

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Ni–Cr–W–Mo

© 2022 г. А.М. Хакимов^{1,2}, С.С. Жаткин¹, К.В. Никитин¹,
В.И. Никитин¹, В.Б. Деев^{3,4}

¹ Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия

² Филиал АО «ОДК» «НИИД», г. Москва, Россия

³ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, Россия

⁴ Уханьский текстильный университет, г. Ухань, Китай

Статья поступила в редакцию 09.11.21 г., доработана 26.11.21 г., подписана в печать 01.12.21 г.

Аннотация: Исследовано качество металлпорошковой композиции (МПК) из жаропрочного сплава ЭП648 (система Ni–Cr–W–Mo), применяемой для получения деталей методом прямого лазерного выращивания (DMD-технология). Установлено, что по основным требованиям (химический и гранулометрический составы, чистота, насыпная плотность, текучесть, влажность) МПК соответствует ТУ 136-225-2019. Рассмотрено влияние параметров прямого лазерного выращивания (мощность лазерного излучения, скорость наплавки) на структуру и микротвердость опытных образцов. Наибольшее количество дефектов (скопления мелких усадочных пор и несплавления) формируется в образце, полученном при мощности лазерного излучения $P = 1000$ Вт и скорости наплавки $v = 40$ мм/с. При этом дефекты имеют максимальные размеры. Наименьшее число дефектов наблюдается в образцах, полученных при $P = 1400$ и 1600 Вт и $v = 45$ и 38 мм/с. В этом случае формируется наиболее однородная структура зон лазерной наплавки из-за полного плавления частиц порошка и растекания расплава. Тем не менее в структуре образца, выращенного при $P = 1600$ Вт и $v = 38$ мм/с, имеются трещины, расположенные по границам субзерен в центре треков наплавки. Их образование вызвано перегревом материала из-за повышенной мощности лазерного излучения и накоплением высоких внутренних напряжений от предыдущих выращенных слоев. Микротвердость образцов, полученных по всем режимам прямого лазерного выращивания, меняется незначительно в пределах 270–310 НВ. По результатам проведенных исследований установлено, что наиболее оптимальная структура формируется в образце, полученном при мощности лазера 1400 Вт и скорости наплавки 45 мм/с.

Ключевые слова: аддитивные технологии, DMD-технология, прямое лазерное выращивание, металлпорошковая композиция, режимы наплавки, макроструктура, микроструктура.

Хакимов А.М. — аспирант кафедры «Литейные и высокоэффективные технологии» Самарского государственного технического университета (СамГТУ) (443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244), начальник отдела лазерной обработки филиала АО «ОДК» «НИИД» (105118, г. Москва, пр-т Буденного, 16).
E-mail: alexeykhakimov@yandex.ru.

Жаткин С.С. — канд. техн. наук, профессор кафедры «Литейные и высокоэффективные технологии» СамГТУ.
E-mail: laser@samgtu.ru, sergejat@mail.ru.

Никитин К.В. — докт. техн. наук, профессор, декан факультета машиностроения, металлургии и транспорта СамГТУ.
E-mail: kvn-6411@mail.ru.

Никитин В.И. — докт. техн. наук, профессор, зав. кафедрой «Литейные и высокоэффективные технологии» СамГТУ.
E-mail: tlp@samgtu.ru.

Деев В.Б. — докт. техн. наук, профессор факультета машиностроения и автоматизации Уханьского текстильного университета (Textile Road, 1, Hongshan District, Wuhan, 430073, P.R. China),
гл. науч. сотрудник лаборатории «Ультрамелкозернистые металлические материалы»,
профессор кафедры «Обработка металлов давлением» НИТУ «МИСиС» (119991, г. Москва, Ленинский пр-т, 4).
E-mail: deev.vb@mail.ru.

Для цитирования: Хакимов А.М., Жаткин С.С., Никитин К.В., Никитин В.И., Деев В.Б. Влияние технологии прямого лазерного выращивания на структуру и свойства жаропрочного никелевого сплава системы Ni–Cr–W–Mo. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2022. Т. 28. № 2. С. 60–70. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2022-2-60-70.

Effect of direct metal deposition technology on the structure and properties of Ni–Cr–W–Mo heat-resistant nickel alloy

A.M. Khakimov^{1,2}, S.S. Zhatkin¹, K.V. Nikitin¹, V.I. Nikitin¹, V.B. Deev^{3,4}

¹ Samara State Technical University (SSTU), Samara, Russia

² Branch JSC «UEC» «NIID», Moscow, Russia

³ National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia

⁴ Wuhan Textile University, Wuhan, P.R. China

Received 09.11.2021, revised 26.11.2021, accepted for publication 01.12.2021

Abstract: The study covers the quality of a metal powder composition (MPC) made of a heat-resistant EP648 alloy (Ni–Cr–W–Mo system) used to produce parts by direct metal deposition (DMD). It was established that the MPC meets the TU 136-225-2019 specification in terms of basic requirements (chemical composition and grain size distribution, purity, bulk density, fluidity, moisture content). The effect of direct metal deposition parameters (laser radiation power, surfacing speed) on the structure and microhardness of test samples was studied. The largest number of defects (looseness, pores and lack of fusion) is formed in the sample obtained at a laser radiation power (RP) of 1000 W and a surfacing speed of 40 mm/s. At the same time, the defects have maximum dimensions. The smallest number of such defects is observed in samples obtained at a RP power of 1400 and 1600 W and a surfacing speed of 45 and 38 mm/s. In this case, the most homogeneous structure of laser surfacing zones is formed due to the complete melting of powder particles and the melt spreading. Nevertheless, the sample obtained at a RP of 1600 W and a surfacing speed of 38 mm/s has a structure with cracks located along the faces of subgrains in the center of surfacing tracks. Crack formation is caused by material overheating due to the increased laser radiation power and accumulated high internal stresses from the previous deposited layers. The microhardness of samples obtained at all direct metal deposition modes varies slightly and amounts to 270–310 HV. According to the research results, it was found that the most optimal structure is formed in the sample obtained at a RP of 1400 W and a surfacing speed of 45 mm/s.

