



Обзорная статья

УДК 691.714.018.8

DOI 10.17073/0368-0797-2021-9-619-650



КОРРОЗИОННОСТОЙКИЕ СТАЛИ В АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

А.Г. Колмаков, А.Ю. Иванников, М.А. Каплан,
А.А. Кирсанкин, М.А. Севостьянов

■ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Россия, 119991, Москва, Ленинский пр. 49)

Аннотация. В данном обзоре рассмотрены основные методы получения сферических частиц порошка коррозионностойких сталей как материала, широко применяемого во всех отраслях промышленности. Также приведены примеры изделий, изготовленных современными аддитивными методами. В настоящее время сферические частицы порошка коррозионностойких сталей используются в следующих аддитивных методах: селективное лазерное плавление, селективное лазерное спекание, прямое лазерное спекание и электронно-лучевая плавка. Каждый из этих методов предъявляет свои требования к характеристикам сферических частиц порошка коррозионностойких сталей. В обзоре приведено краткое описание принципов работы каждого метода и требования, которые предъявляются к сферическим частицам порошка коррозионностойких сталей. Дано подробное описание каждого метода аддитивного производства с описанием принципа работы и конкретными примерами получения сферических частиц порошков коррозионностойких сталей с указанием их свойств (морфология, структурные особенности, химический состав, текучесть, насыпная плотность). Проведен сравнительный анализ с описанием недостатков и преимуществ каждого из методов. В конце обзора приведены примеры использования сферических частиц порошков коррозионностойких сталей для изготовления изделий различными аддитивными методами (включая постобработку) с описанием характеристик конечных изделий. На основе приведенных данных сделан вывод о предпочтительных методах получения сферических частиц порошков коррозионностойких сталей для конкретных аддитивных методов, используемых в современной промышленности. В обзоре рассмотрены следующие методы получения сферических частиц порошков: водная атомизация (распыление жидкого металла струей воды под давлением); газовая атомизация (распыление расплава струей инертного газа (аргона или азота) под давлением); центробежная атомизация (распыление расплавленного металла высокоскоростным вращающимся диском); ультразвуковая атомизация (распыление жидкого металла ультразвуком); бесконтактная атомизация (распыление жидкого металла мощным импульсом электрического тока); плазменное распыление проволоки; плазменное распыление вращающегося электрода; плазменная сфероидизация.

Ключевые слова: аддитивное производство, сферический порошок, порошковая металлургия, коррозионностойкие стали, свойства порошков, требования к сферическим частицам, свойства напечатанных изделий, сравнительный анализ

Финансирование: Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-18-50183.

Для цитирования: Колмаков А.Г., Иванников А.Ю., Каплан М.А., Кирсанкин А.А., Севостьянов М.А. Коррозионностойкие стали в аддитивном производстве // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 9. С. 619–650.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-619-650>

Review article

CORROSION-RESISTANT STEELS IN ADDITIVE MANUFACTURING

A. G. Kolmakov, A. Yu. Ivannikov, M. A. Kaplan,
A. A. Kirsankin, M. A. Sevost'yanov

■ Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences (49 Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation)

Abstract. This review discusses the main methods for producing spherical powder particles of corrosion-resistant steels as a material widely used in all industries. Also the examples of products made by modern additive methods are described. Currently, spherical powder particles of corrosion-resistant steels are used in the following additive methods: selective laser melting, selective laser sintering, direct laser sintering, and electron beam melting. Each of these methods has its own requirements for the characteristics of spherical powder particles of corrosion-resistant steels. The review provides a brief description of the principles of operation of each method and the requirements for spherical powder particles of corrosion-resistant steels. It also considers a detailed description of each method of additive manufacturing with a description of the principle of operation and specific examples of obtaining spherical particles of corrosion-resistant steel powders with indication of their properties (morphology, structural features, chemical composition, fluidity, bulk density). A comparative analysis was carried out with a description of disadvantages and advantages of each method. Examples of the use of spherical particles of corrosion-resistant steel powders for the manufacture of products by various additive methods (including post-processing) are given with description of the final products characteristics. Based on the data presented, a conclusion was made about the preferred methods for obtaining spherical particles of corrosion-resistant steel powders for specific additive methods used in modern industry. The review considers the following methods for

producing spherical powder particles: water atomization (atomization of liquid metal with a jet of water under pressure); gas atomization (atomization of the melt with a jet of inert gas (argon or nitrogen) under pressure); centrifugal atomization (atomization of molten metal with a high-speed rotating disc); ultrasonic atomization (atomization of liquid metal by ultrasound); non-contact atomization (atomization of liquid metal with a powerful pulse of electric current); plasma wire spraying; plasma spraying of a rotating electrode; plasma spheroidization.

