

Управление структурообразованием при селективном лазерном плавлении

УДК 669.245:621.762

В. Ш. Суфияров, ведущий научный сотрудник Центра национальной технологической инициативы «Новые производственные технологии» (Центр НТИ)¹, эл. почта: Vadim.spbstu@yandex.ru

Е. В. Борисов, научный сотрудник Центра НТИ¹

И. А. Полозов, научный сотрудник Центра НТИ¹

Д. В. Масайло, научный сотрудник Центра НТИ¹

¹ ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого», Санкт-Петербург, Россия.

Аддитивные технологии представляют большой интерес для изготовления металлических изделий, так как позволяют создавать сложнопрофильные конструкции с высокими механическими характеристиками. При этом актуальным остается вопрос возможности управления процессом структурообразования в изделиях в процессе их производства. Особый интерес представляет возможность одновременного создания в изделии локальных участков с заданными микроструктурой и свойствами. Представлено комплексное исследование влияния технологических параметров процесса селективного лазерного плавления на структуру и свойства образцов из сплава Inconel 718. Приведены результаты исследований механических свойств компактных образцов, изготовленных при различной толщине слоя, как в исходном состоянии, так и после горячего изостатического прессования и термической обработки. Представлены результаты исследования возможности создания образцов с переменной микроструктурой в зависимости от используемых параметров процесса селективного лазерного плавления. Изготовлены и исследованы образцы с переменной структурой, в которых программируемо присутствуют области с мелкодисперсными равноосными зернами и крупными столбчатыми зернами. На границе этих областей наблюдается взаимное проникновение крупных и мелких зерен. Анализ EBSD показал, что изменение толщины слоя и технологических параметров процесса селективного лазерного плавления позволяет локально изменять размер и морфологию зерен материала. При этом при использовании большой толщины слоя возможны реализация режима направленной кристаллизации и образование столбчатых зерен. Показано, что после проведения термической обработки и горячего изостатического прессования различия в структуре и механических свойствах между областями сохраняются.

Ключевые слова: аддитивное производство, селективное лазерное плавление, аддитивные технологии, никелевый суперсплав, функционально-градиентный материал, управление микроструктурой, термическая обработка, порошковая металлургия.

DOI: 10.17580/tsm.2018.07.11

Введение

Среди аддитивных технологий селективное лазерное плавление (СЛП) в настоящее время рассматривают как одну из наиболее перспективных для изготовления металлических деталей [1–3]. Технология СЛП уже сейчас активно используется для производства металлических изделий, так как позволяет изготавливать заготовки, максимально приближенные по геометрии к конечному изделию, что особенно актуально в таких областях, как авиация и медицина [4–7]. В авиации, где широко используются титан и никелевые сплавы, к массе изделий предъявляют особые требования. Использование аддитивных технологий позволяет создавать детали с геометрией, обеспечивающей легкость конструкции при сохранении высоких прочностных характеристик [4].

Никелевый суперсплав Inconel 718 привлекает большое внимание исследователей и широко применяется в элементах газовых турбин, деталей аэрокос-

мических аппаратов, в нефтехимической и атомной промышленности благодаря своей термостойкости, коррозионной стойкости и высокотемпературным свойствам [8]. Традиционно из этого сплава детали изготавливают путемковки, прокатки и литья. Однако для развития современной промышленности требуется производство изделий сложной формы с высокими точностью и механическими свойствами, которые иногда невозможно обеспечить традиционными методами производства.

В литературе приводятся работы по исследованию процесса селективного лазерного плавления сплава Inconel 718, где рассматривается влияние параметров на относительную плотность, но, как правило, в них акцентируется внимание только на мощности лазера и скорости его перемещения, а значения остальных параметров остаются фиксированными [9–13]. Для управления технологическим процессом необходимо понимание закономерностей влияния параметров на конечный результат. Авторами данной

работы проведены исследования процесса СЛП сплава Inconel 718, в том числе исследование свойств исходного порошкового материала, микроструктуры и свойств компактных образцов [14], а также влияния толщины слоя в процессе СЛП на микроструктурные и механические характеристики сплава [15]. При этом мало опубликовано информации о возможности использования особенностей процесса селективного лазерного плавления для управления кристаллографической текстурой и дисперсностью микроструктуры, еще меньше информации о связи между предпочтительной анизотропией, микроструктурой и механическими свойствами сплава [16–20]. В связи с этим цель данной работы — установление закономерностей формирования структуры в зависимости от исходных технологических параметров и разработка метода изготовления и исследование свойств компактных изделий с переменной структурой.

Материалы и методика исследований

Компактные образцы были изготовлены на установке селективного лазерного плавления SLM280HL компании SLM Solutions GmbH. В качестве исходного материала использовали порошок жаропрочного никелевого сплава Inconel 718, полученный методом газовой атомизации. Химический состав порошка сплава Inconel 718, измеренный методом энергодисперсионной спектроскопии, представлен в табл. 1.

