

УДК 621.791.92

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-4-44-52

## Особенности микроструктуры и свойств изделий, получаемых методом прямого лазерного наплавления порошка стали 316L

© 2017 г. **И.С. Логинова, Д.П. Быковский, А.Н. Солонин, А.С. Просвиряков, В.В. Чеверикин, А.В. Поздняков, В.Н. Петровский**

Национальный исследовательский технологический университет (НИТУ) «МИСиС», г. Москва

Национальный исследовательский ядерный университет (НИЯУ) «МИФИ», г. Москва

Статья поступила в редакцию 28.09.16 г., доработана 02.06.17 г., подписана в печать 06.06.17 г.

Прямое лазерное наплавление металлических порошков является одним из методов аддитивного производства функциональных изделий и заключается в сплавлении металлических порошков лазерным лучом в среде инертного газа. Основные параметры процесса – мощность лазерного излучения, скорость и траектория перемещения лазерного луча, расход порошка. Каждый из них подбирают в зависимости от типа сплава, что в совокупности влияет на структуро- и дефектообразование в изделиях. В настоящей работе методом прямой лазерной наплавки порошка стали аустенитного класса марки 316L были получены экспериментальные образцы прямоугольного сечения. С помощью сканирующей электронной микроскопии исследована микроструктура, изучены изломы образцов с целью определения структурных особенностей и выявления дефектов (пор, раковин, кристаллизационных трещин и оксидных включений). Проведены испытания на одноосное растяжение и испытания по оценке твердости. Представлен анализ влияния траектории перемещения лазерного луча во время наплавки на микроструктуру и свойства образцов. Установлено, что при мощности лазерного излучения 250 Вт и скорости сканирования 16 мм/с происходит формирование дисперсной структуры со средним размером кристаллитов 1,3–1,9 мкм, что обуславливает высокий уровень характеристик механических свойств экспериментальных образцов. Показано, что при использовании продольной траектории перемещения лазерного луча (вдоль наибольшего размера образца) предел прочности достигает значения 730 МПа при относительном удлинении 25 %, что превышает уровень характеристик механических свойств стали 316L на 110 МПа.

**Ключевые слова:** аддитивные технологии, сталь аустенитного класса, микроструктура, механические свойства.

**Логинова И.С.** – инженер кафедры металловедения цветных металлов (МЦМ) НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: i-popkova@list.ru; spms@misis.ru.

**Быковский Д.П.** – инженер кафедры лазерной физики НИЯУ «МИФИ» (115409, г. Москва, Каширское ш., 31). E-mail: d.bykovsky@gmail.com.

**Солонин А.Н.** – канд. техн. наук, зав. кафедрой МЦМ НИТУ «МИСиС». E-mail: solonin@misis.ru.

**Просвиряков А.С.** – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. кафедры МЦМ НИТУ «МИСиС». E-mail: pro.alex@mail.ru.

**Чеверикин В.В.** – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. кафедры МЦМ НИТУ «МИСиС». E-mail: cheverikin80@rambler.ru.

**Поздняков А.В.** – канд. техн. наук, доцент кафедры МЦМ НИТУ «МИСиС». E-mail: pozdniakov@misis.ru.

**Петровский В.Н.** – канд. физ.-мат. наук, доцент кафедры лазерной физики НИЯУ «МИФИ». E-mail: VNPetrovskij@mephi.ru.

**Для цитирования:** Логинова И.С., Быковский Д.П., Солонин А.Н., Просвиряков А.С., Чеверикин В.В., Поздняков А.В., Петровский В.Н. Особенности микроструктуры и свойств изделий, получаемых методом прямого лазерного наплавления порошка стали 316L // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функц. покрытия. 2017. No. 4. С. 44–52. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-4-44-52.

*Loginova I.S., Bykovskiy D.P., Solonin A.N., Prosviryakov A.S., Cheverikin V.V., Pozdniakov A.V., Petrovskiy V.N.*

### **Microstructure and properties of parts produced by direct laser deposition of 316L steel powder**

Direct laser deposition of metal powders is one of the additive methods of functional product manufacturing. It consists in metallic powder melting with laser beams in the inert gas atmosphere. Main process parameters include laser beam power, speed, scanning strategy and powder consumption. Each of the parameters is selected depending on the alloy type that jointly affects the structure and defect formation in products. The present paper shows that the experimental rectangular specimens of powder austenitic steel 316L were obtained by direct laser deposition. The microstructure and fractures of samples were studied using scanning electron microscopy in order to determine the structural features and identify any defects (pores, holes, crystallization cracks and oxide inclusions). Uniaxial tensile tests and hardness tests were carried out. The effect of laser beam scanning strategy on the microstruc-

ture and properties of samples when melting was analyzed It was observed that a dispersed structure with an average crystallite size of 1,3–1,9  $\mu\text{m}$  is formed at 250 W laser power and 16 mm/s scanning speed that causes a high level of mechanical properties of experimental samples. It was shown that tensile strength at the lengthwise strategy (along the largest sample size) was up to 730 MPa with an elongation rate 25 % that exceeded 316L steel mechanical properties by 110 MPa.

**Keywords:** additive technology, austenitic steel, microstructure, mechanical properties.

**Loginova I.S.** – engineer of the Department «Physical metallurgy of non-ferrous metals», National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119049, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4). E-mail: i-popkova@list.ru; spms@misis.ru.

**Bykovskiy D.P.** – engineer of the Department «Laser physics», National Research Nuclear University (NRNU) «MEPhI» (115409, Russia, Moscow, Kashirskoe highway, 31). E-mail: d.bykofsky@gmail.com.

**Solonin A.N.** – Cand. Sci. (Tech.), head of the Department «Physical metallurgy of non-ferrous metals», NUST «MISIS». E-mail: solonin@misis.ru.