Keywords: additive manufacturing, spherical powder, powder metallurgy, corrosion-resistant steels, powder properties, requirements for spherical particles, properties of printed products, benchmarking

Funding: The work was supported by the Russian Foundation for Basic Research, project No. 20-18-50183.

For citation: Kolmakov A.G., Ivannikov A.Yu., Kaplan M.A., Kirsankin A.A., Sevost'yanov M.A. Corrosion-resistant steels in additive manufacturing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 9, pp. 619–650. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-619-650>

ВВЕДЕНИЕ

Аддитивные технологии находят все более широкое применение во всех отраслях промышленности. С помощью них можно изготавливать изделия со сложной геометрической формой из полимеров, металлов и сплавов, керамики, композиционных материалов и различных органических материалов. Наибольший интерес в настоящее время вызывают методы аддитивного производства изделий из металлических материалов, в которых в качестве сырья применяется сферический металлический порошок. Такие методы характеризуются высоким коэффициентом использования материала (до 90 %), в то время как при применении традиционных «вычитающих» технологий он обычно составляет не более 20 %. Основными характеристиками сферического порошка для 3D-печати являются сферичность, гранулометрический состав, химический состав, текучесть и насыпная плотность.

Коррозионностойкие стали, способные работать в условиях коррозионных сред и окисления при повышенных температурах, нашли широкое применение в аэрокосмической, атомной, судостроительной, химической, пищевой и многих других отраслях промышленности. В связи с этим в настоящее время достаточно большое внимание уделяется исследованию структуры и механических характеристик нержавеющей аустенитных сталей, получаемых с использованием аддитивных технологий [1 – 7].

В данной работе проведен аналитический обзор основных методов получения порошков из коррозионностойких сталей, широко применяемых в различных областях промышленности, а также используемых в аддитивном производстве деталей: селективном лазерном плавлении, селективном лазерном спекании, прямом лазерном спекании и электронно-лучевой плавке. Приведены примеры получения изделий из коррозионностойких сталей аддитивными методами, включая последующую обработку. Выделены предпочтительные методы получения порошков коррозионностойких сталей для аддитивных методов.

Методы получения сферических порошков для аддитивного производства

В настоящее время сферический порошок коррозионностойких сталей может использоваться в следую-

щих аддитивных методах: селективное лазерное плавление, селективное лазерное спекание, прямое лазерное спекание и электронно-лучевая плавка. Каждый из методов предъявляет свои требования к характеристикам сферического порошка. Основными характеристиками сферического порошка для 3D-печати являются сферичность, гранулометрический состав, химический состав, текучесть и насыпная плотность.

Существует два подхода получения сферических металлических порошков: диспергирование расплава и сфероидизация порошка нерегулярной формы. Метод сфероидизации заключается в обработке порошков, имеющих несферическую форму частиц, с помощью термической плазмы. Данный метод позволяет получать сферические порошки с заданным гранулометрическим составом. Однако он характеризуется невысокой производительностью. При диспергировании расплава происходит распыление расплавленного металла или сплава струей газа, жидкости или механическим воздействием. В данном обзоре рассмотрены следующие методы получения сферических порошков:

- газовая атомизация;
- водная атомизация;
- центробежная атомизация;
- ультразвуковая атомизация;
- бесконтактная атомизация;
- плазменное распыление проволоки;
- плазменное распыление вращающегося электрода;
- плазменная сфероидизация.

Газовая атомизация (Gas Atomization)

Методы газовой атомизации заключаются в распылении потока жидкого металла высокоскоростным газовым потоком. В качестве газа могут быть использованы воздух, аргон, азот, гелий или смеси газов. Азот в качестве газа-распылителя используют, в том числе, для получения сферических порошков сплавов с повышенным содержанием азота [8]. Расплавление металла в методах газовой атомизации происходит как с использованием тигля, так и без него. В бестигельной конфигурации применяется индукционная плавка электрода. Для получения порошков нержавеющей сталей плавление материала в основном осуществляется в тигле. При этом форсунки, используемые для распыления газа, могут иметь различные конфигурации.