Распределение частиц по размерам определяли с использованием метода лазерной дифракции на приборе Analysette 22 NanoTecPlus с полномасштабным диапазоном 0,01–2000 мкм. Текучесть порошка оценивали при помощи калиброванной воронки Hall Flowmeter. Исследование морфологии поверхности, микроструктуры частиц и компактных образцов, характеристики текстуры дифракцией обратно отраженных электронов (EBSD) проводили с использованием сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) TESCAN Mira 3 LMU (SEM), работающего при увеличении 4–10⁶ при ускоряющем напряжении 200 В – 30 кВ; анализ EBSD проводили при ускоряющем напряжении 20 кВ с шагом 5 мкм. Рентгенофазовый анализ проводили на многофункциональном рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Advance. Испытания для определения механических свойств проводили в соответствии с ISO 6892-1 на испытательной машине Zwick/Roell Z100 с максимальным усилием 99 640 Н. Относительную плотность измеряли с использованием металлографического метода и гидростатического взвешивания. Горячее изостатическое прессование (ГИП) проводили в газостате Avure Quintus при температуре 1180 °С и давлении 150 МПа в течение 3 ч. Термическую обработку проводили в две стадии: отжиг при температуре 1065 °С в течение 1 ч с охлаждением на

Элемент	Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	Ti	Al	Co	Mn
Содержание, % (мас.)	51,4	19,4	18,5	5,3	3,4	1,0	0,7	0,1	0,1

воздухе; старение в два этапа: при температуре 760 °С в течение 10 ч, затем охлаждение до 650 °С в течение 2 ч и выдержка при 650 °С в течение 8 ч, далее охлаждение на воздухе. Исследования микроструктуры на оптическом и электронном микроскопе, а также механических свойств при комнатной температуре были проведены совместно с Делфтским техническим университетом [21].

Результаты и их обсуждение

Исследование гранулометрического состава порошка Inconel 718 показало, что 80 % всех частиц находится в интервале от 21 до 62 мкм со средним значением 37,5 мкм (рис. 1).

Исследования порошка Inconel 718 на сканирующем электронном микроскопе показали, что частицы порошка имеют округлую, близкую к сферической форму (рис. 2). Некоторые из частиц имеют наросты-сателлиты (см. рис. 2, б). Присутствие таких частиц

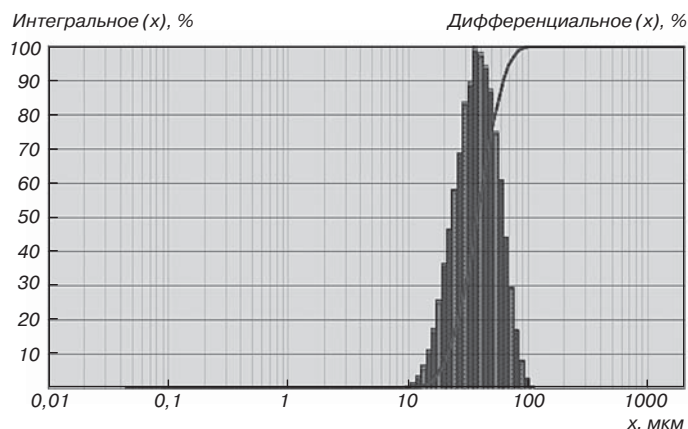


Рис. 1. Гистограмма распределения частиц по размерам порошка сплава Inconel 718

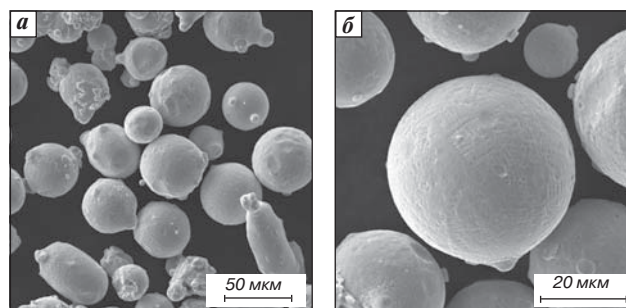


Рис. 2. SEM-изображения частиц суперсплава Inconel 718, полученных газовой атомизацией: а — общий вид; б — морфология поверхности частиц

типично для порошков, полученных в процессе газовой атомизации. Исследования морфологии поверхности частиц при большом увеличении показали, что их поверхность имеет некоторые неровности, отображающие литую микроструктуру материала и относятся к ячеисто-дендритной кристаллизации [22].

Для проведения корреляции технологических параметров процесса селективного лазерного плавления с относительной плотностью получаемых компактных образцов некоторые исследователи используют значение плотности энергии, применяя при этом различные уравнения: в некоторых случаях для линейной плотности энергии [7], в других — для объемной плотности энергии [8]. По мнению авторов статьи, значение объемной плотности энергии более применимо для оценки удельной тепловой энергии для технологии СЛП. Основные параметры, влияющие на плотность деталей, могут быть сгруппированы по уравнению объемной плотности энергии E :

$$E = \frac{P}{Vht}, \text{ Дж/мм}^3, \quad (1)$$

где P — мощность лазера, Вт; V — скорость его перемещения, мм/с; h — расстояние между отдельными проходами, мм; r — толщина слоя, мм.