**Prosviryakov A.S.** – Cand. Sci. (Tech.), senior researcher of the Department «Physical metallurgy of non-ferrous metals», NUST «MISIS». E-mail: pro.alex@mail.ru.

**Cheverikin V.V.** – Cand. Sci. (Tech.), senior researcher of the Department «Physical metallurgy of non-ferrous metals», NUST «MISIS». E-mail: cheverikin80@rambler.ru.

**Pozdniakov A.V.** – associate prof. of the Department «Physical metallurgy of non-ferrous metals», NUST «MISIS». E-mail: pozdniakov@misis.ru.

**Petrovskiy V.N.** – Cand. Sci. (Phys.-Math.), associate prof. of the Department «Laser physics», NRNU «MEPhI». E-mail: VNPetrovskij@mephi.ru.

**Citation:** Loginova I.S., Bykovskiy D.P., Solonin A.N., Prosviryakov A.S., Cheverikin V.V., Pozdniakov A.V., Petrovskiy V.N. Osobennosti mikrostruktury i svoystv izdelii, poluchaemykh metodom pryamogo lazernogo naplavleniya poroshka stali 316L. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya.* 2017. No. 4. P. 44–52.  
DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-4-44-52.

## Введение

Технология прямого лазерного направления (direct laser fabrication) металлических порошков является новым видом аддитивного производства, основанного на последовательной наплавке слоев путем расплавления порошков лазерным лучом [1–6]. Металлический порошок подается в зону воздействия лазерного луча с помощью коаксиального сопла потоком аргона. Нагрев и плавление частиц начинаются в месте их выхода из сопла в зоне воздействия лазера и продолжаются на подложке. Технология лазерной наплавки порошка позволяет изготавливать не только прототипы и модели деталей, но и готовые функциональные изделия, производить восстановление изношенных поверхностей деталей [7–9].

Микроструктура и наличие дефектов в изделиях, получаемых лазерной наплавкой, зависят от исходных характеристик металлического порошка (формы и размера частиц, однородности химического состава) и технологических параметров самого процесса. Среди последних наибольшее влияние на свойства конечных изделий оказывают мощность лазерного излучения, скорость подачи порошка, скорость сканирования лазерного луча и траектория перемещения лазерного луча во время наплавки слоев [10–13]. Эти параметры опреде-

ляют температуру формируемой ванны расплава и скорость ее охлаждения. Степень переохлаждения ванны расплава влияет на формирование микроструктуры изделия (размер зерна, морфологию структурных составляющих), образование пор или пустот и, в конечном итоге, на механические свойства изделия [12].

Большое число работ [14–20] посвящено изучению свойств изделий из стали 316L в зависимости от параметров лазерной наплавки — таких, как скорость сканирования лазерного луча, мощность излучения, расстояние между соседними слоями. Однако авторами этих работ не было рассмотрено влияние траектории перемещения лазерного луча в процессе наплавки, что является немаловажным фактором. В связи с этим цель настоящего исследования — определение влияния траектории перемещения лазерного луча во время наплавки слоев порошка стали 316L на механические свойства и структуру формируемых изделий.

## Объекты исследования и методика эксперимента

Для получения качественных изделий металлические порошки, используемые в аддитивном

Таблица 1. Химический состав порошка стали марки 316L

| Марка стали | Содержание легирующих элементов, мас.% |          |         |         |          |       |      |
|-------------|--|----------|---------|---------|----------|-------|------|
|             | Cr                                     | Ni       | Mo      | Mn      | Si       | C     | Fe   |
| 316L        | 17,3±1,0                               | 11,7±0,6 | 2,5±0,3 | 1,7±0,2 | 0,9±0,25 | <0,03 | Ост. |

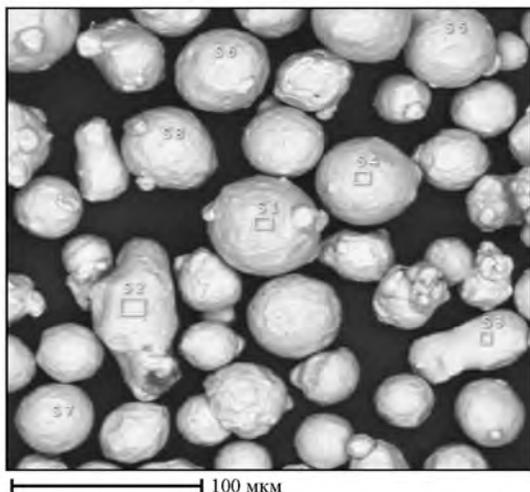


Рис. 1. Изображение порошка стали 316L

производстве, должны отвечать особым требованиям — иметь однородный химический состав, сферическую или округлую форму частиц с коэффициентом формы от 1,0 до 2,0 и узким распределением частиц по размерам. Такие порошки обладают лучшей текучестью и большей насыпной плотностью по сравнению с порошками с дендритной формой частиц, что должно обеспечить бесперебойную подачу порошка в зону наплавки [21, 22]. В настоящей работе для наплавки экспериментальных образцов применяли порошок стали 316L. На рис. 1 представлено изображение частиц порошка в растровом электронном микроскопе. Технологические характеристики используемого порошка соответствуют предъявляемым требованиям: однородный химический состав (табл. 1), коэффициент формы — в диапазоне 1,0–2,0, форма частиц — преимущественно сферическая (ГОСТ 25849-83 [23]), размер частиц —  $42 \pm 9$  мкм (ГОСТ 23402-78 [24]).

Многослойные трехмерные объекты изготавливались на подложке из стали Ст3, обработанной спиртом и ацетоном.