Keywords: additive technologies, DMD technology, direct metal deposition, metal powder composition, surfacing modes, macrostructure, microstructure.

Khakimov A.M. — Graduate student of the Department of foundry and high-efficiency technologies, Samara State Technical University (SSTU) (443100, Russia, Samara, Molodogvardeyskaya str., 244), Head of the Department of Branch JSC «UEC» «NIID» (105118, Russia, Moscow, Budennogo ave., 16). E-mail: alexeykhakimov@yandex.ru.

Zhatkin S.S. — Cand. Sci. (Eng.), Professor of the Department of foundry and high-efficiency technologies, SSTU. E-mail: laser@samgtu.ru, sergejat@mail.ru.

Nikitin K.V. — Dr. Sci. (Eng.), Prof., Dean of the Faculty of mechanical engineering, metallurgy and transport, SSTU. E-mail: kvn-6411@mail.ru.

Nikitin V.I. — Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Department of foundry and high-efficiency technologies, SSTU. E-mail: tlp@samgtu.ru.

Deev V.B. — Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the School of Mechanical Engineering and Automation of Wuhan Textile University (Textile Road, 1, Hongshan District, Wuhan, 430073, P.R. China), Chief researcher of the Laboratory «Ultrafine-grained metallic materials», Prof. of the Department of metal forming, National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119991, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4). E-mail: deev.vb@mail.ru.

For citation: Khakimov A.M., Zhatkin S.S., Nikitin K.V., Nikitin V.I., Deev V.B. Effect of direct metal deposition technology on the structure and properties of Ni–Cr–W–Mo heat-resistant nickel alloy. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2022. Vol. 28. No. 2. P. 60–70 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2022-2-60-70.

Введение

Изготовление деталей сложной геометрии с применением технологий аддитивного производства (АП) в настоящее время является перспективным направлением, которое приобретает все большее распространение в машиностроительной и аэрокосмической отраслях. За сравнительно короткое время технологии АП развились в самостоятельную цифровую индустрию и все активнее внедряются в различные отрасли промышленности [1–3].

Аддитивное производство имеет несколько преимуществ по сравнению с традиционными методами изготовления металломатричных деталей: значительное сокращение сроков освоения, снижение общих затрат на жизненный цикл и повышение производительности [4].

В настоящее время известно достаточно много видов различных технологий АП и материалов для их реализации [5]. Для изготовления деталей сложной конфигурации из металлических порошков, а

также для ремонта и восстановления изношенных деталей применяют одну из разновидностей процесса селективного лазерного плавления (SLM) — прямое лазерное выращивание (direct metal deposition — DMD) [6—8]. Эта технология является сложным и многофакторным процессом с большим количеством параметров, которые влияют на окончательный результат, и относится к методам прямого подвода энергии и материала. Принципы создания изделий по DMD-технологии описаны в исследованиях [9—11].

В качестве расходных материалов используются металлопорошковые композиции (МПК) требуемых химических составов, получаемые по технологии центробежного распыления, которое реализуется за счет оплавления торца быстро вращающейся заготовки. Источником нагрева могут служить электрическая дуга, плазменная струя или электронный луч. По этой схеме формирование расплава и его распыление совмещены и происходят одновременно в вакууме или инертной безобменной атмосфере, что позволяет получать более чистые по примесям МПК с меньшим количеством дефектов по пористости внутри каждой частицы, которые имеют близкую к сферической конфигурацию [12—17].

Характерными недостатками технологии аддитивного производства деталей являются наличие многочисленных макродефектов, в частности пористости и участков несплавления, а также повышенная вероятность формирования нежелательных вторичных фаз [18—25], что оказывает существенное отрицательное влияние на механические свойства изделий. В связи с этим контроль микроструктуры является одной из ключевых задач в аддитивном производстве изделий по DMD-технологии.

Целью данной работы являлось исследование качества металлопорошковой композиции из жаропрочного сплава ЭП648 системы Ni—Cr—W—Mo, а также влияния параметров DMD-технологии на структуру и свойства опытных образцов.

Материалы и методика экспериментов

В качестве расходного материала использовали МПК с размером частиц 40—150 мкм из жаропрочного сплава ЭП648 производства АО «Композит» (Россия, г. Королев).

При проведении исследований применялись следующие методики.

- Химический состав, контроль формы частиц МПК, металлографический и микроспектральный анализы выращенных образцов осуществляли на электронном микроскопе VEGA3 LM с модулем X-Max («TESCAN», Чехия) и по методике аналитической химии — с помощью оптико-эмиссионного спектрометра («TESCAN»).

- Размер частиц МПК определяли методом сухого просеивания на наборе сит с размерами ячеек 40 и 150 мкм на виброгрохоте AS200 control («Retsch», Германия).

- Текучесть и насыпную плотность МПК оценивали при помощи калиброванной воронки (прибора Холла), изготовленной из стали марки 12X18H10T с выходным диаметром 2,5 мм. Масса порции (навески) для одного испытания на текучесть составляла $50 \pm 0,1$ г.

- Влажность МПК определяли гравиметрическим методом, основанным на высушивании в сушильном шкафу ED115 («Binder», Германия) при температуре 105—110 °С навески пробы порошка, взятого в воздушно-сухом состоянии до постоянной массы. Взвешивание пробы выполняли на весах HR-100 AZG (AND, Япония) с ценой деления 0,0001 г.

- Отсутствие или наличие посторонних включений в исследуемой МПК оценивали визуально в процессе ситового анализа путем осмотра остатка на сетке.

- DMD-технологии реализовывали на технологической установке прямого лазерного выращивания (ПЛВ) производства Института лазерных и сварочных технологий СПбГМТУ (Россия, г. Санкт-Петербург) в четырех режимах (табл. 1).

