

УДК 669.14.018.8

*Д.И. Сухов¹, П.Б. Мазалов¹, С.В. Неруш¹, Н.А. Ходырев¹***ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ НА ОБРАЗОВАНИЕ ПОРИСТОСТИ В СИНТЕЗИРОВАННОМ МАТЕРИАЛЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-4-4

Рассматриваются вопросы влияния параметров процесса селективного лазерного сплавления (СЛС) на структуру материала коррозионностойкой стали. По результатам работы определены основные зависимости между параметрами процесса СЛС. Сделаны некоторые выводы о процессе синтеза. Определено, что при пиковых значениях интервала сканирования наблюдается снижение пористости при прочих равных параметрах, поэтому для каждого сплава необходимо находить этот пик – и это лишь один из возможных путей оптимизации структуры. Другой вывод включает понятие корреляции таких параметров, как интервал сканирования и скорость сканирования. Исходя из представленных данных, был сделан вывод, что с увеличением скорости сканирования целесообразно уменьшать интервал сканирования и наоборот (при постоянных остальных параметрах). Доказано также, что при синтезе материала необходимо учитывать такой параметр, как объемная плотность энергии. Показано, что горячее изостатическое прессование (ГИП) может залечивать пористость размером <80 мкм.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление (СЛС), параметры СЛС процесса, структура, металлопорошковые композиции, поры, ГИП.

The influence of SLS process parameters on material structure is considered in this article. As the results of this work the main connections between SLS parameters were determined. Some conclusions about SLS process were made. It is shown that there are a few ways of SLS process optimization and the determination of peak hatch spacing value is one of them. Another way includes the correlation between hatch spacing and scanning speed. The increase in scanning speed value should be performed with decrease in hatch spacing value and vice versa. The other ways of SLS process optimization were also considered in this paper. The volume energy density should be taken into consideration while SLS parameters optimization is carried out. It is also shown that an applying HIP to SLS material could eliminate pores with diameter less than 80 μm.

Keywords: selective laser melting (SLS), SLS process parameters, structure, metal powder compositions, pores, HIP.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Аддитивные технологии (АТ) являются в настоящее время одними из наиболее прогрессивных методов изготовления изделий для авиационной промышленности. Это направление признано приоритетным в развитии материалов и технологий в нашей стране [1–5] – широко и активно ведутся работы как по разработке отечественных порошков для их использования в современных установках для АТ в рамках импортозамещения, так и по созданию технологических циклов для обеспечения получения готовых изделий сложной формы методами АТ с высоким комплексом механических

свойств. При таком подходе необходимо учитывать каждый аспект производства, проводить исследования влияния отдельных его элементов на свойства и структуру получаемых изделий.

Для получения деталей особо сложной формы наиболее перспективной считается технология селективного лазерного сплавления (СЛС). Она позволяет получать такие детали с высокой точностью геометрической формы и минимально необходимой финишной обработкой.

В настоящее время одним из главных направлений в аддитивных технологиях является разработка новых сплавов для конкретного метода их производства. Поскольку основным методом АТ для производства деталей из металла является СЛС, то большинство сплавов разрабатываются именно для него [6]. Но таких сплавов немного, так как разработка такого сплава для изготовления промышленных деталей сопряжена с рядом трудностей, таких как проблема сертификации, обоснование выбора установки от определенного производителя и др. Дело в том, что установки для СЛС от разных производителей имеют существенные отличия – в частности, в типах штриховки. Однако разница в установках имеет тенденцию сохраняться или даже увеличиваться, особенно с выходом на рынок многолазерных установок нового поколения.

Во многих статьях зарубежных ученых [7–13] рассматриваются различные параметры процесса СЛС и их влияние на структуру синтезированного материала. В данной статье будет рассмотрено их комплексное влияние на структуру новой разрабатываемой (наряду с новыми литейными сталями) коррозионностойкой стали 05X16H5 [14, 15].

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 10. «Энергоэффективные, ресурсосберегающие и аддитивные технологии получения деталей, полуфабрикатов и конструкций» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 г.») [3].

Материалы и методы

Из заготовок стали получали порошок методом атомизации (распыления расплава потоком аргона) на установке HERMIGA 10/100 VI, оснащенной вакуумным индукционным плавильным блоком с донным сливом. Гранулометрический состав порошка: 10–63 мкм. Рассев порошка осуществляли в промышленном виброгрохоте ConceptLaser QM Powder. Проводили также отделение тонкой (<10 мкм) фракции на газодинамическом сепараторе (классификаторе) установки HERMIGA 10/100 VI. Исследование фракционного состава полученных порошков проводили на лазерном анализаторе размеров частиц Analizette 22 фирмы Fritsch, исследование структуры гранул – на растровом электронном микроскопе JSM 840.

Процесс СЛС порошка проводили в установке ConceptLaser M2 Cusing (Германия), внешний вид которой приведен на рис. 1. Сплавление порошка проводили в среде азота (вырабатываемого штатным генератором N2 Midigas 2 фирмы ConceptLaser).