Сводные результаты измерений относительной плотности компактных образцов, полученных с фиксированной толщиной слоя 30 мкм при различной плотности энергии, приведены на рис. 3.

Максимальная плотность, определенная гидростатическим взвешиванием, установлена для образца, при изготовлении которого плотность энергии составляла 63,3 Дж/мм³. Образец минимальной плотности был получен при значениях плотности энергии 47,5 Дж/мм³, при этом отмечено недостаточное плавление частиц и слияние текущего слоя с предыдущим.

Оптимальный режим для толщины слоя 30 мкм и режимы с аналогичной плотностью энергии для толщин слоев 50 и 100 мкм использовали для получения образцов для исследования микроструктуры, фазового состава и механических свойств.

В результате быстрого затвердевания в процессе СЛП (10^4 – 10^6 К/с) изначальная микроструктура состоит из ячеистых дендритов. Скорость затвердевания и размер ячеек зависят от толщины слоя и технологических параметров, используемых в СЛП.

Измерения показали, что средний размер ячеек при толщине слоя 30 мкм составляет 0,7–0,9 мкм, при толщине 50 мкм — 0,9–1,1 мкм, а при толщине 100 мкм — 1,3–2 мкм. Другие отличия в формировании микроструктуры при различных толщинах слоев показаны на рис. 4, где представлено исследование текстуры, выполненное EBSD-анализом.

Микроструктура образца, изготовленного при толщине слоя 50 мкм, имеет мелкодисперсные зерна без преобладающей ориентации, а микроструктура образца, изготовленного при толщине слоя 100 мкм, имеет столбчатые зерна с преобладающей ориентацией $\langle 001 \rangle$.

Различия в микроструктуре влияют и на прочностные характеристики. Для проведения испытаний на разрыв согласно ISO 6892-1 были изготовлены цилиндрические образцы. В табл. 2 приведены сводные данные механических характеристик образцов в различном состоянии: после СЛП; после СЛП с последующим ГИП; после СЛП, ГИП и термической обработки (отжиг со старением). Несмотря на применение режимов СЛП, позволяющих изготавливать образцы с высо-

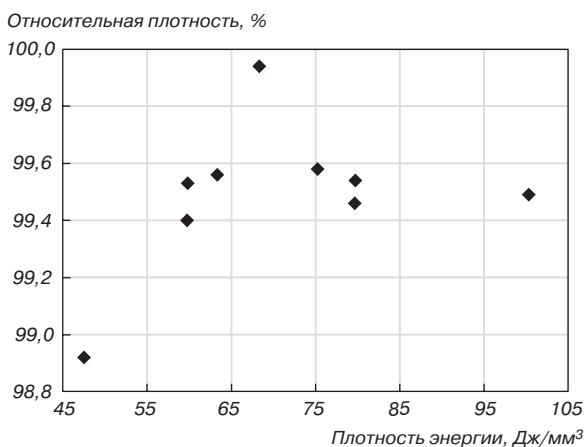


Рис. 3. Зависимость относительной плотности образцов от объемной плотности энергии

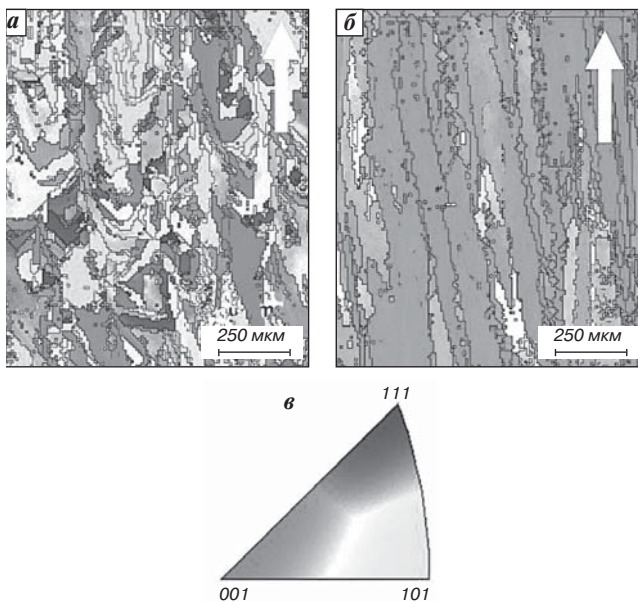


Рис. 4. Анализ EBSD-образцов, изготовленных СЛП: а — карта ориентации кристаллитов для образца с толщиной слоя 50 мкм; б — карта ориентации кристаллитов для образца с толщиной слоя 100 мкм; в — индексная карта для рисунков а и б. Направление выращивания образцов указано стрелкой

кой плотностью, в образцах присутствует небольшое число пор. Для ответственных изделий авиационного и космического назначения, изготавливаемых методом СЛП, возможно применение ГИП, позволяющее минимизировать число и размер пор. Авторами проведено изучение влияния процесса ГИП на структуру образцов (переменную) с целью исследования возможных превращений и сохранения ее переменного характера.