Шлифы для металлографического исследования выращенных образцов готовили вдоль направления роста в трех сечениях: на расстоянии 10 мм от краев (K1, K2) и по центральному сечению (Ц) относительно длины образца. Травление шлифов проводили в реактиве Васильева (состав: CuSO_4 — 5 г, H_2SO_4 — 1,4 мл, HCl — 50 мл, H_2O — 40 мл). Измерение микротвердости материала образцов осуществляли на приборе ПМТ-3 (ОАО «ЛОМО», Россия, г. Санкт-Петербург) с нагрузкой $p = 100$ г.

Результаты экспериментов и их обсуждение

Результаты микроспектрального анализа исходной МПК из жаропрочного сплава ЭП648 показали, что полученная партия по основным ле-

Таблица 1. Режимы прямого лазерного выращивания образцов из сплава ЭП648

Table 1. Modes of direct metal deposition of EP648 alloy samples

Параметры ПЛВ	Режимы			
	1	2	3	4
Мощность лазерного излучения (ЛИ) P , Вт	1000	1200	1400	1600
Диаметр пятна ЛИ в зоне наплавки, мм	2,7	2,7	2,7	2,7
Расход транспортирующего газа, л/мин	10	10	10	10
Вращение диска питателя, %	90	95	95	95
Вращение устройства перемешивания питателя, %	40	40	40	40
Скорость наплавки v , мм/с	40	40	45	38
Шаг слоя, мм	0,4	0,4	0,4	0,4
Погонная энергия, кДж/м	25	30	31	42

Таблица 2. Химический состав (мас.%) МПК из сплава ЭП648

Table 2. Chemical composition (wt.%) of EP648 alloy MPC

№ замера	Mn	Cr	Si	Fe	Al	B	Ti	Mo	Nb	Ce
1	0,10	33,06	0,00	0,27	1,21	0,00	0,9	2,7	0,46	0,05
2	0,12	32,77	0,00	0,42	1,2	0,00	0,9	2,82	0,78	0,00
3	0,08	32,92	0,00	0,39	0,96	0,00	0,86	2,73	0,58	0,00
4	0,08	32,83	0,00	0,30	0,88	0,00	0,81	2,69	0,57	0,08
5	0,13	33,73	0,00	0,31	0,89	0,00	0,87	2,33	0,72	0,00
6	0,11	32,92	0,00	0,29	1,15	0,00	0,89	2,99	0,61	0,02
7	0,18	32,89	0,00	0,23	1,07	0,00	0,76	2,91	0,62	0,00
8	0,16	32,58	0,00	0,27	1,12	0,00	0,82	2,80	0,62	0,00
9	0,08	32,81	0,00	0,33	1,23	0,00	0,98	3,07	0,77	0,00
10	0,18	33,35	0,00	0,34	1,01	0,00	0,83	2,82	0,70	0,04
Среднее значение	0,12	32,99	0,00	0,32	1,07	0,00	0,86	2,79	0,64	0,02
По ТУ 136-225-2019	≤0,5	32,0–35,0	≤0,4	≤4,0	0,5–1,1	≤0,008	0,5–1,1	2,3–3,3	0,5–1,1	≤0,03

гирующим и примесным элементам соответствует требованиям ТУ 136-225-2019 (табл. 2).

Содержания W, C, S и P в МПК из сплава ЭП648, определенные по методикам аналитической химии, представлены ниже, мас. %:

C 0,0482

S 0,0047

P 0,012

W 4,60

По ТУ 136-225-2019 концентрации этих элемен-

тов не должны превышать следующие значения, мас. %:

C ≤0,1

S ≤0,01

P ≤0,015

W 4,3–5,3

Анализ распределения Ni, Cr, Ti и Mo в частицах показывает высокую химическую однородность исходной МПК (рис. 1). Частицы имеют правильную сферическую морфологию, микродефекты на

Таблица 3. Свойства МПК из сплава ЭП648

Table 3. Properties of EP648 alloy MPC

Гранулометрический состав, %		Текучность, с	Насыпная плотность, г/см ³	Влажность, %
>150 мкм	<40 мкм			
0,5	3,9	14,5	4,91	0,04
≤5*	≤10*	≤27,5*	4,96±10%*	≤0,1*
* Согласно ТУ 136-225-2019.				

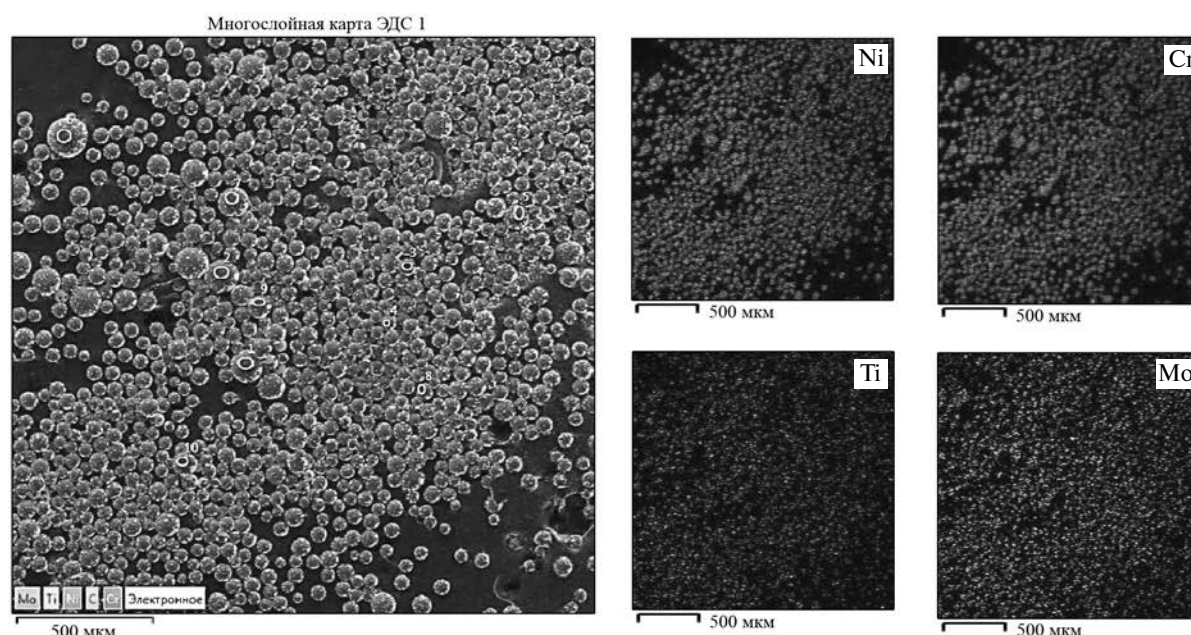


Рис. 1. Карта распределения основных элементов в частицах МПК из сплава ЭП648

Fig. 1. Map of main element distribution in EP648 alloy MPC particles

их поверхности при использованном увеличении не выявлены (рис. 2).