Лазерную наплавку экспериментальных образцов проводили на промышленной установке НС-205 («Huffman», США), оборудованной волоконным лазером ЛС-3.5 максимальной мощностью 3,5 кВт с длиной волны излучения  $\lambda = 1069$  нм.

Смесь порошка транспортировалась потоком аргона и фокусировалась в зоне обработки с помощью коаксиального сопла.

В конструкции коаксиальной головки формируется осесимметричный пучок, который дает возможность получить наиболее тонкий газопорошковый поток, позволяющий наносить валик шириной 200–300 мкм и толщиной 200 мкм. Ширина валика в экспериментах была в диапазоне 500–550 мкм. Перекрытие соседних наплавочных валиков одного слоя составляло 10–15 %, диаметр лазерного луча — 370 мкм (рис. 2).

Была проведена лазерная наплавка образцов (шириной 12 мм, длиной 70 мм, высотой 10 мм) с использованием трех различных траекторий (продольной, поперечной и перекрестной) перемещения лазера относительно продольного направления образца. На рис. 3 показан внешний вид полученных образцов. Выходная мощность лазерного излучения составляла 250 Вт, расход порошка — 0,013 г/с, скорость перемещения подложки — 16 мм/с (табл. 2). Указанные параметры выбирались эмпирически на основе визуального анализа:

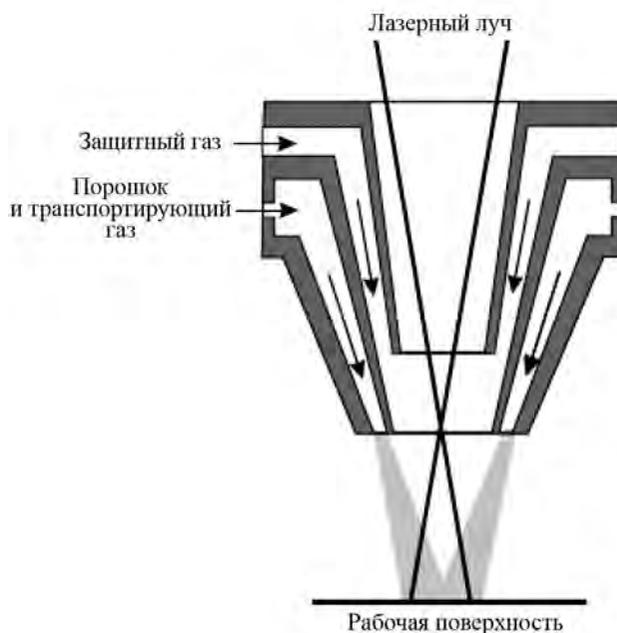


Рис. 2. Схема наплавки с коаксиальной подачей порошка

Таблица 2. Параметры лазерной наплавки

| № опыта | Мощность, Вт | Скорость, мм/с | Расход порошка, г/с | Высота сопла, мм | Смещение сопла вверх, мм | Траектория перемещения лазерного луча |
|---------|--------------|----------------|---------------------|------------------|--------------------------|---------------------------------------|
| 1       | 250          | 16             | 0,013               | 3                | 0,2                      | Продольная                            |
| 2       |              |                |                     |                  |                          | Поперечная                            |
| 3       |              |                |                     |                  |                          | Перекрестная                          |

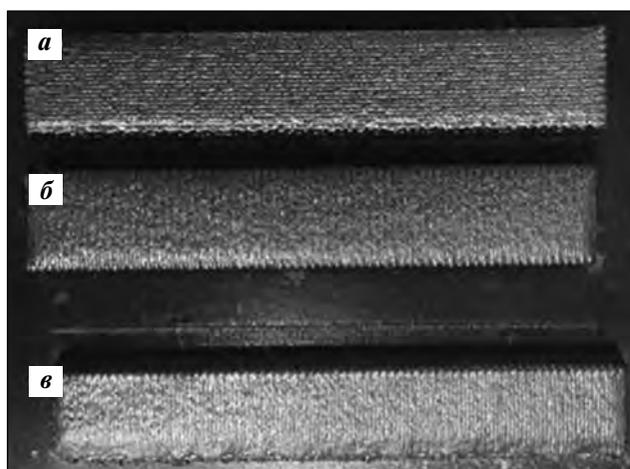


Рис. 3. Объемные образцы, полученные лазерной наплавкой с применением продольной (а), поперечной (б) и перекрестной (в) траекторий перемещения лазерного луча

по отсутствию сильно оплавленных краев, трещин, крупных пор и равномерности высоты слоев по длине образцов.

При продольной траектории перемещения луча наплавление каждого слоя начиналось при расположении сопла в точке *A* и шло последовательно в продольном направлении от т. *A* до т. *B*, от т. *C* до т. *D* и т.д. (рис. 4, а). По завершении нанесения первого слоя лазер отключался и происходило перемещение образца в т. *A*, поднятие коаксиального сопла вверх на высоту 200 мкм, после чего процесс повторялся. Каждый наплавленный валик предыдущего слоя располагался под следующим.

При поперечной траектории перемещения луча наплавление каждого слоя начиналось в т. *A* и проходило в поперечном направлении от т. *A* до т. *B*, от т. *C* до т. *D* и т.д. (рис. 4, б).