Горячее изостатическое прессование (ГИП) проводили в газостате «Квинтус-16» фирмы ASEA (Швеция), оборудованном молибденовым нагревателем.

Исследование пористости в состоянии СЛС проводили на нетравленных шлифах на металлографическом комплексе фирмы Olympus. Поверхности шлифов всех образцов просматривали полностью при увеличении $\times 200$, для исследования выбирали места с наибольшим количеством микропор.



Рис. 1. Установка селективного лазерного сплавления металлических порошков Concept-Laser M2 Cusing

Результаты и обсуждение

Таблицу, в которой указаны все характеристики режимов, выбранных для исследования конкретного материала, в аддитивных технологиях, принято называть «сеткой параметров». Процесс исследования режимов с одновременной их отработкой носит итерационный характер. После формирования первой сетки параметров для конкретного сплава последующие сетки обычно являются следующими итерациями выбранных лучших режимов из первой сетки.

За базовый режим при отработке параметров СЛС был принят режим сплавления специализированной стали разработки фирмы ConceptLaser марки CL20:

- мощность лазера $P=195$ Вт;
- скорость сканирования $V=1100$ мм/с;
- интервал сканирования $A_1=105$ мкм;
- перекрытие «островков» $A_2=A_3=22,5$ мкм;
- ожидаемый диаметр зоны плавления $d=150$ мкм.

На основе базового режима разработана первая сетка параметров, состоящая из 45 режимов (1–45). Интервалы варьирования параметров следующие: $P=185–195$ Вт, $V=800–1500$ мм/с, A_1 – от 75–105 мкм, $A_2=A_3=15–22,5$ мкм при размере «островков» 5×5 мм. Внешний вид образцов на платформе построения приведен на рис. 2. Выращено два набора по 45 образцов за один цикл, второй набор подвергали ГИП. После этого проводили сравнение пористости образцов без ГИП и с ГИП для оценки эффективности этой операции пост-обработки.

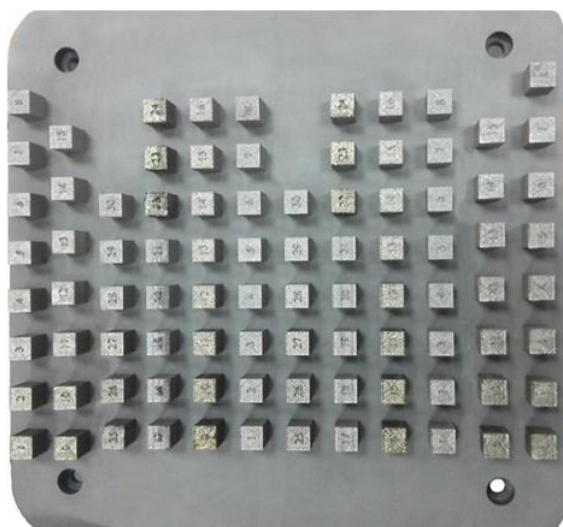


Рис. 2. Образцы из сплава 05X16H5 на платформе построения

В первой сетке параметров не обрабатывали контур деталей, чтобы не вносить дополнительные переменные в процесс обработки режимов на данной стадии исследований. Во всех режимах параметры для контура соответствовали параметрам для основного материала. Количество проходов лазера по контуру и основному металлу было однократным, и для каждого режима применяли один контур. Исключением являлись экспериментальные режимы 22–26, где каждый слой порошка сплавляли дважды, как и контур. Размер «островков» для этих режимов также отличался от всех остальных: 3×3 мм. Отступ лазера (*beam offset*) – расстояние от края «островка» до края детали – устанавливали 65 мкм для всех режимов, кроме режимов 9–16, для которых его увеличили до 110 мкм. Тип штриховки – шахматная, кроме режимов 17–21 с диагональной штриховкой. Диаметр ожидаемой зоны плавления выбрали 150 мкм, для режимов 31–45: 125 мкм.

Такой подход к построению сетки параметров позволяет установить основные зависимости влияния отдельных параметров на пористость синтезированного материала.

Вначале визуально проконтролировали изображения шлифов в сечении *XZ* на предмет наличия пор и трещин. Ни в одном из образцов трещин не обнаружено. Затем выбрали основные интересующие параметрические зависимости и на соответствующих им образцах определили пористость в направлениях *XZ* и *XY*. Если данных было недостаточно для построения зависимостей, то дополнительно определяли пористость на других образцах.

В образцах наблюдались поры разной природы – газовые сферические поры, причиной которых является захватывание газа ванной расплава при избыточном переплаве, и непроплавленные участки, причиной которых является недостаток энергии для их сплавления. Причем непроплавленные участки могут иметь вид как просто несплошностей структуры (причина – недостаток мощности лазера), так и неправильных структурных образований (причина – слишком большая скорость сканирования) (рис. 3). Последние образуются из-за так называемого *balling*-эффекта, механизм которого реализуется согласно эффекту Марангони. Применительно к методу СЛС *balling*-эффект заключается в том, что из-за слишком большой скорости сканирования ванна расплава становится нестабильной, и в процессе сплавления происходит разрыв поверхности пленки расплава с образованием сферических или близких к ним по форме частиц – *balls*.