После отжига и старения механические свойства имеют значительно более высокие значения (см. табл. 2), что обусловлено изменением фазового состава материала, выделением упрочняющей фазы γ'' -Ni₃Nb. Механические свойства после ГИП снизились из-за

Таблица 2 Механические свойства при испытании на растяжение образцов сплава Inconel 718, изготовленных методом СЛП			
Толщина слоя, мкм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
СЛП			
30	745 ± 9	1004 ± 8	25 ± 3
50	650 ± 11	845 ± 9	28 ± 4
100	543 ± 2	782 ± 6	31 ± 6
СЛП + ГИП			
50	645 ± 6	1025 ± 14	38 ± 1
100	481 ± 11	788 ± 12	34 ± 3
СЛП + ГИП + отжиг + старение			
30	1157 ± 8	1363 ± 12	21 ± 1
50	1145 ± 16	1376 ± 14	19 ± 1
100	1065 ± 20	1272 ± 12	15 ± 4
Литье [23]	488	786	11
Горячая прокатка, зерно ~40 мкм [17]	1245	1415	24
Горячая прокатка, зерно ~100 мкм [17]	1145	1290	24

Таблица 3 Механические свойства при температуре 650 °С образцов, изготовленных с помощью СЛП и последующих ГИП и термических обработок			
Толщина слоя, мкм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
СЛП			
30	716 ± 11	828 ± 9	27 ± 4
50	650 ± 11	845 ± 9	28 ± 4
100	543 ± 2	782 ± 6	31 ± 6
СЛП + ГИП			
50	626 ± 8	857 ± 14	29 ± 1
100	479 ± 5	665 ± 7	28 ± 2
СЛП + ГИП + отжиг + старение			
50	942 ± 11	1078 ± 8	20 ± 2
100	872 ± 13	1005 ± 12	17 ± 4

роста зерен при повышенной температуре, но ГИП значительно увеличило относительное удлинение.

Для суперсплавов большое значение имеют высокотемпературные свойства; детали из сплава Inconel 718 обычно не используются в течение длительного времени при температурах выше 650 °С. В табл. 3 представлены результаты исследования кратковременной прочности образцов на растяжение до и после термической обработки и ГИП, проведенных при 650 °С согласно ISO 6892-2.

Результаты механических испытаний при повышенной температуре показали стабильные прочностные свойства с удлинением около 30 % для условий СЛП и СЛП + ГИП. Образцы после ГИП и последующего отжига и старения имеют меньшее значение относительного удлинения, однако прочность выше по сравнению с другими условиями.

Сравнивая результаты механических испытаний при комнатной и повышенной температуре образцов, изготовленных с различной толщиной слоя и с различными режимами постобработки, можно сделать вывод, что чем меньше толщина слоя, тем выше прочность.

На следующем этапе работы была проведена разработка способа изготовления образцов с заданной структурой в отдельных элементах. Для изготовления разных областей образцов использовали режимы для значений толщины слоя 50 и 100 мкм. Образцы изготавливали с различной комбинацией этих областей для определения возможности свободного варьирования их в конечном изделии. Были получены образцы, в которых области, изготавливаемые при толщине слоя 100 мкм, расположены в поперечном (рис. 5) и продольном направлениях относительно направления выращивания образцов.

EBSD-анализ образцов показал, что на границе наблюдается взаимное проникновение крупных

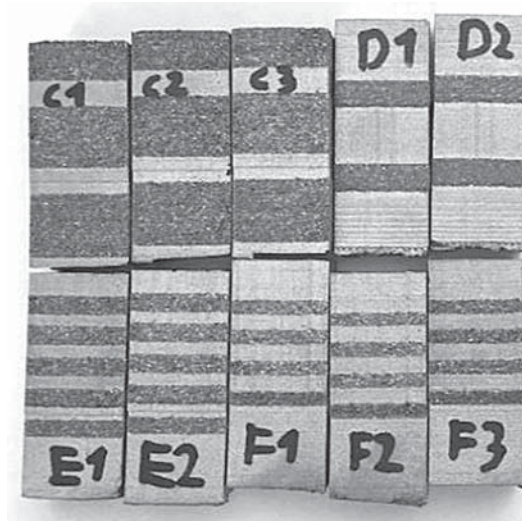


Рис. 5. Образцы с заданной структурой. Темные участки изготовлены при толщине слоя 100 мкм, светлые — 50 мкм