Перекрестная траектория перемещения луча является сочетанием вышеописанных двух вариантов. Наплавление первого слоя выполнялось в продольном направлении, второго — в поперечном относительно длины образцов по схемам, приведенным выше. Последующие слои наноси-

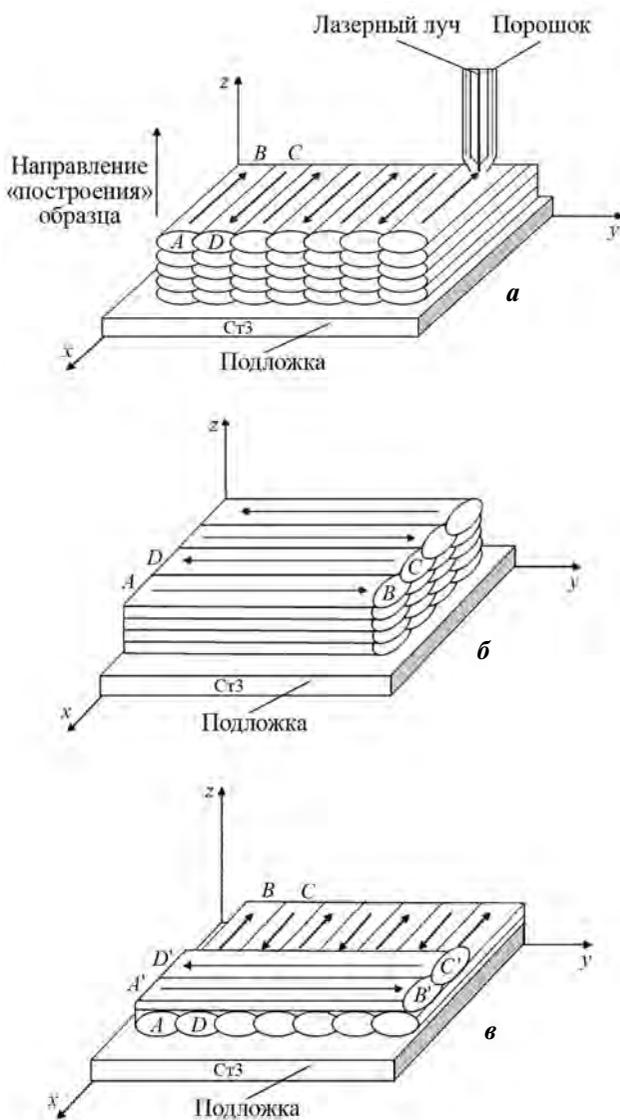


Рис. 4. Схемы наплавления слоев а — продольное направление, б — поперечное, в — перекрестное

лись с чередованием первой и второй траекторий (рис. 4, в).

Из каждого образца были вырезаны плоские образцы шириной 12 мм, длиной 70 мм и высотой 1 мм для проведения испытаний на одноосное растяжение и структурных исследований. Поверхность образцов шлифовали с помощью наждачной

бумаги разного абразива и полировали с применением суспензии на установке «Struers Laborpol-5» («Struers A/S», Дания). Завершающим этапом их подготовки было травление поверхности в растворе следующего состава: 1,5 мл HCl, 1 г FeCl<sub>3</sub>, 100 мл спирта.

Структуру сплавов изучали на световом микроскопе «Neophot-30» («Zeiss Group», Германия), оснащенном цифровой приставкой «Olympus», и на электронном сканирующем микроскопе «Vega 3» («Tescan», Чехия) с катодом LaB<sub>6</sub> и системой рентгеновского энергодисперсионного микроанализа «Oxford Instruments Advanced AZtec Energy X-max 50». Использовали режим отраженных электронов (BSE).

Измерение твердости по Виккерсу проводили на автоматизированном универсальном твердомере «Digi-Testor 930/250N» («Wolpert Wilson Instruments», США) с алмазным индентором в форме четырехгранной пирамиды с углом при вершине 136°. После удаления нагрузки 50 Н, действовавшей в течение 10 с, измеряли диагональ отпечатка (*D*), оставшегося на поверхности образца (ГОСТ 2999-75 [25]).

Механические свойства образцов оценивали по значениям временного сопротивления ( $\sigma_b$ ), предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) и относительного удлинения ( $\delta$ ), которые определяли методом испытаний на одноосное растяжение (ГОСТ 1497-84 [26]) на плоских образцах на испытательной машине «Zwick Z250» («Zwick/Roell», Германия). Скорость испытания на растяжение составляла 4 мм/мин.

## Результаты и их обсуждение

На рис. 5 приведены результаты рентгенофазового анализа образца стали 316L. Его структура включает одну фазу  $\gamma$ -Fe. Благодаря высокой скорости затвердевания капель расплава во время лазерной наплавки, образование  $\gamma$ -фазы преобладает в течение всего процесса кристаллизации, тем самым формируя однофазную структуру образцов.

На рис. 7 представлены фотографии микроструктуры образцов, вырезанных из передней части наплавки (рис. 6).

На микроструктуре образца, полученного с применением продольной траектории перемещения луча (рис. 7, а), хорошо видны наплавочные валики, которые расположены один под другим. На границе двух соседних валиков зона перекрытия имеет микроструктуру, отличную от центра