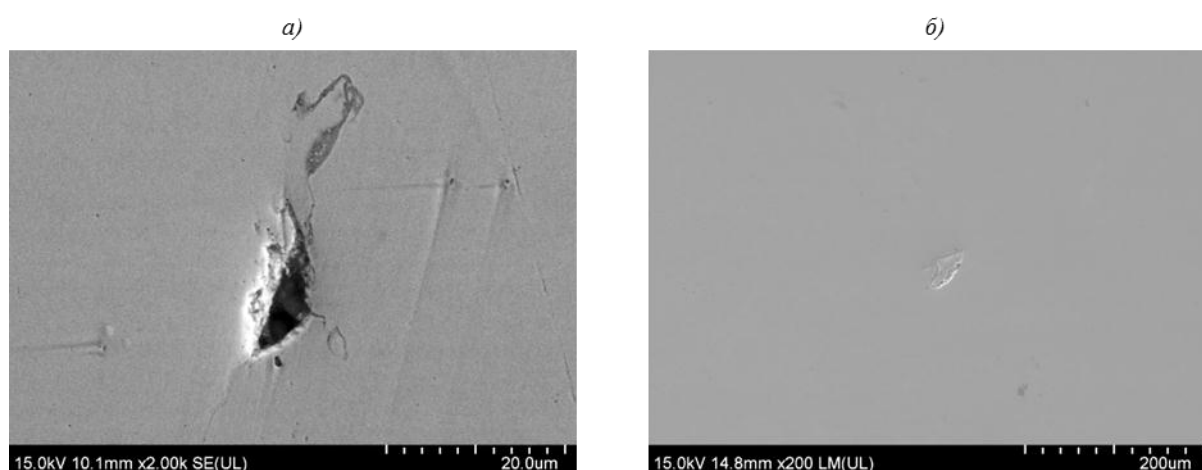


Рис. 3. Виды непроплавленных участков:
а – несплошность структуры; б – результат *balling*-эффекта

Очень высокая пористость также наблюдалась во всех образцах группы 17–21. Таким образом, можно констатировать, что применение диагональной штриховки при варьировании параметров для коррозионностойкой стали не приводит к положительным результатам по пористости.

Результаты анализа пористости приведены в табл. 1.

Таблица 1

Результаты анализа синтезированного материала из сплава 05X16H5

Условный номер режима	Объемная доля пор, % – разброс на 10 полях зрения при $\times 100$ в сечении		Количество пор на поле зрения, мм^{-2} – разброс в сечении	
	XУ	XZ	XУ	XZ
1	0,11 (0,05–0,35)	0,07 (0,03–0,15)	7 (4–12)	6 (2–8)
2	0,22 (0,12–0,48)	0,15 (0,09–0,28)	9 (5–15)	10 (6–15)
3	0,36 (0,21–0,57)	0,50 (0,23–0,98)	18 (8–25)	18 (13–28)
4	2,06 (0,85–3,37)	1,99 (0,86–2,94)	36 (25–47)	30 (20–40)
5	2,13 (1,28–3,18)	2,99 (2,24–4,15)	39 (26–47)	38 (30–44)
9	0,28 (0,16–0,46)	0,22 (0,16–0,30)	7 (4–12)	5 (3–7)
10	0,13 (0,04–0,31)	0,21 (0,06–0,48)	6 (2–10)	5 (2–7)
11	0,38 (0–2,62)	0,20 (0,13–0,35)	6 (0–9)	6 (2–16)
12	0,24 (0,02–0,45)	0,31 (0,13–0,70)	7 (2–17)	6 (4–9)
13	0,62 (0,12–1,04)	0,34 (0,22–0,64)	9 (4–15)	7 (4–12)
41	0,11 (0,04–0,28)	0,15 (0,06–0,30)	4 (2–6)	5 (2–8)
42	0,08 (0,02–0,16)	0,21 (0,10–0,38)	4 (2–6)	7 (2–9)
43	0,16 (0,02–0,66)	0,03 (0,01–0,07)	8 (4–11)	6 (1–10)
44	0,59 (0–2,36)	0,013 (0,07–0,25)	12 (0–18)	15 (10–24)
45	0,73 (0,07–1,79)	1,19 (0,98–1,39)	21 (11–30)	28 (19–37)