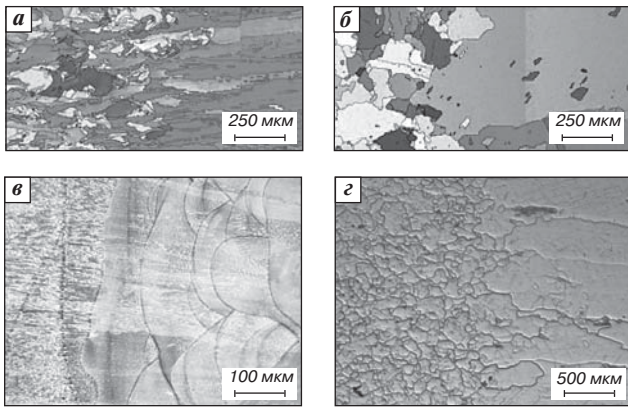


Рис. 6. Микроструктура пограничной области между участками, изготовленными при толщине слоя 50 мкм и 100 мкм после СЛП (а, в) и СЛП+ГИП (б, г)

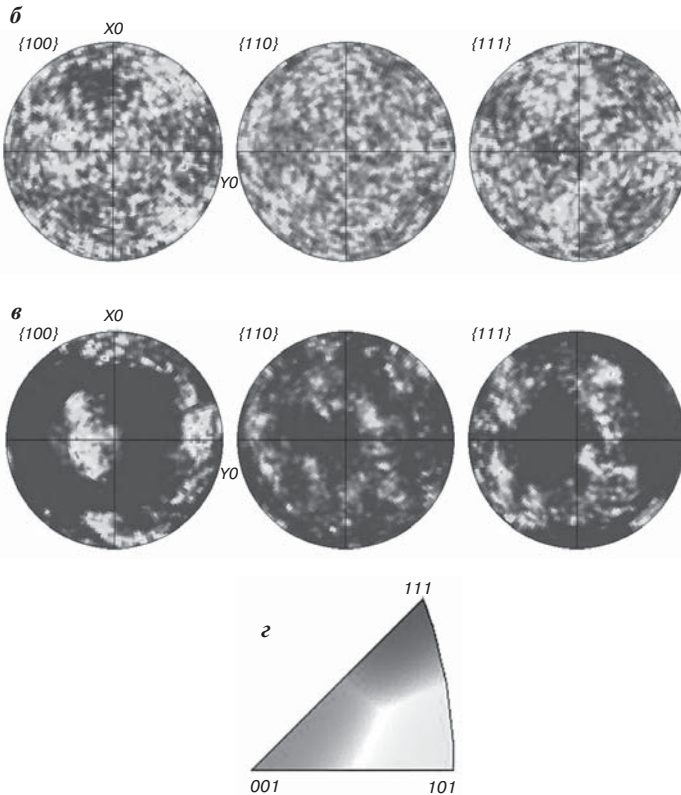
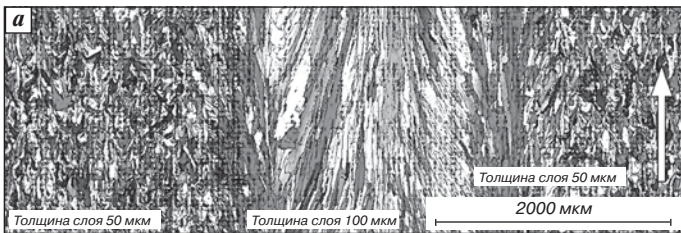


Рис. 7. EBSD-анализ образцов, изготовленных СЛП: а — карта ориентации кристаллитов для образца с центральным участком, изготовленным при толщине слоя 100 мкм; б — полюсная фигура для участка с мелкодисперсными зернами; в — полюсная фигура для участка со столбчатыми зернами; г — индексная карта ориентации кристаллитов. Направление выращивания образца указано стрелкой

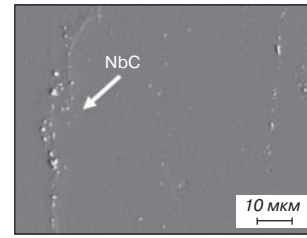


Рис. 8. СЭМ-изображение, отображающее наличие карбидов в структуре сплава

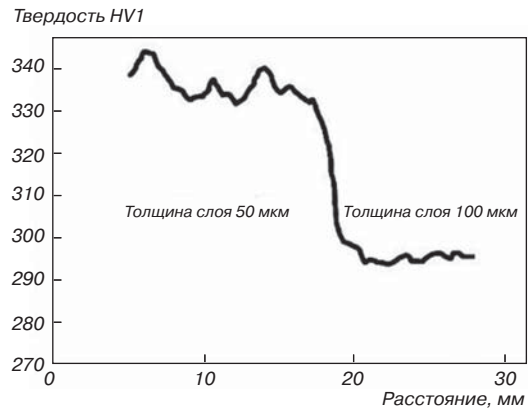


Рис. 9. Твердость образцов с переменной структурой

и мелких зерен, т. е. существует переходная область размером около 500 мкм в зависимости от взаимного расположения зон крупного и мелкого зерна (рис. 6).