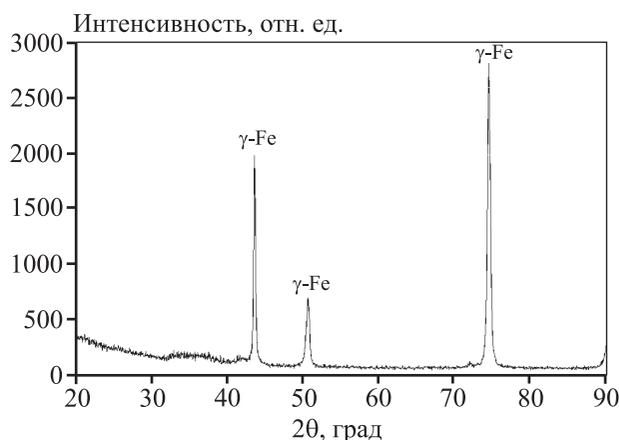


Рис. 5. Рентгенограмма образца 316L

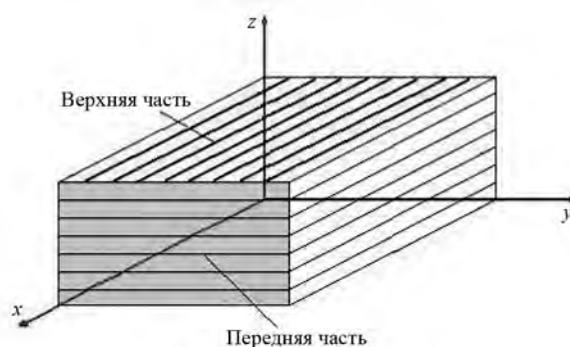


Рис. 6. Схема вырезки образцов

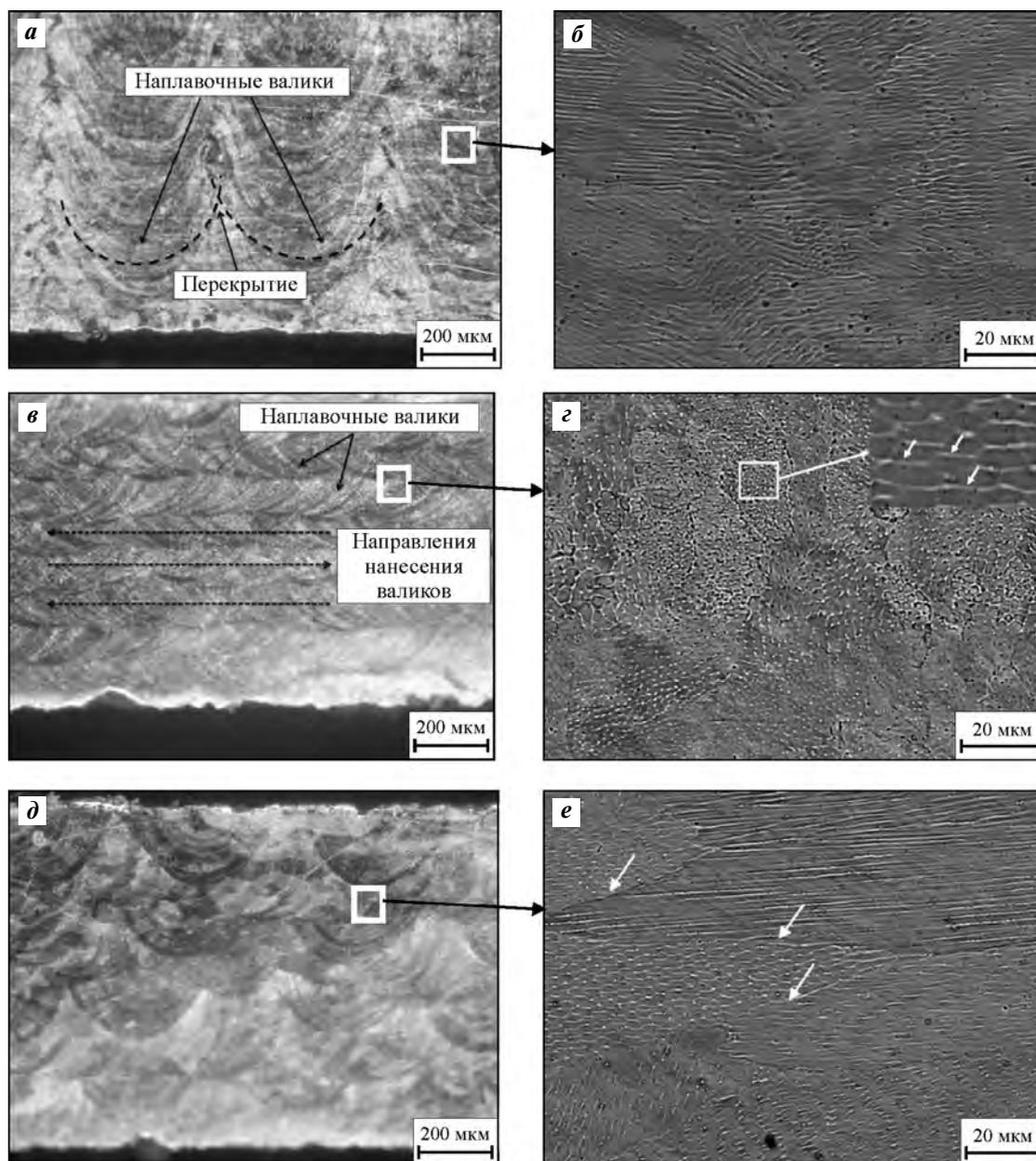
Направление построения образца — вдоль оси *z*

наплавочного валика. В центре валика (рис. 7, б) хорошо различается дендритное строение аустенита. Средний размер дендритных ячеек составляет  $1,6 \pm 0,3$  мкм в поперечном направлении и до 20 мкм — в продольном.

Известно, что во время кристаллизации дендритные колонии растут из разных центров в разных направлениях. В результате кристаллизации (см. рис. 7, б, г, е) формируются места сопряжения этих колоний (на рис. 7, е стрелками показаны места сопряжений).

На рис. 7, в хорошо различаются границы слоев образца, полученного поперечной наплавкой, и характерная их ориентировка. Стрелками показано, в каком направлении происходило перемещение лазера во время наплавки. При больших увеличениях также ясно видно дендритное строение аустенита с размером ячеек  $1,9 \pm 0,3$  мкм (на рис. 7, г стрелками показаны дендритные ячейки).