Продолжение

Условный номер режима	Максимальный размер поры $D_{i \max}$, мкм, в сечении		Средний диаметр пор, мкм, в сечении		Средний максимальный диаметр пор, мкм, в сечении	
	XУ	XZ	XУ	XZ	XУ	XZ
1	90,4	49,9	12,6 \pm 1,3	11,6 \pm 0,9	14,8 \pm 1,5	13,9 \pm 1,2
2	141,0	89,7	15,8 \pm 1,4	12,6 \pm 1,0	20,6 \pm 2,0	15,6 \pm 1,3
3	101,4	109,9	15,9 \pm 0,8	17,3 \pm 1,0	21,0 \pm 1,2	21,8 \pm 1,2
4	329,5	291,6	23,5 \pm 1,8	25,7 \pm 1,5	30,7 \pm 1,5	32,8 \pm 1,9
5	244,9	268,0	23,5 \pm 1,1	28,7 \pm 1,3	30,9 \pm 1,5	36,7 \pm 1,7
9	62,6	105,1	18,6 \pm 1,4	22,3 \pm 2,4	22,0 \pm 1,7	27,6 \pm 3,1
10	73,0	72,3	15,0 \pm 1,5	22,5 \pm 1,9	17,9 \pm 1,8	26,4 \pm 2,4
11	298,1	104,5	18,9 \pm 3,4	16,1 \pm 1,6	23,9 \pm 4,4	19,4 \pm 2,0
12	171,2	131,8	19,1 \pm 2,1	20,2 \pm 2,2	24,7 \pm 3,0	24,8 \pm 2,8
13	316,0	141,2	26,0 \pm 3,1	22,2 \pm 2,1	35,6 \pm 4,8	28,4 \pm 3,1
41	80,0	58,6	14,9 \pm 1,7	16,1 \pm 1,5	17,0 \pm 2,0	19,0 \pm 1,8
42	96,8	78,9	13,3 \pm 1,7	16,2 \pm 1,6	16,0 \pm 2,4	19,0 \pm 1,8
43	166,5	69,4	13,6 \pm 1,5	7,5 \pm 0,7	17,6 \pm 2,3	9,1 \pm 1,0
44	369,0	87,6	20,6 \pm 2,3	10,6 \pm 0,6	27,8 \pm 3,3	13,6 \pm 0,8
45	168,5	232,6	19,2 \pm 1,1	21,4 \pm 1,2	24,5 \pm 1,4	27,3 \pm 1,6

Наилучший результат получен при сплавлении по режиму 1. Помимо того, что такой образец обладает самым низким значением пористости по направлению XУ (0,11%), его результаты по направлению XZ (0,07%) также хорошие – лишь два режима превосходят его. Поэтому комплексно по результатам измерений в двух направлениях образец является оптимальным в данной сетке параметров и может служить базой для

дальнейших итераций. Поры в нем имеют средний размер диаметра ~ 12 мкм и средний максимальный размер 14–15 мкм.

Другой режим, который выбрали для последующих итераций, – режим 43, имеющий хороший результат по направлению XZ (0,03%) в сочетании с 0,16% – по направлению XY. По направлению XZ средний размер пор для него наименьший среди остальных режимов: 7 мкм. Ключевым моментом при выборе этого режима является то, что он имеет преимущество перед режимом 1 по скорости сканирования: 1000 против 800 мм/с.

В методе СЛС одним из важнейших аспектов отработки режимов служит повышение производительности изготовления материала из конкретного сплава. Поэтому при выборе режима необходимо всегда обращать внимание на скорость сканирования и стремиться к ее повышению. Именно поэтому в качестве второго режима для дальнейших итераций выбрали режим 43.

Микроструктура образцов, изготовленных по режимам 1 и 43, и фотографии поверхности этих образцов приведены на рис. 4.