На рис. 6 также можно наблюдать влияние ГИП на микроструктуру: высокотемпературный нагрев выше температуры рекристаллизации привел к укрупнению зерен и формированию равноосных зерен в области, изготовленной при толщине слоя 50 мкм. Таким образом, после термической обработки образуются две зоны — область направленных столбчатых зерен и мелкозернистая равноосная область.

Также был проведен EBSD-анализ образцов, в которых центральные продольные участки изготавливали при толщине слоя 100 мкм, а остальная часть образца — при толщине слоя 50 мкм (рис. 7). Видно, что в данном случае в образце также имеются отдельные зоны с различной морфологией и размером зерен в зависимости от используемой толщины слоя и режима СЛП. В случае зоны, изготовленной при толщине слоя 50 мкм, наблюдаются мелкодисперсные зерна с различной кристаллической ориентацией. При этом для участка, изготовленного при толщине слоя 100 мкм, характерно наличие крупных, вытянутых вдоль направления выращивания столбчатых зерен. Таким образом, возможно создание участков с заданной структурой как в продольном, так и в поперечном направлении относительно направления выращивания образцов.

При исследовании на СЭМ вокруг зерен наблюдается наличие сетки карбидов NbC (рис. 8), которые сдерживают рост зерен при проведении ГИП и термической обработке, а также способствуют упрочнению материала [23].

Результаты измерения твердости образцов с переменной структурой после СЛП представлены на рис. 9.

Анализ изменения твердости образцов с переменной структурой показал, что между зонами наблюдается разница в значениях твердости около 20 %, область равноосных мелких зерен имеет более высокие значения твердости.

Таким образом, возможно управление структурообразованием в необходимых элементах детали для формирования требуемых характеристик в зависимости от условий их работы.

Выводы

Представлено комплексное исследование процесса селективного лазерного плавления порошка Inconel 718. Показано влияние изменения параметров на относительную плотность компактных образцов.

Установлено, что чем больше толщина слоя, тем больше размер дендритных ячеек в структуре. Анализ EBSD показал, что изменение толщины слоя и технологических параметров приводит к изменению микроструктуры зерен, а также что при использовании большой толщины слоя можно реализовать режим направленного затвердевания с образованием столбчатых зерен. Механические свойства образцов имеют сильную зависимость от толщины слоя: чем тоньше слой, тем выше прочность образцов. Представлены результаты исследования микроструктуры компактных образцов, изготовленных с чередованием областей с крупными и мелкими зернами; измерения твердости показали изменение локальных механических характеристик. На базе проведенных исследований сформирована концепция изготовления изделий с заданной микроструктурой.

Работа выполнена в рамках реализации федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014–2020 годы», уникальный идентификатор проекта RFMEFI57817X0245.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Wohlers T.** «Wohlers Report 2017: Additive Manufacturing and 3D Printing State of the Industry – Annual Worldwide Progress Report». 2017. Wohlers Associates, Inc., Colorado.
2. **Holzweissig M. J.** et al. Microstructural characterization and mechanical performance of hot work tool steel processed by selective laser melting // Metallurgical and Materials Transactions B. 2015. Vol. 46. No. 2. P. 545–549.
3. **Popovich A., Sufiiarov V.** Metal Powder Additive Manufacturing. New Trends in 3D Printing. Chapter: 10, InTech, 2016. P. 215–236.
4. **Popovich A., Sufiiarov V., Polozov I., Borisov E., Masaylo D.** Additive manufacturing of individual implants from titanium alloy // METAL 2016 – 25th Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials. Conference Proceedings. 2016. P. 1504–1508.
5. **Paulonis D. F., Schirra J. J.** Alloy 718 at Pratt & Whitney-Historical perspective and future challenges // Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives. 2001. P. 13–23.
6. **Abraham A. K., Sridhar V. G.** Materials, Design and Manufacturing Technologies for Orthopaedic Biomaterials: A Review // International Journal of Applied Engineering Research. 2015. Vol. 10, Iss. 19. P. 40059–40062.
7. **Frazier W. E.** Metal additive manufacturing: A review // Journal of Materials Engineering and Performance. 2014. Vol. 23, No. 6. P. 1917–1928.
8. **Суфияров В. Ш., Попович А. А., Борисов Е. В., Полозов И. А.** Эволюция структуры и свойств жаропрочного никелевого сплава после селективного лазерного плавления, горячего изостатического прессования и термической обработки // Цветные металлы. 2017. № 1. С. 77–82.
9. **Amato K. N.** et al. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting // Acta Materialia. 2012. Vol. 60, No. 5. P. 2229–2239.
10. **Jia Q., Gu D.** Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: Densification, microstructure and properties // Journal of Alloys and Compounds. 2014. Vol. 585. P. 713–721.
11. **Wauthle R.** et al. Effects of build orientation and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melted Ti6Al4V lattice structures // Additive Manufacturing. 2015. Vol. 5. P. 77–84.
12. **Смелов В. Г., Сотов А. В., Агаповичев А. В.** Исследование структуры и механических свойств изделий полученных методом селективного лазерного сплавления из порошка стали 316L // Черные металлы. 2016. № 9. С. 61–65.
13. **Strößner J., Terock M., Glatzel U.** Mechanical and Microstructural Investigation of Nickel-Based Superalloy IN718 Manufactured by Selective Laser Melting (SLM) // Advanced Engineering Materials. 2015. Vol. 17, No. 8. P. 1099–1105.
14. **Sufiiarov V. S., Popovich A. A., Borisov E. V., Polozov I. A.** Selective laser melting of heat-resistant Ni-based alloy // Non-ferrous Metals. 2015. № 1. P. 32–35.
15. **Суфияров В. Ш., Попович А. А., Борисов Е. В., Полозов И. А.** Влияние толщины слоя построения при селективном лазерном плавлении сплава Inconel 718 на микроструктуру и свойства // Цветные металлы. 2016. № 1. С. 81–86.
16. **Meier H., Haberland C.** Experimental studies on selective laser melting of metallic parts // Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. 2008. Vol. 39, No. 9. P. 665–670.
17. **Pedron J. P., Pineau A.** The effect of microstructure and environment on the crack growth behaviour of Inconel 718 alloy at 650 °C under fatigue, creep and combined loading // Materials science and engineering. 1982. Vol. 56, No. 2. P. 143–156.
18. **Bai S., Yang L., Liu J.** Manipulation of microstructure in laser additive manufacturing // Applied Physics A. 2016. Vol. 122, No. 5. P. 1–5.
19. **Niendorf T., Brenne F., Schaper M., Reimche W.** Labelling additively manufactured parts by microstructural gradation — advanced copy-proof design // Rapid Prototyping Journal. 2016. Vol. 22, No. 4. P. 630–635.
20. **Agapovichev A. V.** et al. Selective laser melting of titanium alloy: investigation of mechanical properties and microstructure // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 156, No. 1. P. 012031.