Труднее различить границы наплавочных валиков (рис. 7, д). Причина этого — более сложная траектория перемещения лазерного луча. Микро-



**Рис. 7.** Микроструктура образцов при различных увеличениях

*a, в, д* – 200 $\times$ ; *б, г, е* – 2000 $\times$

*a, б* – образец 1 (продольная траектория); *в, г* – образец 2 (поперечная траектория); *д, е* – образец 3 (перекрестная траектория)

структура наплавочных валиков представлена дендритными ячейками с размером  $1,4 \pm 0,2$  мкм. Также в наплавленном материале присутствуют крупные газопоры (показаны стрелками на рис. 8), образование которых связано с захватом газа расплавом металла из окружающей среды.

В структуре изломов образцов после испытания на одноосное растяжение видны крупные включения (показаны маленькими стрелками на рис. 9).

Результаты микрорентгеноспектрального анализа (рис. 10) показали, что крупными включениями в структуре изломов являются оксидные включения, в составе которых присутствуют хром, марганец и железо. Это могут быть как простые, так и сложные оксиды, которые тяжело идентифицировать методом РФА из-за их малого количества и размера. Наличие оксидов в структуре могло привести к снижению характеристик механических свойств.

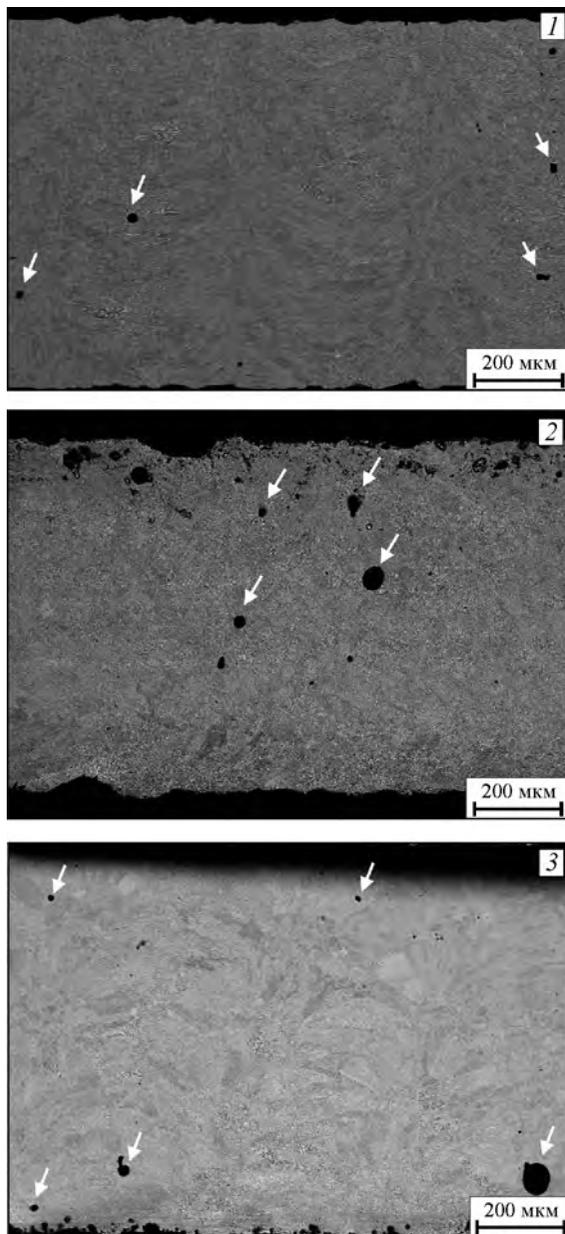


Рис. 8. Микроструктура образцов 1–3 в отраженных электронах

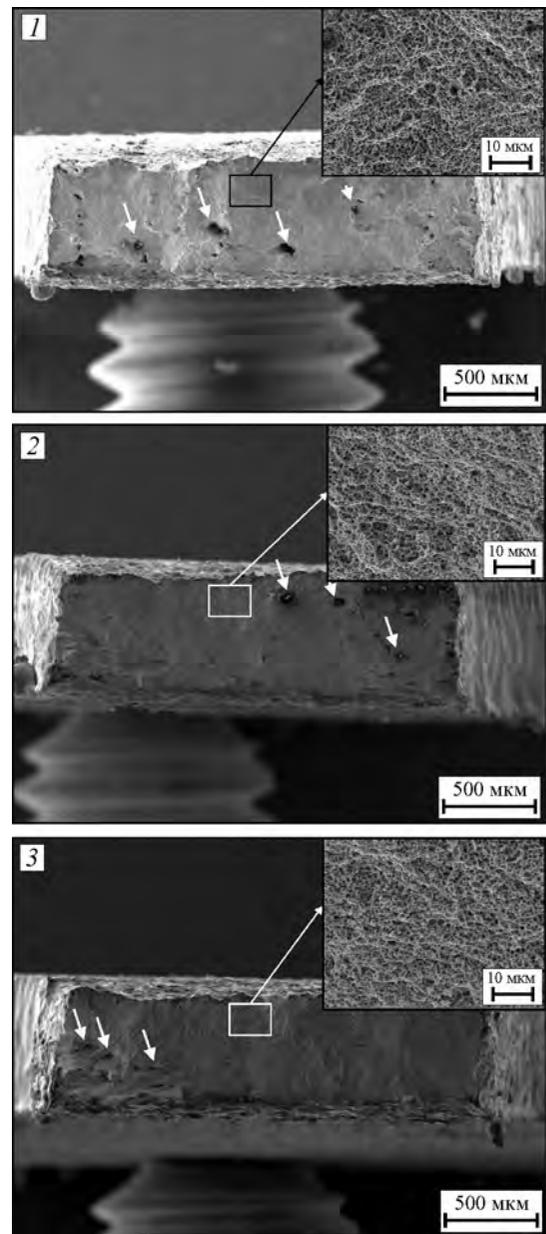


Рис. 9. Изломы образцов 1–3 после испытаний на одноосное растяжение

Структура изломов имеет чашечный характер с рельефом, образуемым совокупностью отдельных ямок, что говорит о вязком разрушении материала. Диаметр ямок колеблется от 0,5 до 1,3 мкм. На «стенках» чашечного излома наблюдаются сильно вытянутые ямки, а также области, не имеющие характерных особенностей структуры.