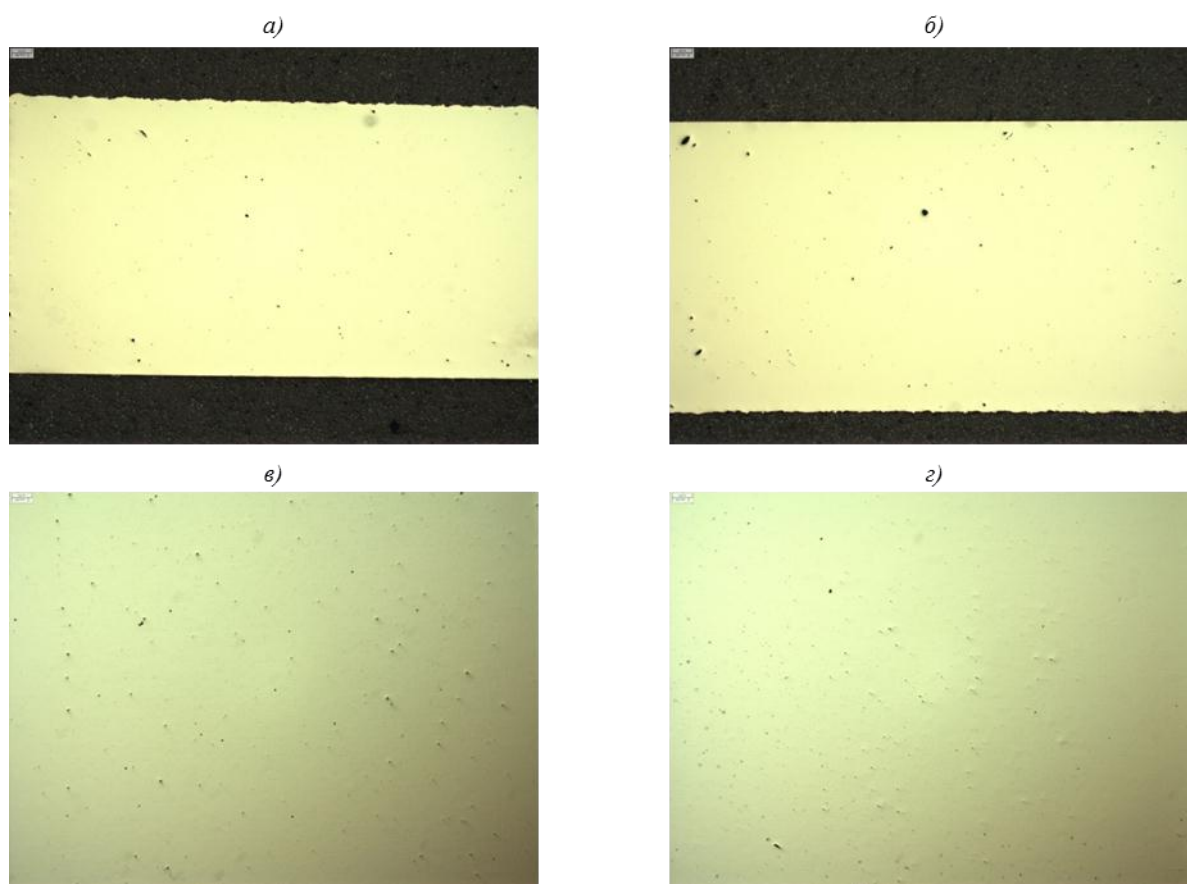


Рис. 4. Микроструктура ($\times 12,5$; оптическая микроскопия) образца 1 по направлениям XY (а) и XZ (в) и образца 43 по направлениям XY (б) и XZ (г)

На рис. 5 приведен график зависимости объемной плотности энергии от скорости сканирования при постоянной мощности лазера 195 Вт. На графике показаны микроструктуры, соответствующие различным уровням снижения объемной плотности энергии (по направлению XZ – для интервала 105 мкм). Видно, как сказывается нехватка плотности энергии на качестве материала – при скорости сканирования 1500 мм/с получается уже несплавленный материал.

При постоянной мощности снижение скорости сканирования ведет к уменьшению количества пор. Поэтому очень часто режимы с низкой скоростью являются оптимальными, что иллюстрирует диаграмма на рис. 6, на которой отображена зависимость объемной доли пор от скорости сканирования для двух мощностей (180 и 195 Вт) и двух интервалов сканирования (87,5 и 105 мкм). Диаграмма получена по результатам анализа пористости в направлении XZ. Отметим, что для всех трех режимов высокие значения пористости получены при минимальных скоростях. Результаты, приведенные в табл. 1, позволяют транспонировать этот вывод и на результаты определения пористости, полученные при анализе шлифов по направлению XY.

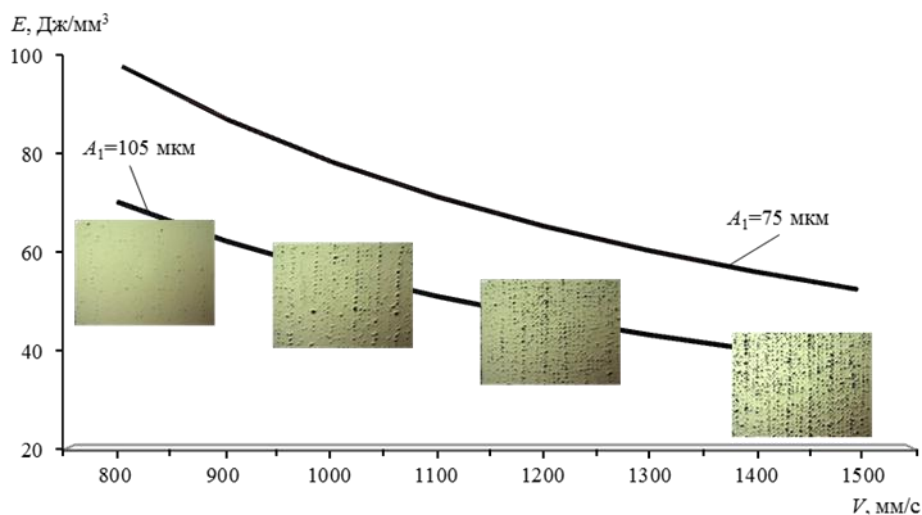


Рис. 5. Зависимость плотности энергии (E) от скорости сканирования (V) для постоянной мощности лазера 195 Вт (режимы 1–9)