Таким образом, по основным физическим и технологическим свойствам МПК полностью соответствует требованиям нормативной документации (табл. 3). Посторонних включений в МПК не обнаружено.

Внешний вид образцов 1–4, выращенных по соответствующим режимам, представлен на рис. 3. Они имеют размеры 60×15×20 мм. Четко просматриваются наплавленные валики, а также достаточно однородное формирование наплавленных дорожек. Ширина валиков в наплавленных дорожках находится в интервале 1,5–1,7 мм. Смещение лазерной головки при наплавке (между центрами наплавливаемых валиков) составляло 1,6 мм.

Макроструктура образцов (1–4) после травления представлена на рис. 4. При макроанализе наибольшее количество несплошностей в виде скоплений мелких усадочных пор (МУП), а также несплавлений обнаружено в образце, полученном по режиму 1. При этом несплошности расположены по всей его высоте в виде строчек по границам валиков. В образце 2 с одного края имеются участки скоплений МУП и несплавлений со стороны подложки. На остальной поверхности шлифов эти дефекты более мелкие, распределенные по всей площади и ориентированные в строчки по границам валиков. Наименьшее их количество обнаружено в центральном сечении образца. На образцах, полученных по режимам 3 и 4, происходит наиболее качественное формирование слоев при ПЛВ:

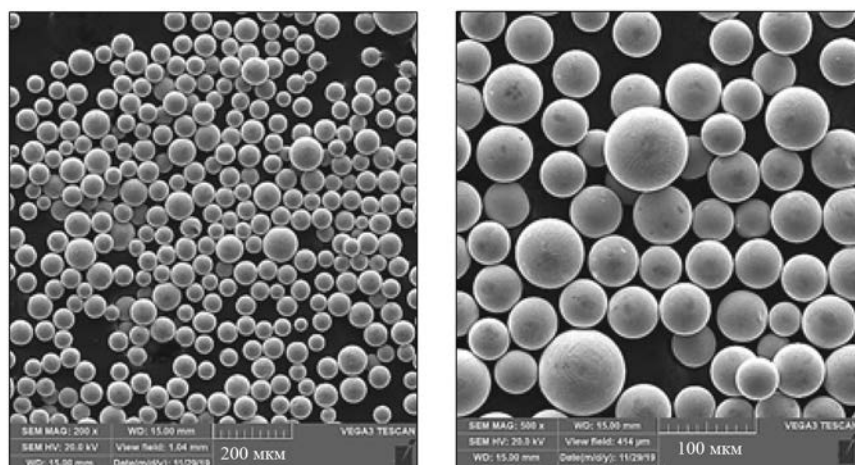


Рис. 2. Форма частиц МПК из жаропрочного сплава ЭП648 при разном увеличении

Fig. 2. Particle shape of MPC made of EP648 heat-resistant alloy at different magnifications

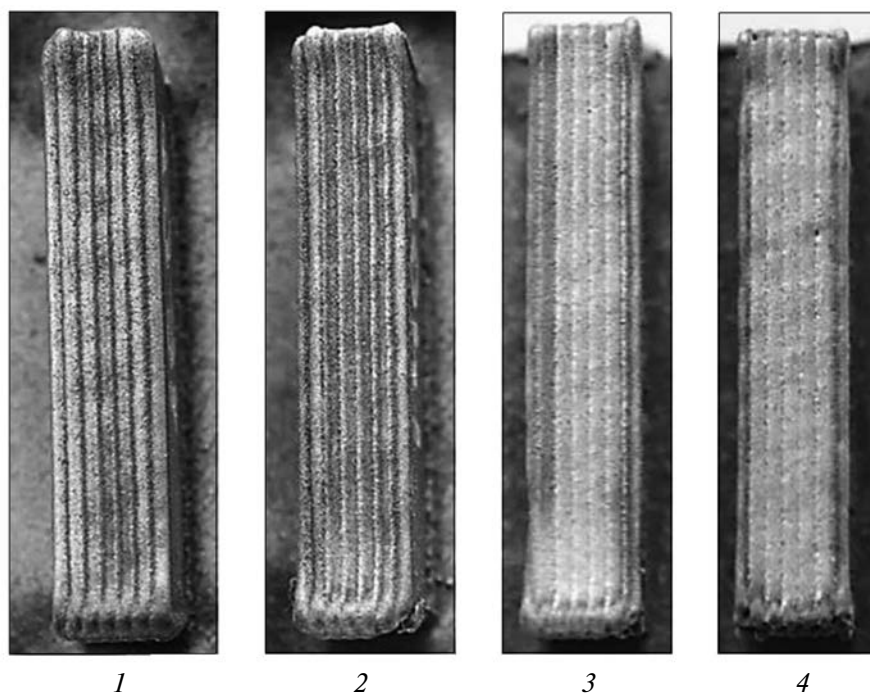


Рис. 3. Внешний вид образцов (1–4) в зависимости от режимов выращивания (см. табл. 1)

Fig. 3. Appearance of samples (1–4) depending on deposition modes (see Table 1)

в образце 3 имеется незначительное количество скоплений МУП, несплавов и пор, а в образце 4 — единичные мелкие несплавления и поры. Очевидно, что при погонной энергии выше 30 кДж/м происходит более полное плавление подаваемого порошка и, соответственно, большее растекание расплава при наплавке.