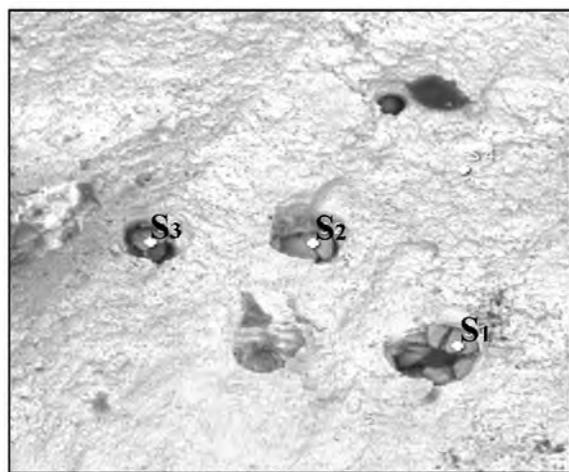
В табл. 3 приведены результаты испытаний образцов на одноосное растяжение при комнатной температуре и значения их твердости. Предел текучести образца 1 выше, чем обр. 2 и 3, на 80 и

60 ед. соответственно, а предел прочности больше на 40 ед. Высокий уровень механических свойств обусловлен тем, что в процессе наплавки обр. 1 испытывал меньший разогрев в отличие от обр. 2 и 3, что связано с разными траекториями перемещения лазерного луча относительно длины образца. Во время наплавки образец перемещался вдоль направления, соответствующего наибольшему размеру образца — 70 мм.

Образец 2 имеет наименьшие среди экспериментальных образцов значения механических свойств.

Таблица 3. Механические свойства образцов

| Образец                   | $\sigma_{0,2}$ , МПа | $\sigma_B$ , МПа | $\delta$ , % | $HV$  |
|---------------------------|----------------------|------------------|--------------|-------|
| 1                         | 653±19               | 729±21           | 25±4         | 238±3 |
| 2                         | 574±24               | 686±39           | 24±8         | 240±3 |
| 3                         | 595±7                | 685±21           | 31±2         | 234±5 |
| 316L литой [19]           | 262                  | 552              | 55           | 260   |
| 316L деформированный [19] | 255–310              | 525–623          | 30           | 260   |



| Номер спектра | Доля элементов, ат. % |    |    |    |
|---------------|-----------------------|----|----|----|
|               | O                     | Cr | Mn | Fe |
| S1            | 76                    | 4  | 7  | 13 |
| S2            | 43                    | 3  | 42 | 12 |
| S3            | 59                    | 8  | 14 | 19 |

Рис. 10. Микрорентгеноспектральный анализ локальных участков излома

В процессе наплавки он испытывал наибольший разогрев, так как его перемещение происходило в направлении наименьшего размера — 12 мм.

Образец 3, полученный с использованием перекрестной траектории перемещения, занимает промежуточное положение по значению предела текучести и обладает высокой пластичностью.

Несмотря на присутствие в структуре изломов крупных оксидных включений, предел текучести и прочности всех экспериментальных образцов выше, чем у материала, полученного традиционными способами изготовления (литье, пластическая деформация).

Высокий уровень механических свойств экспериментальных образцов обусловлен, прежде всего,

высокой дисперсностью (см. рис. 7, б, г, е) формируемой структуры.

## Заключение

Методом лазерной наплавки порошка стали марки 316L были получены экспериментальные образцы. Анализ их микроструктур показал, что в результате высокой скорости кристаллизации стали наблюдается дендритная структура аустенита со средним размером ячеек 1,3–1,9 мкм. Структура изломов имеет ямочное строение и характеризуется наличием оксидных включений. Определено, что траектория перемещения лазерного луча во время наплавки относительно длины образца влияет на конечные свойства изделий. При мощности лазерного излучения 250 Вт и скорости сканирования 16 мм/с предел прочности образцов варьируется от 685 до 729 МПа при относительном удлинении 25–30 %. Установлено, что наилучшим комплексом механических свойств (прочностью и пластичностью) обладает образец, полученный перекрестной траекторией перемещения. Образец с продольной наплавкой слоев характеризуется наиболее высоким значением прочности.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (уникальный идентификатор ПНИЭР RFMEFI58214X0004).

## Литература/References

1. Mingming M., Zemin W., Dengzhi W., Xiaoyan Z. Control of shape and performance for direct laser fabrication of precision large-scale metal parts with 316L stainless steel. *Opt. Laser Technol.* 2013. Vol. 45. P. 209–216.
2. Srivastava D.I., Chang I.T., Loretto M.H. The effect of process parameters and heat treatment on the microstructure of direct laser fabricated TiAl alloy samples. *Intermetallics*. 2001. Vol. 9. P. 1003–1013.
3. Dongdong G., Yves-Christian H., Meiners W., Meng G., Batista Santos R.J., Wissenbach K., Poprawe R. Densification behavior, microstructure evolution, and wear performance of selective laser melting processed commercially pure titanium. *Acta Mater.* 2012. Vol. 60. P. 3849–3860.
4. Xiang X., Gaoyang M., Yuanqing L., Ping J., Xinyu S., Chunming W. Morphologies, microstructures, and mechanical properties of samples produced using laser metal deposition with 316 L stainless steel wire. *Opt. Lasers Eng.* 2017. Vol. 94. P. 1–11.
5. Mingming M., Zemin W., Xiaoyan Z. A comparison on metallurgical behaviors of 316L stainless steel by selective la-