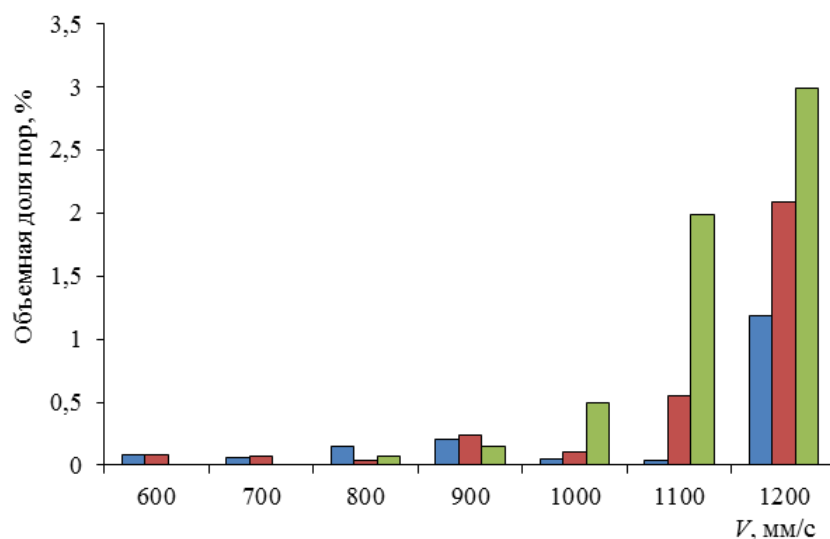


Рис. 6. Зависимость пористости образцов от скорости сканирования (V) для следующих режимов:

1 – $P=195$ Вт, $A_1=105$ мкм (■); 2 – $P=180$ Вт, $A_1=87,5$ мкм (■); 3 – $P=195$ Вт, $A_1=87,5$ мкм (■)

При меньших значениях мощности количество пор в образцах растет быстрее с увеличением скорости сканирования, при больших значениях мощности – медленнее; это справедливо при одинаковом значении интервала сканирования. Следовательно,

при больших значениях мощности предпочтительно использовать высокие значения скорости сканирования. Это подтверждается тем фактом, что лучшие результаты наблюдаются при разных скоростях: для $P=195$ Вт – при $V=1100$ мм/с, а для $P=180$ Вт – при $V=800$ мм/с. Поскольку необходимо повышать производительность процесса, то использовать высокие мощности вместе с высокими скоростями сканирования – предпочтительнее.

Однако получить хороший результат легче на низких скоростях сканирования. Более того, с увеличением скорости сканирования стабильность результатов при варьировании параметров режима падает и требуется больше итераций для нахождения оптимальных значений параметров.

Сократить их количество можно, если обратиться к объемной плотности энергии. На рис. 7 представлены зависимости объемной доли пор от объемной плотности энергии для тех же режимов, которые указаны на рис. 6.

Таким образом, в первом приближении, исходя из графиков на рис. 7, можно сделать вывод, что с повышением объемной плотности энергии снижается процентное содержание пор, и это утверждение иллюстрирует ход кривой 1 на рис. 7. Однако две другие кривые на том же рисунке показывают, что утверждение справедливо лишь в определенном интервале значений объемной плотности энергии. При ее увеличении выше определенного значения наблюдается повышение пористости изделий, т. е. для каждого материала необходимо определять оптимальный интервал значений объемной плотности энергии и варьировать параметры, основываясь на этих значениях. Для стали 05X16H5 интервал составил $E=65\div 79$ Дж/мм³.

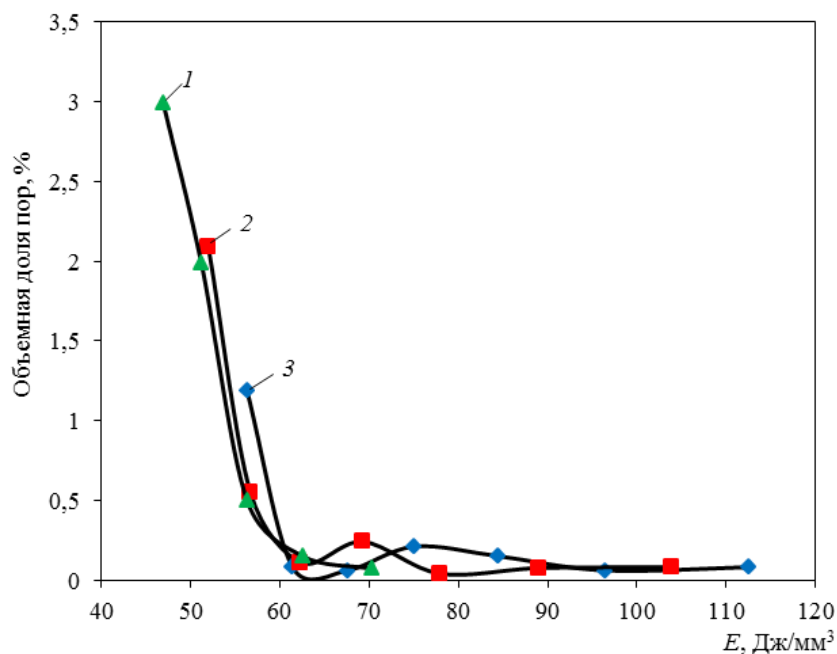


Рис. 7. Зависимость пористости образцов от объемной плотности энергии (E) для следующих режимов сканирования:

1 – $P=195$ Вт, $A_1=105$ мкм; 2 – $P=180$ Вт, $A_1=87,5$ мкм; 3 – $P=195$ Вт, $A_1=87,5$ мкм

Результаты показали, что если режим является отработанным по основным параметрам и с его помощью получены хорошие результаты по пористости материала, то в качестве более тонкой отработки рекомендуется снижение перекрытия «островков». Таким образом, при остальных постоянных параметрах небольшое снижение значения перекрытия «островков» ведет к снижению пористости.