21. **Popovich V. A., Borisov E. V., Popovich A. A., Sufiiarov V. Sh., Masaylo D. V., Alzina L.** Impact of heat treatment on mechanical behaviour of Inconel 718 processed with tailored microstructure by selective laser melting // *Materials & Design*. 2017. Vol. 131. P. 12–22.
22. **Golod V. M., Sufiiarov V. S.** The evolution of structural and chemical heterogeneity during rapid solidolization at gas

- atomization // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2017. Vol. 192 (1). Art. no. 012009. DOI: 10.1088/1757-899X/192/1/012009.
23. **Baufeld B.** Mechanical properties of Inconel 718 parts manufactured by shaped metal deposition (SMD) // *Journal of materials engineering and performance*. 2012. Vol. 21, No. 7. P. 1416–1421. **LM**

Tsvetnye Metally. 2018. No. 7. pp. 68–74
DOI: 10.17580/tsm.2018.07.11

CONTROL OF STRUCTURE FORMATION IN SELECTIVE LASER MELTING PROCESS

Information about authors

V. Sh. Sufiiarov, Leading Researcher of the National Technology Initiative Center of Excellence in "Advanced Manufacturing Technologies" (NTI Center)¹
e-mail: Vadim.spbstu@yandex.ru
E. V. Borisov, Researcher of the NTI Center¹
I. A. Polozov, Researcher of the NTI Center¹
D. V. Masailo, Researcher of the NTI Center¹

¹ Saint Petersburg Polytechnic University of Peter the Great, Saint Petersburg, Russia.

Abstract

Additive technologies are of great interest for the manufacture of metal products as they allow the development of complex structures with high mechanical characteristics. At the same time, the question of the possibility of controlling the process of structure formation in products in the process of its production remains topical. Of particular interest is the possibility of simultaneously creating local sections in the product with a given microstructure and properties. A complex study of the influence of technological parameters of the selective laser melting process on the structure and properties of samples from the Inconel 718 alloy is presented. The results of studies of the mechanical properties of compact samples made at different layer thicknesses, both in the initial state and after hot isostatic pressing and heat treatment are presented. The results of a study of the possibility of creating samples with a variable microstructure depending on the parameters of the selective laser melting process are presented. Samples with a variable structure are produced and investigated, in which the regions with finely dispersed equiaxed grains and large columnar grains are programmatically present. At the boundary of these regions, mutual penetration of large and small grains is observed. The EBSD analysis showed that a change in the thickness of the layer and the technological parameters of the selective laser melting process makes it possible to locally change the size and morphology of the grains of the material. When using a large layer thickness, the directional crystallization mode and the formation of columnar grains are possible. It is shown that after the heat treatment and hot isostatic pressing, the differences in the structure and mechanical properties between the regions are preserved.

The work was carried out within the framework of the implementation of the federal target program "Research and development in priority areas of development of Russia's scientific and technological complex for 2014–2020", the unique identifier of the project RFMEFI57817X0245.

