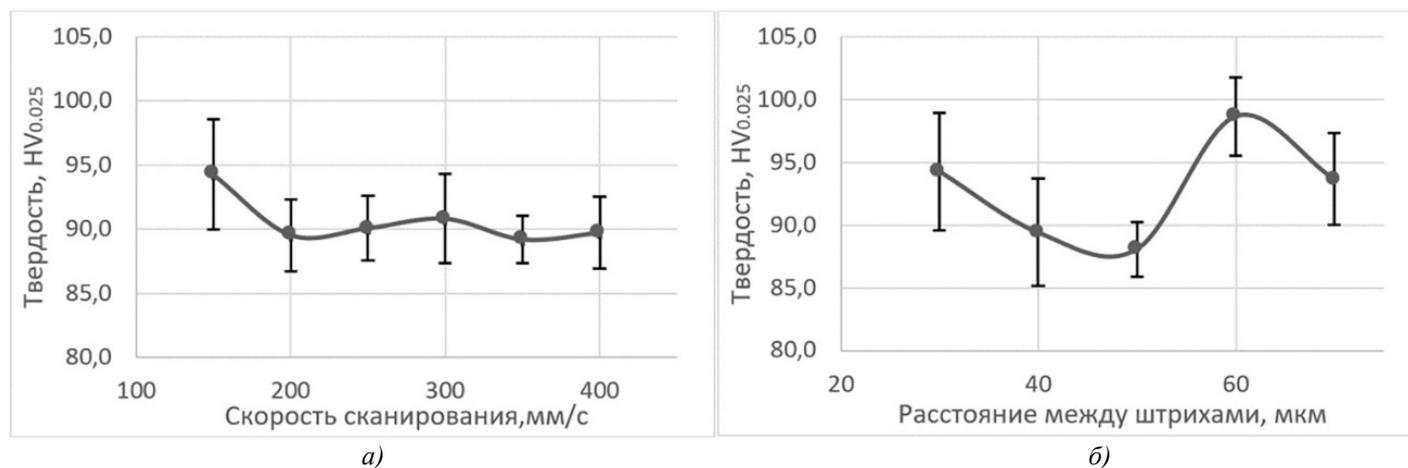


Рис. 8. Зависимость твердости от скорости сканирования (слева), зависимость твердости от расстояния между штрихами (справа)

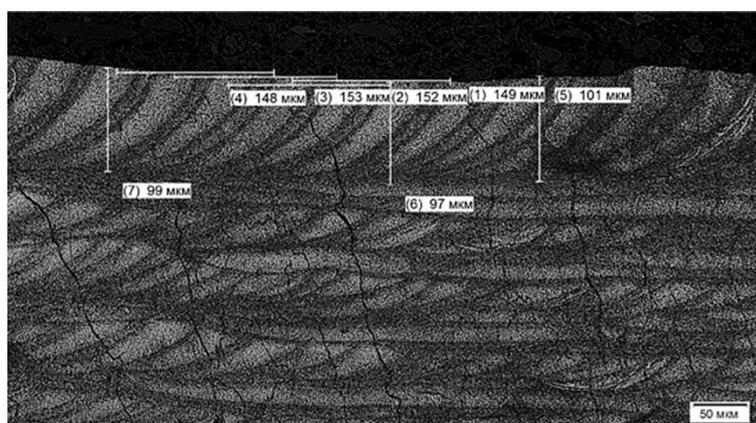


Рис. 9. Верхняя часть образца №3 с отмеченными измерениями глубины и полуширины единичной дорожки

Минимальное значение твердости образцов превышает значение 85 HV, что примерно на 25 % выше, чем у литых деталей той же марки сплава. В некоторых зонах сечения были обнаружены более темные участки металла в виде отдельных островков размером около 30 мкм, либо в виде мелкодисперсных выделений на протяженном участке. В указанных зонах твердость достигала значений в 140...160 HV. По всей видимости, в них произошло локальное изменение фазового состава, вызванное многократным воздействием термомеханических процессов во время

выращивания. Для определения характера и состава образовавшихся фаз требуется проведение соответствующих исследований.

**Единичные сплавленные дорожки.** Также была исследована конфигурация дорожек, образующих конечную деталь. Для этого проведены измерения полуширины каждой единичной дорожки, глубины и коэффициента перекрытия дорожек. На рис. 9 показана верхняя часть образца, в которой проводились измерения.