Вышеперечисленные особенности макроструктуры более детально были выявлены при микроанализе шлифов (рис. 5 и 6).

Вид и максимальные размеры дефектов, обнаруженных в образцах, полученных при разных режимах ПЛВ, приведены в табл. 4 и рис. 7.

При анализе микроструктуры материала образцов после травления установлено следующее.

- На всех образцах просматривается трековая структура, типичная для материалов, полученных методом ПЛВ (рис. 7). Треки представляют собой закристаллизовавшиеся участки расплава, имеющие в поперечном срезе вид рыбьей чешуи.

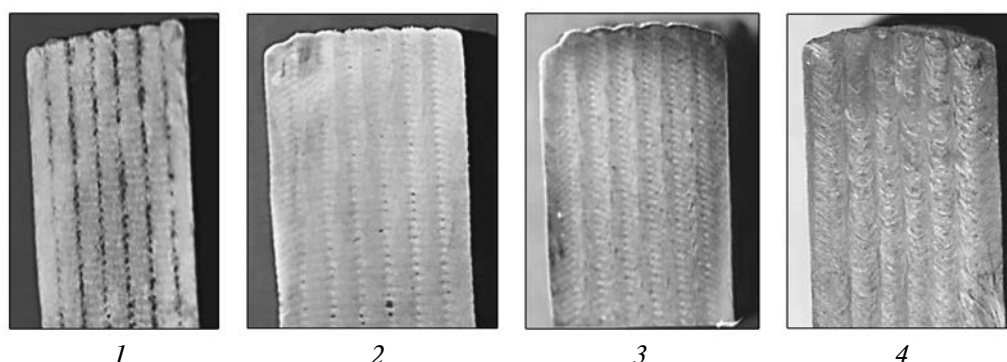


Рис. 4. Влияние режимов выращивания (см. табл. 1) на макроструктуру образцов 1–4

Fig. 4. Effect of deposition modes (see Table 1) on the macrostructure of Samples 1–4

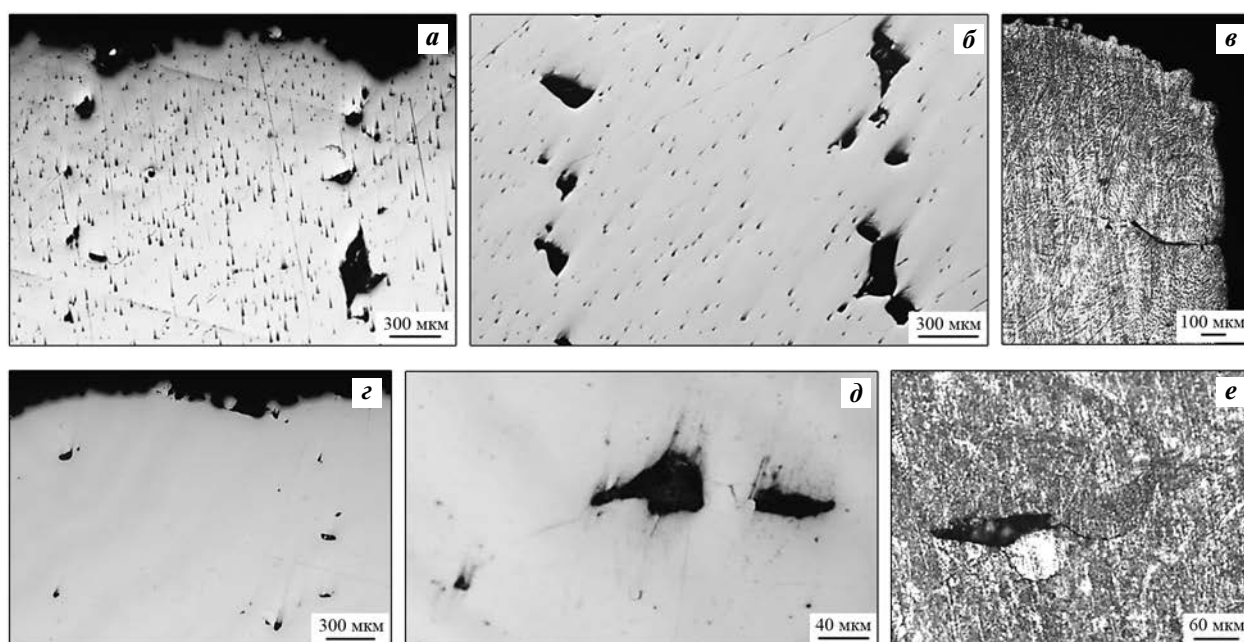


Рис. 5. Дефекты в материале образцов, изготовленных по режимам 1 (а–в) и 2 (z–e)

а, б, z, д – скопления мелких усадочных пор и несплавления в верхней и средней частях образца;
в, е – несплавления на боковой поверхности образца после травления

Fig. 5. Defects in the material of samples produced by Mode 1 (a–v) and Mode 2 (z–e)

а, б, z, д – looseness and lack of fusion in the upper and middle parts of the sample;
v, e – lack of fusion on the lateral surface of the sample after etching

Высота трека (шаг слоя) составляет 0,39–0,44 мм, расстояние между соседними треками (ширина трека) — 1,67–1,95 мм, максимальное значение которого наблюдается на образце, полученном по режиму 4.

• Во всех случаях трековая структура совпадает с шириной наплавленных валиков, а на образцах 3 и 4 в центральной зоне треков наблюдаются вытянутые крупные субзерна с преимущественной долевой ориентировкой (см. рис. 7).

• На образце 4 после травления в сечениях 4-К1 и 4-Ц имеются трещины по границам субзерен, расположенные в центральной части треков (рис. 8). Трещина с максимальной длиной ~2,3 мм наблюдается у верхнего торца образца в сечении 4-К1. После переполировки (снятия травления) на поверхности шлифа кроме трещины у верхнего торца были обнаружены мелкие трещины в центральной части, расположенные ближе к одному краю.