Наиболее распространенными являются распылители свободного падения (*free-fall-atomizer* – FFA), распылители с закрытой муфтой (*close-coupled atomizer* – CCA) и распылители газа под давлением (*pressure-gas atomizer* – PGA) [9 – 10] (рис. 1).

Метод газовой атомизации позволяет получать частицы порошка высокой степени сферичности размером до 120 – 150 мкм. В качестве недостатка метода можно отметить наличие мелкой фракции порошка (до 10 мкм), которая приводит к появлению на поверхности частиц сателлитов более крупного размера. Одним из технических решений снижения количества сателлитов является увеличение давления распыляющего газа. Так в работе [12] показана морфология частиц порошка, по-

лученного методом газовой атомизации при различных давлениях распыляющего газа (рис. 2).

Водная атомизация (Water Atomization)

Водная атомизация является самой высокопроизводительной из всех методов атомизации. Порошки нержавеющей стали получают путем плавления исходного материала в индукционной печи с последующим выливанием из индукционной печи в тигель, расположенный непосредственно над распылительными форсунками. Когда струи воды из распылительных форсунок сталкиваются с потоком расплавленного металла, возникает турбулентность, которая разбивает поток

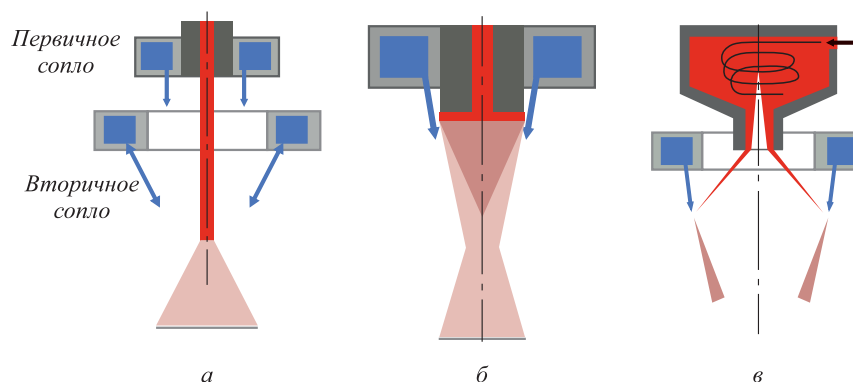


Рис. 1. Схематическое изображение конфигурации процессов газовой распыления [11]:

а – газовая атомизация за счет сил свободного падения; б – газовая атомизация с закрытой муфтой; в – газовая атомизация под давлением

Fig. 1. Schematic representation of the configuration of gas spraying processes [11]:

а – gas atomization by the forces of free fall; б – gas atomization with a closed sleeve; в – gas atomization under pressure