Результаты измерений показали: средняя глубина единичной сплавленной дорожки 99 мкм,

средняя ширина единичной дорожки – 301 мкм. Исходя из этого, коэффициент глубины к ширине составляет ~0,3 (критическое отношение в 0,5 принято считать границей режима глубокого проплавления), что свидетельствует о преимущественно теплопроводностном режиме плавления металла. Для образца №5 средняя глубина и размеры единичной дорожки были 89 и 280 мкм соответственно; как и ожидалось, с уменьшением удельной энергии размеры ванны расплава уменьшаются. Коэффициенты перекрытия составили 0,302 для

3-го образца и 0,281 для 5-го.

На снимках можно заметить темные зоны по границам единичной дорожки. Они представляют собой границу ванны расплава, где из-за пониженной скорости охлаждения наблюдается крупнодисперсная ячеистая структура, отличающаяся более высокой химической микронеоднородностью, что видно по значительно более выраженной травимости в сравнении с центром единичной дорожки, а также небольшая область термического влияния (рис. 10).

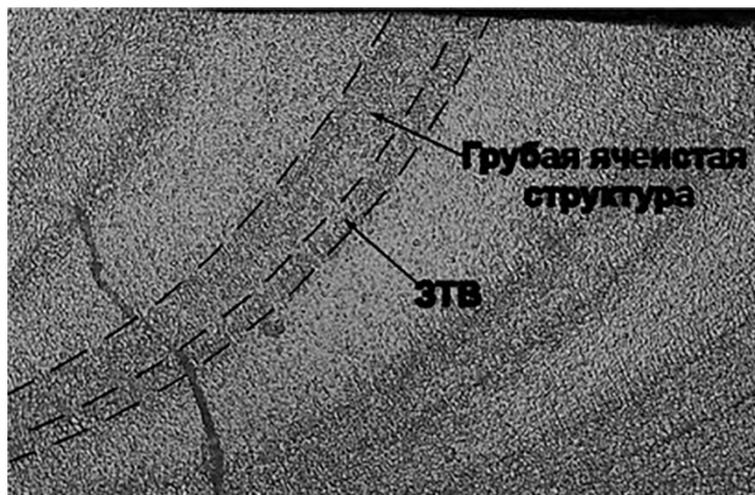


Рис. 10. Структура единичной дорожки образца №3

### Выводы

1. Минимальная пористость в образцах достигается на режимах, обеспечивающих значение удельной энергии на уровне 600 Дж/мм<sup>3</sup>. Повышение этого значения приводит к закипанию материала и образованию пор. Значения удельной энергии ниже 600 Дж/мм<sup>3</sup> не обеспечивают полного переплавления порошка, что приводит к образованию пор вследствие несплавления.

2. На исследованных режимах не наблюдается ярко выраженной зависимости микротвердости от варьируемых параметров. Форма валиков (единичной сплавленной дорожки) говорит о теплопроводностном режиме плавления в процессе лазерной обработки с участками повторного нагрева и переплавления уже сплавленных участков, что определяет неравномерность значений твердости по объему образцов.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лазерные аддитивные технологии в машиностроении: учебное пособие / А.Г. Григорьянц, И.Н. Шиганов,

А.И. Мисюров, Р.С. Третьяков – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, – 2018. – 280 с.

2. Григорьянц, А.Г., Колчанов, Д.С., Дренин, А.А. Установка для селективного лазерного плавления металлических порошков. // В сб.: Аддитивные технологии: настоящее и будущее // Матер. IV междунар. конф. ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов». – 2018. – С. 221-234.

3. Селективное лазерное плавление металлических порошков, выращивание тонкостенных и сетчатых структур / Григорьянц А.Г. [и др.] // Технология Машиностроения. – 2015. – №10. – С. 6-11.

4. Cassiopee G., Emilie Le G., Eric L. / Main defects observed in aluminum alloy parts produced by SLM: from causes to consequences. – Additive Manufacturing. 2018. vol. 22. Pp. 165-175.

5. Christian W., Damien B., Norbert P., Wilhelm M., Konrad W., Reinhart P. / Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg. – Journal of Materials Processing Technology. 2015. vol 221. Pp.112-120.

6. Ahmed H., Yi F., Mohamed A., Stephen C. / Effect of selective laser melting process parameters on the quality of Al alloy parts: powder characterization, density, surface roughness and dimensional accuracy. – Materials. 2018. vol 11.

– Pp. 2343-2364.