Таблица 4. Вид и размеры дефектов в выращенных образцах (рис. 7)

Table 4. Type and size of defects in the deposited samples (Fig. 7)

Режим	Образец	Максимальный размер дефекта, мм			Микротвердость, НВ
		Скопления МУП	Поры (диаметр)	Несплавления (длина)	
1	1-K1	0,19×0,33	0,04	0,33	272–309
	1-Ц	0,21×0,47	—	0,26	
	1-K2	0,10×0,25	—	0,38	
2	2-K1	0,03×0,13	0,005	0,1	279–309
	2-Ц	0,04×0,13	0,07	0,09	
	2-K2	0,04×0,09	0,05	0,4	
3	3-K1	0,05×0,09	0,05	0,2	279–301
	3-Ц	0,03×0,16	0,05	0,16	
	3-K2	0,05×0,09	0,06	0,43	
4	4-K1	—	0,1*	0,2	272–309
	4-Ц	—	0,07*	0,15	
	4-K2	0,03×0,11*	0,09*	0,5	

Условные обозначения: х-K1, х-K2 и х-Ц, где х – номер образца, соответствующий режиму.
 * Скопления МУП и поры приведенного размера являются единичными.
 Основная масса пор в образце имеет диаметр менее 0,02 мм.

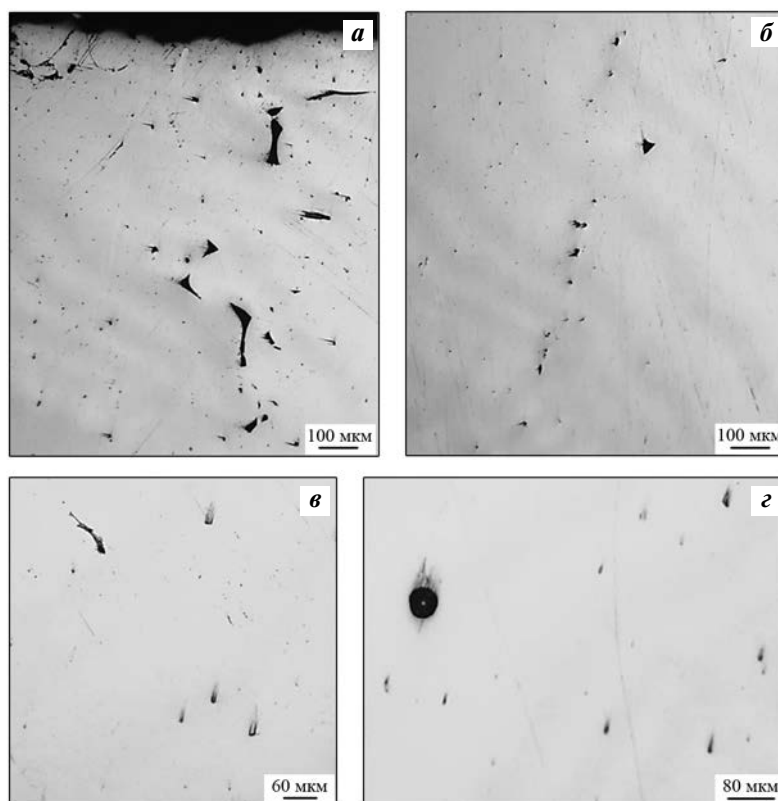


Рис. 6. Дефекты в материале образцов, изготовленных по режимам 3 (а, б) и 4 (в, г)

а, в – верхняя часть зоны наплавки; б, г – середина наплавки

Fig. 6. Defects in the material of samples produced by Mode 3 (a, б) and Mode 4 (в, г)

а, в – upper part of the surfacing zone; б, г – middle of surfacing

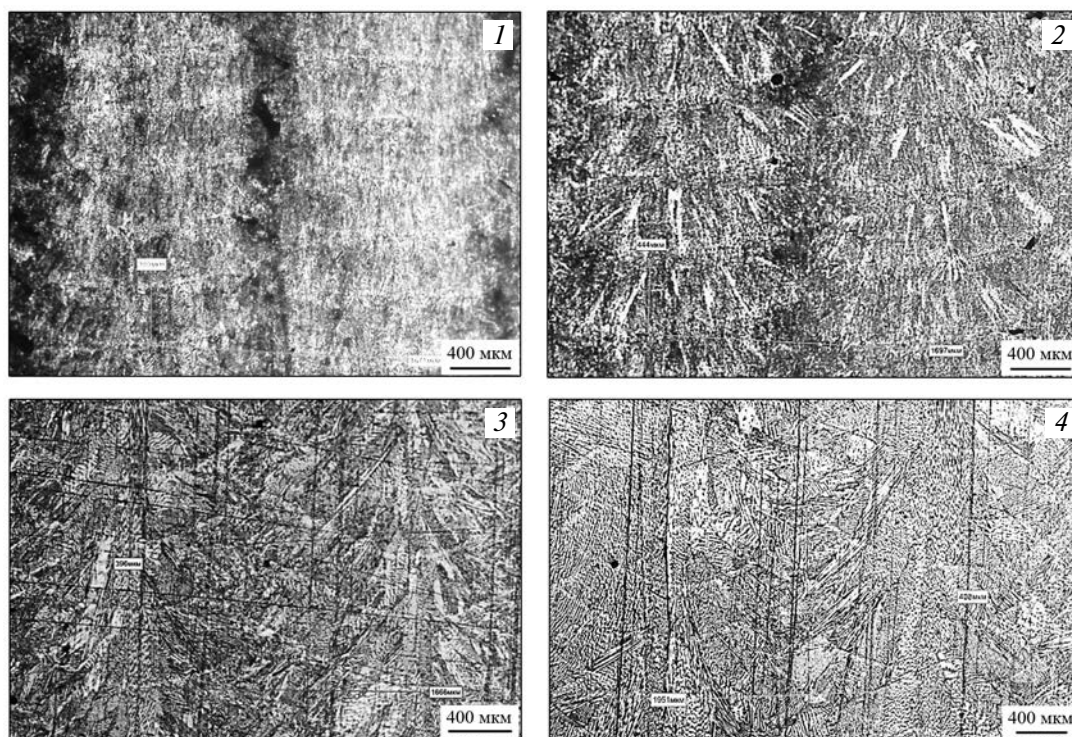


Рис. 7. Микроструктура материала по сечению наплавленных образцов, полученных по режимам 1–4 (см. табл. 1)