Следует отметить, что увеличение интервала сканирования ведет к уменьшению количества пор по сечению XU и увеличение объемной плотности энергии ведет к уменьшению количества пор по направлению XZ , что обусловлено физическими аспектами процесса СЛС. Поэтому эти тенденции также необходимо учитывать при обработке режимов.

Как указано ранее, вторую часть синтезированных по режимам первой сетки образцов подвергали ГИП по режиму: 1130°C, 1720 МПа, 120 мин. Это сделано для определения критического размера пор, которые могут быть полностью залечены с использованием операции пост-обработки. После ГИП оценивали пористость образцов по методике, примененной ранее для аналогичных синтезированных образцов. Результаты приведены в табл. 2.

Сравнивая результаты синтезированного материала и материала после ГИП можно отметить, что для четырех режимов удалось полностью убрать пористость операцией ГИП, включая один из выбранных режимов для дальнейших итераций – режим 1.

По второму режиму для итераций – режиму 43 – на шлифах из материала, изготовленных по нему, обнаружена всего одна пора в сечении XU . Ее размер составил 14,8 мкм. Очевидно, что это уменьшенная в размерах пора, аналогичная поре максимального сечения, указанной в табл. 1, размером ~170 мкм. Остальные поры в обоих сечениях для данного режима успешно залечены с помощью операции ГИП.

Таблица 2

Результаты анализа материала из сплава 05X16H5 после ГИП

Условный номер режима	Количество пор на шлифе в сечении		Максимальный размер поры $D_{i \max}$, мкм, в сечении		Средний диаметр пор, мкм, в сечении	
	XU	XZ	XU	XZ	XU	XZ
1	–	–	–	–	–	–
2	–	2	–	5,9	–	4,7
3	1	4	8	14,3	8	7,8
4	–	23	–	191,5	–	26
5	1	20	4,5	16,5	4,5	14,2
9	–	–	–	–	–	–
10	–	–	–	–	–	–
11	–	1	–	3,5	–	3,5
12	–	–	–	–	–	–
13	–	2	–	10	–	7
41	–	–	–	–	–	–
42	2	–	6	–	5,8	–
43	1	–	14,8	–	14,8	–
44	3	1	8,8	6,4	6,3	6,4
45	2	2	11,5	14,7	11,2	14,6

Таким образом, операция ГИП для синтезированного материала сталей позволяет убирать поры размером вплоть до 100 мкм. Однако существует вероятность их неполного залечивания – например, в табл. 2 – режимы 2, 42, 44. Гарантированно можно констатировать залечивание пор размером 80 мкм и менее.