Key words: additive production, selective laser melting, additive technologies, nickel superalloy, functional gradient material, microstructure control, heat treatment, powder metallurgy.

References

1. Wohlers T. Wohlers Report 2017: Additive Manufacturing and 3D Printing State of the Industry. Annual Worldwide Progress Report. Colorado : Wohlers Associates Inc., 2017.
2. Holzweissig M. J. et al. Microstructural characterization and mechanical performance of hot work tool steel processed by selective laser melting. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2015. Vol. 46, No. 2. pp. 545–549.
3. Popovich A., Sufiiarov V. Metal Powder Additive Manufacturing. *New Trends in 3D Printing*. Chapter: 10. InTech, 2016. pp. 215–236.
4. Popovich A., Sufiiarov V., Polozov I., Borisov E., Masaylo D. Additive manufacturing of individual implants from titanium alloy. *METAL 2016. 25th*

Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials. Conference Proceedings. 2016. pp. 1504–1508.

5. Paulonis D. F., Schirra J. J. Alloy 718 at Pratt & Whitney—Historical perspective and future challenges. *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*. 2001. pp. 13–23.
6. Abraham A. K., Sridhar V. G. Materials, Design and Manufacturing Technologies for Orthopaedic Biomaterials: A Review. *International Journal of Applied Engineering Research*. 2015. Vol. 10, Iss. 19. pp. 40059–40062.
7. Frazier W. E. Metal additive manufacturing: A review. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2014. Vol. 23, No. 6. pp. 1917–1928.
8. Sufiiarov V. Sh., Popovich A. A., Borisov E. V., Polozov I. A. Evolution of structure and properties of heat-resistant nickel alloy after selective laser melting, hot isostatic pressing and heat treatment. *Tsvetnye Metally*. 2017. No. 1. pp. 77–82.
9. Amato K. N. et al. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting. *Acta Materialia*. 2012. Vol. 60, No. 5. pp. 2229–2239.
10. Jia Q., Gu D. Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: Densification, microstructure and properties. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014. Vol. 585. pp. 713–721.
11. Wauthle R. et al. Effects of build orientation and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melted Ti6Al4V lattice structures. *Additive Manufacturing*. 2015. Vol. 5. pp. 77–84.
12. Smelov V. G., Sotov A. V., Agapovichev A. V. Study of structures and mechanical properties of products manufactured via selective laser sintering of 316L steel powder. *Chernye Metally*. 2016. No. 9. pp. 61–65.
13. Strößner J., Terock M., Glatzel U. Mechanical and Microstructural Investigation of Nickel-Based Superalloy IN718 Manufactured by Selective Laser Melting (SLM). *Advanced Engineering Materials*. 2015. Vol. 17, No. 8. pp. 1099–1105.
14. Sufiiarov V. Sh., Popovich A. A., Borisov E. V., Polozov I. A. Selective laser melting of heat-resistant Ni-based alloy. *Non-ferrous Metals*. 2015. No. 1. pp. 32–35.
15. Sufiiarov V. Sh., Popovich A. A., Borisov E. V., Polozov I. A. Layer thickness influence on the Inconel 718 alloy microstructure and properties under selective laser melting. *Tsvetnye Metally*. 2016. No. 1. pp. 81–86.
16. Meier H., Haberland C. Experimental studies on selective laser melting of metallic parts. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. 2008. Vol. 39, No. 9. pp. 665–670.
17. Pedron J. P., Pineau A. The effect of microstructure and environment on the crack growth behaviour of Inconel 718 alloy at 650 °C under fatigue, creep and combined loading. *Materials science and engineering*. 1982. Vol. 56, No. 2. pp. 143–156.
18. Bai S., Yang L., Liu J. Manipulation of microstructure in laser additive manufacturing. *Applied Physics A*. 2016. Vol. 122, No. 5. pp. 1–5.
19. Niendorf T., Brenne F., Schaper M., Reimche W. Labelling additively manufactured parts by microstructural gradation — advanced copy-proof design. *Rapid Prototyping Journal*. 2016. Vol. 22, No. 4. pp. 630–635.
20. Agapovichev A. V. et al. Selective laser melting of titanium alloy: investigation of mechanical properties and microstructure. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016. Vol. 156, No. 1. pp. 012031.
21. Popovich V. A., Borisov E. V., Popovich A. A., Sufiiarov V. Sh., Masaylo D. V., Alzina L. Impact of heat treatment on mechanical behaviour of Inconel 718 processed with tailored microstructure by selective laser melting. *Materials & Design*. 2017. Vol. 131. pp. 12–22.
22. Golod V. M., Sufiiarov V. S. The evolution of structural and chemical heterogeneity during rapid solidolization at gas atomization. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2017. Vol. 192 (1). DOI: 10.1088/1757-899X/192/1/012009.
23. Baufeld B. Mechanical properties of Inconel 718 parts manufactured by shaped metal deposition (SMD). *Journal of materials engineering and performance*. 2012. Vol. 21, No. 7. pp. 1416–1421.