Fig. 7. Microstructure of the material over the cross section of samples obtained by Modes 1–4 (see Table 1)

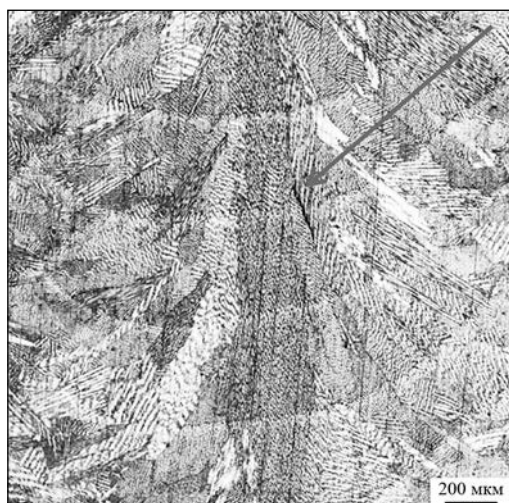


Рис. 8. Трещина в центральной зоне образца, полученного по режиму 4

Fig. 8. Crack in the central zone of the sample obtained by Mode 4

Вероятно, трещины, возникающие при лазерном выращивании объектов, являются следствием высоких накопленных напряжений от предыдущих выращенных слоев. В условиях повышенной мощности лазерного излучения уровень таких на-

копленных напряжений возрастает, что повышает вероятность формирования трещин. Поэтому правильный подбор параметров ЛИ позволит избежать образования таких дефектов.

При микроспектральном анализе, проведенном на электронном микроскопе, в трещинах было обнаружено повышенное содержание кислорода (до 27 %), свидетельствующее о наличии оксидов. При наплавке дорожки с повышенной мощностью и погонной энергией ЛИ (режим 4, табл. 1) перегретый расплав не успевает остыть в зоне с локально подающимся аргоном, и происходит его насыщение кислородом в зоне образования трещин. Вне таких зон кислород не обнаружен.

Выводы

1. Установлено, что химический состав, размеры частиц, текучесть, насыпная плотность и влажность исходной МПК из жаропрочного сплава ЭП648 соответствует требованиям ТУ 136-225-2019. Форма частиц — сферическая, с однородной структурой. При визуальном осмотре посторонних включений в МПК не обнаружено.

2. При исследовании образцов, полученных ме-

тодом ПЛВ при разных режимах выращивания, установлено, что наибольшее количество дефектов (скопления мелких усадочных пор и несплавления) имеет образец 1 (мощность ЛИ $P=1000$ Вт, скорость наплавки $v=40$ мм/с). При этом дефекты имеют максимальные размеры. Наименьшее количество подобных дефектов выявлено в образцах 3 и 4 ($P=1400$ и 1600 Вт, $v=45$ и 38 мм/с соответственно). В этом случае формируется наиболее однородная структура зон лазерной наплавки из-за полного плавления частиц порошка и растекания расплава.

3. В образце 4 ($P=1600$ Вт, $v=38$ мм/с) по сечению обнаружены трещины, расположенные по границам субзерен в центре треков. Их образование, вероятнее всего, связано с перегревом материала из-за повышенной мощности лазерного излучения и накоплением высоких внутренних напряжений от предыдущих выращенных слоев.

4. В микроструктуре всех наплавленных образцов (1–4) просматривается трековая структура, типичная для материалов, полученных методом ПЛВ. Высота треков в образцах находится в интервале значений $0,39\div0,44$ мм, а расстояние между соседними треками — $1,67\div1,95$ мм.

5. Микротвердость всех полученных образцов практически одинаковая и составляет $270\text{—}310$ НВ.

6. Установлено, что наиболее оптимальным является режим 3 ($P=1400$ Вт, $v=45$ мм/с), так как в данном случае при выращивании формируются слои без трещин и с минимальными дефектами в виде скоплений мелких усадочных пор.

7. Полученные результаты позволяют сделать вывод о перспективности дальнейших исследований по прямому лазерному выращиванию образцов из сплава ЭП648 и разработке технологии выращивания этим методом деталей для газотурбинных двигателей.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках проектной части государственного задания № 0778-2020-0005.

Acknowledgments. *The research was funded by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation as part of the project section of Government Task № 0778-2020-0005.*