- ser melting and laser cladding deposition. *Mater. Sci. Eng. A*. 2017. Vol. 685. P. 265—273.
6. Dewidar M.M., Dalgarno K.W., Wright C.S. Processing conditions and mechanical properties of high-speed steel parts fabricated using direct selective laser sintering. *Proc. Inst. Mech. Eng. Part B: J. Eng. Manuf.* 2003. Vol. 217. P. 1651—1662.
  7. Yadroitsev I., Smurov I. Surface morphology in selective laser melting of metal powders. *Phys. Procedia A*. 2011. Vol. 12. P. 264—270.
  8. Yasa E., Kruth J. Application of laser re-melting on selective laser melting parts. *Adv. Product. Eng. Manag.* 2011. Vol. 6. No. 4. P. 259—270.
  9. Brandt M. The role of lasers in additive manufacturing. In: *Materials, design, technologies, and applications. Electronic and Optical Materials*. 2017. P. 1—18.
  10. Yali L., Dongdong G. Parametric analysis of thermal behavior during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy powder. *Mater. Design*. 2014. Vol. 63. P. 856—867.
  11. Tabernero I., Lamikiz A., Martinez S., Ukar E., Figueras J. Evaluation of the mechanical properties of Inconel 718 components built by laser cladding. *Int. J. Machine Tools Manuf.* 2011. Vol. 52. P. 465—470.
  12. Doubenskaia M., Pavlov M., Grigoriev S., Tikhonova E., Smurov I. Comprehensive optical monitoring of selective laser melting. *JLMN — J. Laser Micro/Nanoeng.* 2012. Vol. 7. No. 3. P. 236—243.
  13. Marcua T., Todeab M., Gligora I., Bercec P., Popa C. Effect of surface conditioning on the flowability of Ti<sub>6</sub>Al<sub>7</sub>Nb powder for selective laser melting applications. *Appl. Surf. Sci.* 2012. Vol. 258. P. 3276—3282.
  14. Ruidi L., Yusheng S., Zhigang W., Li W., Jinhui L., Wei J. Densification behavior of gas and water atomized 316L stainless steel powder during selective laser melting. *Appl. Surf. Sci.* 2010. Vol. 256. P. 4350—4356.
  15. Wang D., Song C., Yang Y., Bai Y. Investigation of crystal growth mechanism during selective laser melting and mechanical property characterization of 316L stainless steel parts. *Mater. Design*. 2016. Vol. 100. P. 291—299.
  16. Wang X., Deng D., Qi M., Zhang H. Influences of deposition strategies and oblique angle on properties of AISI316L stainless steel oblique thin-walled part by direct laser fabrication. *Opt. Laser Technol.* 2016. Vol. 80. P. 138—144.
  17. Zhang B., Dembinski L., Coddet C. The study of the laser parameters and environment variables effect on mechanical properties of high compact parts elaborated by selective laser melting 316L powder. *Mater. Sci. Eng. A*. 2013. Vol. 584. P. 21—31.
  18. Zhang K., Wang S., Liu W., Shang X. Characterization of stainless steel parts by Laser Metal Deposition Shaping. *Mater. Design*. 2014. Vol. 55. P. 104—119.
  19. Yadollahi A., Shamsaei N., Thompson S.M., Seely D.W. Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel. *Mater. Sci. Eng. A*. 2015. Vol. 644. P. 171—183.
  20. Cheikh H.E., Courant B., Branchu S., Huang X., Hascoet J.-Y., Guillen R. Direct laser fabrication process with coaxial powder projection of 316L steel. Geometrical characteristics and microstructure characterization of wall structures. *Opt. Lasers Eng.* 2012. Vol. 50. P. 1779—1784.
  21. Olakanmi E.O. Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al—Mg, and Al—Si powders: Effect of processing conditions and powder properties. *J. Mater. Process. Technol.* 2013. Vol. 213. P. 1387—1405.
  22. Попкова И.С., Золоторевский В.С., Солонин А.Н. Производство изделий из алюминия и его сплавов методом селективного лазерного плавления. *Технол. легких сплавов*. 2015. No. 4. С. 14—24; Попкова И.С., Золоторевский В.С., Солонин А.Н. Производство изделий из алюминия и его сплавов методом селективного лазерного плавления [Manufacturing of details by selective laser melting of aluminium alloys]. *Технология легких сплавов*. 2015. No. 4. P. 14—24.
  23. ГОСТ 25849-83. Порошки металлические. Метод определения формы частиц. М.: Изд-во стандартов, 1983; GOST 25849-83. Poroshki metallicheskie. Metod opredeleniya formy chastits [Metallic powders. Method for determination of particle shape]. Moscow: Izdatel'stvo standartov, 1983.
  24. ГОСТ 23402-78. Порошки металлические. Микроскопический метод определения размеров частиц. М.: Гос. комитет СССР по стандартам, 1985; GOST 23402-78. Poroshki metallicheskie. Mikroskopicheskii metod opredeleniya razmerov chastits [Metallic powders. Microscopic method for determining particle size]. Moscow: Gosudarstvennyi komitet SSSR po standartam, 1989.
  25. ГОСТ 2999-75. Металлы и сплавы. Методы измерения твердости по Виккерсу. М.: Гос. комитет СССР по стандартам, 1987; GOST 2999-75. Metally i splavy. Metody izmereniya tverdosti po Vickersu [Metals and alloys. Methods of measuring the Vickers hardness]. Moscow: Gosudarstvennyi komitet SSSR po standartam, 1987.
  26. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. М.: Изд-во стандартов, 1993; GOST 1497-84. Metally. Metody ispytaniya na rastyazhenie [Metals. Tensile test methods]. Moscow: Izdatel'stvo standartov, 1993.