7. Григорьянц, А.Г., Кошлаков, В.В., Ризаханов, Р.Н., Мисуров, А.И., Фунтиков В.А., Шиганов И. Н. Формирование биметаллических структур методом коаксиального лазерного плавления // Научно-технические технологии в машиностроении. – 2019. – № 3(93). – С. 32-38.

8. Исследование свойств сплава AlSi10Mg, полученного методом селективного лазерного сплавления / Остроброд Б.Е., Сергиенко А.М., Гушин В.И., Тишин В.С., Гушина Т.Б. / Под. ред. И.С. Коберси, В.С. Новикова. // Матер. III международной междисциплинарной конференции. – Таганрог, 2001. – С. 21-25

9. Yali L., Dongdong G. Parametric analysis of thermal behavior during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy powder. – Materials and Design. 2014. vol 63. Pp. 856-867.

10. Бинков, И.И., Поваляхин, Д.В. Оптимизация режимов выращивания деталей из порошка алюминия методом селективного лазерного плавления // Политехнический молодежный журнал. – 2019. – № 5. – С. 13-25.

## REFERENCES

1. *Laser Additive Technologies in Mechanical Engineering: manual* / A.G. Grigoriyants, I.N. Shiganov, A.I. Misyurov, R.S. Tretiyakov – M: Publishing House of Bauman STU of Moscow, - 2018. – pp. 280.

2. Plant for metal powder selective laser melting. Grigoriyants A.G., Kolchanov D.S., Drenin A.A. // In Proceedings: Additive Technologies: Present and Future // *Proceedings of the IV-th Inter. Conf. FSUP "All-Russian Research Institute of Aircraft Materials"*. – 2018. – pp. 221-234.

3. Metal powder selective laser melting, growth of thin-walled and mesh structures / Grigoriyants A.G. [et al.] // *Engineering Techniques*. – 2015. – No.10. – pp. 6-11.

4. Cassiopee G., Emilie Le G., Eric L. / Main defects observed in aluminum alloy parts produced by SLM: from causes to consequences. – Additive Manufacturing. 2018. vol. 22. Pp. 165-175.

5. Christian W., Damien B., Norbert P., Wilhelm M., Konrad W., Reinhart P. / Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg. – Journal of Materials Processing Technology. 2015. vol 221. Pp.112-120.

6. Ahmed H., Yi F., Mohamed A., Stephen C. / Effect of selective laser melting process parameters on the quality of Al alloy parts: powder characterization, density, surface roughness and dimensional accuracy. – Materials. 2018. vol 11. – Pp. 2343-2364.

7. Grigoriyants, A.G., Koshlakov, V.V., Rizakhanov, R.N., Misyurov, A.I., Funtikov, V.A., Shiganov, I.N. Bimetal structure formation by method of coaxial laser melting // *Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*. – 2019. – No.3(93). – pp. 32-38.

8. Properties analysis of AlSi10Mg alloy obtained through method of selective laser fusion / Ostrobrod B.E., Sergienko A.M., Gushchin V.I., Tishin, V.S., Gushchina T.B. / under the editorship of I.S. Kobersy, V.S. Novikov // *Proceedings of the III-d Inter. Inter-Subject Conf.* – Таганрог, 201. – pp. 21-25.

9. Yali L., Dongdong G. Parametric analysis of thermal behavior during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy powder. – Materials and Design. 2014. vol 63. Pp. 856-867.

10. Binkov, I.I., Povalyukhin, D.V. Mode optimization of aluminum powder grown parts through method of selective laser melting // *Polytechnic Youth Journal*. – 2019. – No.5. – pp. 13-25.

Рецензент д.т.н. А.Г. Григорьянц

Учредитель и издатель: Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Брянский государственный технический университет"

Адрес редакции и издателя: 241035, Брянская область, г. Брянск, бульвар 50 лет Октября, 7

ФГБОУ ВО «Брянский государственный технический университет»

Телефон редакции журнала (4832) 51-51-38, 8-903-592-87-39. E-mail: naukatm@yandex.ru

Вёрстка А.А. Алисов. Технический редактор А.А. Алисов.

Сдано в набор 14.10.2020. Выход в свет 30.10.2020.

Формат 60 × 84 1/8. Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,58.

Тираж 500 экз. Свободная цена.

Отпечатано в лаборатории оперативной полиграфии

Федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего образования

"Брянский государственный технический университет"

241035, Брянская область, г. Брянск, ул. Институтская, 16