Литература/References

1. Bourell D.L., Beaman J.J., Wohlers T., Frazier W., Kuhn H., Seifi M. History of additive manufacturing. In: *Additive Manufacturing Processes*. Vol. 24. ASM International, 2020. P. 1–8.
2. Hopkinson N., Hague R.J.M., Dickens P.M. Rapid manufacturing an industrial revolution for the digital age. The Atrium, Southern Gate, Chichester, England: John Wiley & Sons Ltd., 2006.
3. Attaran M. The rise of 3-D printing: The advantages of additive manufacturing over traditional manufacturing. *Business Horizons*. 2017. Vol. 60. Iss. 5. P. 677–688.
4. Gradl P., Greene S. E., Protz Ch., Bullard B., Buzzell J. Additive manufacturing of liquid rocket engine combustion devices: A summary of process developments and hot-fire testing results. In: *ASEE Joint Propulsion Conference. AIAA 2018-4625. Session: Additive manufacturing for propulsion systems I* (July 9–11, 2018, Cincinnati, Ohio, USA). P. 1–34.
5. Ngo T. D., Kashani A., Imbalzano G., Nguyen K.T.Q., Hui D. Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges. *Composites. Pt. B: Engineering*. 2018. Vol. 143. No. 15. P. 172–196.
6. Dutta Bhaskar, Palaniswamy S., Choi Juneho, Song Lijun, Mazumder Jyoti. Additive manufacturing by direct metal deposition. *Adv. Mater. Proces.* 2011. Vol. 169. P. 33–36.
7. Niu X., Singh S., Garg A., Singh H., Panda B., Peng X., Zhang Q. Review of materials used in laser-aided additive manufacturing processes to produce metallic products. *Front. Mech. Eng.* 2019. No. 14. P. 282–298.
8. Pinkerton A.J. Laser direct metal deposition: Theory and applications in manufacturing and maintenance. In: *Advances in Laser Materials Processing*. Coventry, UK, Woodhead Publ., 2010. P. 461–491.
9. Хакимов А.М., Жаткин С.С., Шедрин Е.Ю. Исследование структуры и свойств деталей из жаропрочных сплавов, полученных технологией прямого лазерного выращивания. *Известия Самарского научного центра РАН*. 2020. Т. 22. No. 2. С. 59–66.
Khakimov A.M., Zhatkin S.S., Shchedrin E.Yu. Investigation of the structure and properties of parts made of heat-resistant alloys obtained by direct laser growing technology. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiiskoi akademii nauk*. 2020. Vol. 22. No. 2. P. 59–66 (In Russ.).
10. Bo Chen, Xin Xi, Tao Gu, Caiwang Tan, Xiaoguo Song. Influence of heat treatment on microstructure evolution and mechanical properties of TiB₂/Al 2024 composites fabricated by directed energy deposition. *J. Mater. Res. Technol.* 2020. Vol. 9. Iss. 6. P. 14223–14236.
11. Xiaoqiang Zhang, Ze Chai, Huabin Chena, Luming Xu, Hao Lu, Xiaoqi Chen. A novel method to prevent cracking in directed energy deposition of Inconel 738 by in-situ doping Inconel 718. *Mater. Design*. 2021. Vol. 197. Art.109214.
12. Гуршов В.Л., Котов С.А., Цеменко В.Н. Современные

- технологии в порошковой металлургии: Учеб. пос. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2010.
- Gershov V.L., Kotov S.A., Cemenko V.N.* Modern technologies in powder metallurgy: Textbook. SPb.: Polytechnic University, 2010 (In Russ.).
13. *Zhi-Yu Han, Ping-Xiang Zhang, Li-Ming Lei, Shu-Jin Liang, Qing-Xiang Wang, Yun-Jin Lai, Jin-Shan Li.* Morphology and particle analysis of the Ni₃Al-based spherical powders manufactured by supreme-speed plasma rotating electrode process. *J. Mater. Res. Technol.* 2020. Vol. 9. Iss. 6. P. 13937–13944.
 14. *Kaplanskii Yu.Yu., Zaitsev A.A., Sentyurina Zh.A., Levashov E.A., Pogozhev Yu.S., Loginov P.A., Logachev I.A.* The structure and properties of pre-alloyed NiAl–Cr(Co,Hf) spherical powders produced by plasma rotating electrode processing for additive manufacturing. *J. Mater. Res. Technol.* 2018. Vol. 7. Iss. 4. P. 461–468.
 15. *Zhong Ch., Chen J., Linnenbrink S., Gasser A., Sui Sh., Poprawe R.* A comparative study of Inconel 718 formed by high deposition rate laser metal deposition with GA powder and PREP powder. *Mater. Design.* 2016. Vol. 107. P. 386–392.
 16. *Zhang Y., Li Z., Nie P., Wu Y.* Effect of cooling rate on the microstructure of laser-remelted Inconel 718 coating. *Metal. Mater. Trans. A.* 2013. Vol. 44. P. 5513–5521.
 17. *Lee Y., Nordin M., Babu S.S., Farson Dave F.* Effect of fluid convection on dendrite arm spacing in laser deposition. *Metal. Mater. Trans. B.* 2014. Vol. 45. P. 1520–1529.
 18. *Sui S., Chen J., Ming X.L., Zhang S.P., Lin X., Huang W.D.* The failure mechanism of 50 % laser additive manufactured Inconel 718 and the deformation behavior of laves phases during a tensile process. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2017. Vol. 91. P. 2733–2740.
 19. *Lakshmi L. Parimi, Ravi G. A., Daniel Clark, Moataz M. Attallah.* Microstructural and texture development in direct laser fabricated IN718. *Mater. Charact.* 2014. Vol. 89. P. 102–111.
 20. *Tammas-Williams S., Withers P. J., Todd I., Prangnell P.B.* The influence of porosity on fatigue crack initiation in additively manufactured titanium components. *Sci. Rep.* 2017. No. 7. P. 1–13.
 21. *Farber B., Small K.A., Allen C., Causton R.J., Nichols A., Simbolick J., Taheri M.L.* Correlation of mechanical properties to microstructures in Inconel 718 fabricated by direct metal laser sintering. *Mater. Sci. Eng. A-Struct.* 2018. Vol. 712. P. 539–547.
 22. *Sui S., Tan H., Chen J., Zhong Ch., Li Z., Fan W., Gasser A., Huang W.* The influence of laves phases on the room temperature tensile properties of Inconel 718 fabricated by powder feeding laser additive manufacturing. *Acta Mater.* 2019. Vol. 164. P. 413–427.
 23. *Konovalov S., Osintsev K., Golubeva A., Smelov V., Ivanov Y., Chen X., Komissarova I.* Surface modification of Ti-based alloy by selective laser melting of Ni-based superalloy powder. *J. Mater. Res. Technol.* 2020. Vol. 9 (4). P. 8796–8807. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.06.016.
 24. *Ageev E.V., Ageeva E.V., Altukhov A.Y.* A Study of the structure and properties of hardened additive articles obtained from electroerosion cobalt-chromium powder. *Metal Sci. Heat Treat.* 2021. Vol. 63 (3–4). P. 210–213. DOI: 10.1007/s11041-021-00672-y.
 25. *Qian S., Dai Y., Guo Y., Zhang Y.* Microstructure and wear resistance of multi-layer ni-based alloy cladding coating on 316L SS under different laser power. *Materials.* 2021. Vol. 14 (4). No. 781. P. 1–15. DOI: 10.3390/ma14040781.