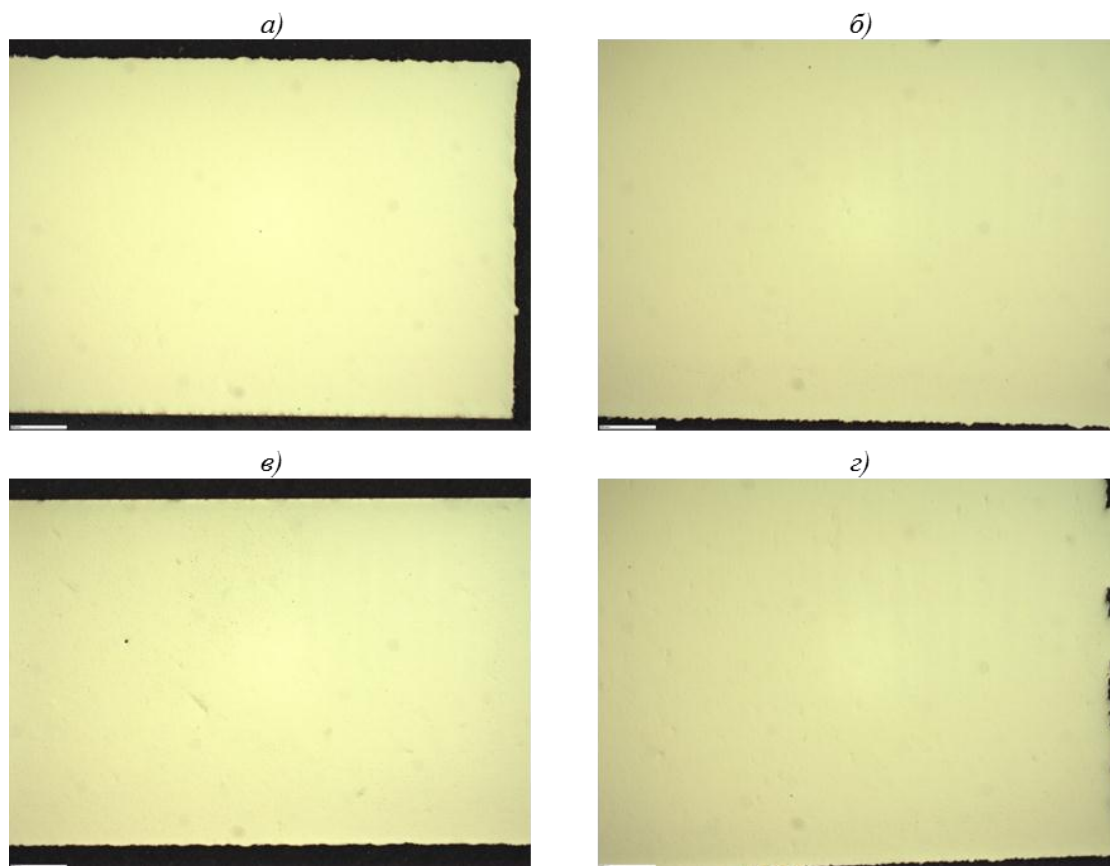


Рис. 8. Микроструктура ($\times 12,5$; световая микроскопия) образца 1 по направлениям XY (а) и XZ (в) и образца 43 по направлениям XY (б) и XZ (г) после горячего изостатического прессования

Для наглядной иллюстрации на рис. 8 приведены изображения шлифов синтезированных образцов по режимам 1 и 43 после ГИП.

Заключения

Определены основные зависимости между параметрами процесса СЛС. Сделаны некоторые выводы о процессе синтеза. Показано, что ГИП может залечивать пористость размером < 80 мкм.

При пиковых значениях интервала сканирования наблюдается снижение пористости при прочих равных параметрах, поэтому для каждого сплава необходимо находить этот пик.

Это лишь один из возможных путей оптимизации структуры. Другой – включает понятие корреляции таких параметров, как интервал сканирования и скорость сканирования. Исходя из представленных ранее данных можно сделать вывод – с увеличением скорости сканирования целесообразно уменьшать интервал сканирования и наоборот (при постоянных остальных параметрах).

Как пример практического применения полученных результатов, при отработке режимов можно столкнуться с пределом по минимальному значению интервала сканирования, в таком случае необходимо повышать мощность лазера и, соответственно, увеличивать интервал сканирования для обеспечения попадания в необходимый промежуток значений объемной плотности энергии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Что такое инновации // Наука и жизнь. 2011. №11. С. 16–21.
2. Каблов Е.Н. Основные итоги и направления развития материалов для перспективной авиационной техники // 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007: юбил. науч.-технич. сборн. М.: ВИАМ, 2007. С. 20–26.
3. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологии их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
4. Евгенов А.Г., Сухов Д.И., Неруш С.В., Рогалев А.М. Механические свойства и структура сплава системы Ni–Cr–W–Mo–Al–Ti–Nb, получаемого методом селективного лазерного сплавления // Технология машиностроения. 2016. №3. С. 5–9.
5. Евгенов А.Г., Горбовец М.А., Прагер С.М. Структура и механические свойства жаропрочных сплавов ВЖ159 и ЭП648, полученных методом селективного лазерного сплавления // Авиационные материалы и технологии. 2016. №S1. С. 8–15. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-8-15.
6. Мазалов И.С., Евгенов А.Г., Прагер С.М. Перспективы применения жаропрочного структурно-стабильного сплава ВЖ159 для аддитивного производства высокотемпературных деталей ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2016. №S1. С. 3–7. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-3-7.
7. Gu H., Gong H., Pal D. et al. Influences of Energy Density on Porosity and Microstructure of Selective Laser Melted 17-4PH Stainless Steel // Proceedings of Solid Freeform Fabrication Symposium. 2013. P. 474–479.
8. Li R., Liu J., Shi Y. et al. Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2012. Vol. 59 (9–12). P. 1025–1035.
9. Kempen K., Thijs L., Van Humbeeck J., Kruth J.-P. Processing AlSi10Mg by selective laser melting: parameter optimization and material characterization // Materials Science and Technology. 2015. Vol. 31. No. 8. P. 917–923.
10. Kruth J.-P., Froyen L., Vaerenbergh J.V. et al. Selective laser melting of iron-based powder // Material Processing Technology. 2004. Vol. 149. No. 1. P. 616–622.
11. Olakanmi E. Selective laser sintering/melting of pure Al, Al–Mg and Al–Si powders: effect of processing conditions and powder properties // Material Processing Technology. 2013. Vol. 213. P. 1387–1405.
12. Gibson I., Shi D. Material properties and fabrication parameters in selective laser sintering process // Rapid Prototyping Journal. 1997. Vol. 3. No. 4. P. 129–136.
13. Dadbakhsh S., Hao L., Sewell N. Effect of selective laser melting layout on the quality of stainless steel parts // Rapid Prototyping Journal. 2012. No. 18. P. 241–249.
14. Тоньшева О.А., Вознесенская И.М., Елисеев Э.А., Шалькевич А.Б. Новая высокопрочная экономнолегированная азотсодержащая сталь повышенной надежности // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 84–88.
15. Тоньшева О.А., Вознесенская И.М., Шалькевич А.Б., Петраков А.Ф. Исследование влияния высокотемпературной термомеханической обработки на структуру, технологические, механические и коррозионные свойства высокопрочной коррозионностойкой стали переходного класса с повышенным содержанием азота // Авиационные материалы и технологии. 2012. №3. С. 31–36.