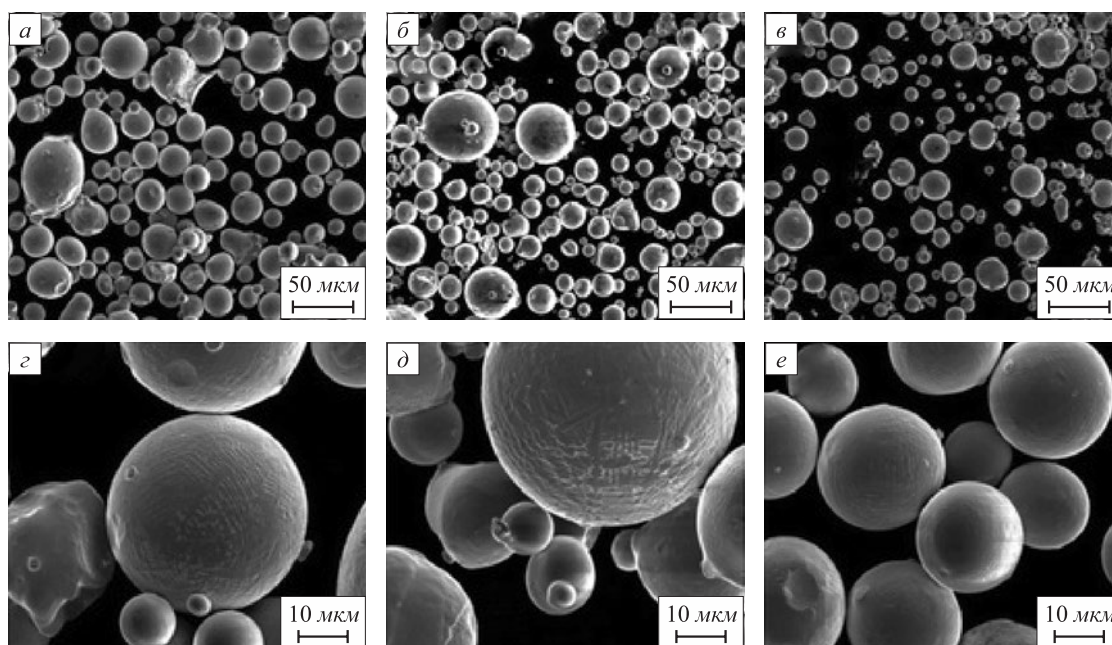


Рис. 2. Микроструктура поверхности порошков нержавеющей стали 316L, полученных методом газовой атомизации при различных давлениях распыляющего газа (а, г – 1,5 МПа; б, д – 2,7 МПа, в, е – 3,5 МПа) [12]

Fig. 2. Surface microstructures of 316L stainless steel powders obtained by gas atomization at various pressures of the spraying gas (а, г – 1.5 MPa; б, д – 2.7 MPa, в, е – 3.5 MPa) [12]

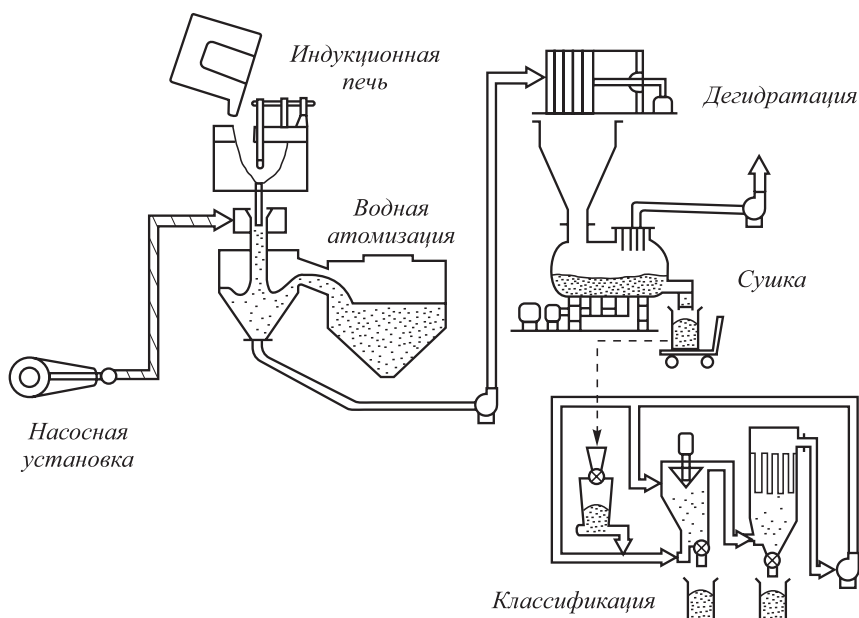


Рис. 3. Схема процесса водного распыления [13]

Fig. 3. Scheme of water spraying [13]

на капли. Капли металла быстро затвердевают и формируют частицы порошка. Затем порошок собирается в камере в виде суспензии вода – порошок, которую впоследствии перекачивают в модуль дегидрирования. После дегидрирования порошок содержит примерно 5 – 6 % влаги. Для дальнейшего высушивания порошка необходимо применять дополнительные стадии сушки с помощью различных методов [13]. Схема процесса водного распыления представлена на рис. 3.

Схема процесса водной атомизации практически полностью идентична схеме газовой атомизации, только в качестве распылителя используется не газ, а струя

воды под большим давлением [14]. Существуют также различные конфигурации водных атомизаторов, отличающиеся в основном геометрией сопел. Типичная схема водной атомизации приведена на рис. 4.

Несмотря на высокую производительность, порошки, полученные методом водной атомизации, отличаются низким уровнем сферичности по сравнению со всеми остальными методами атомизации. Для сравнения на рис. 5 приведено изображение порошка 316L, полученного методом газовой и водной атомизации [15]. Видно, что частицы порошка, полученные методом водной атомизации, неоднородны по морфологии.

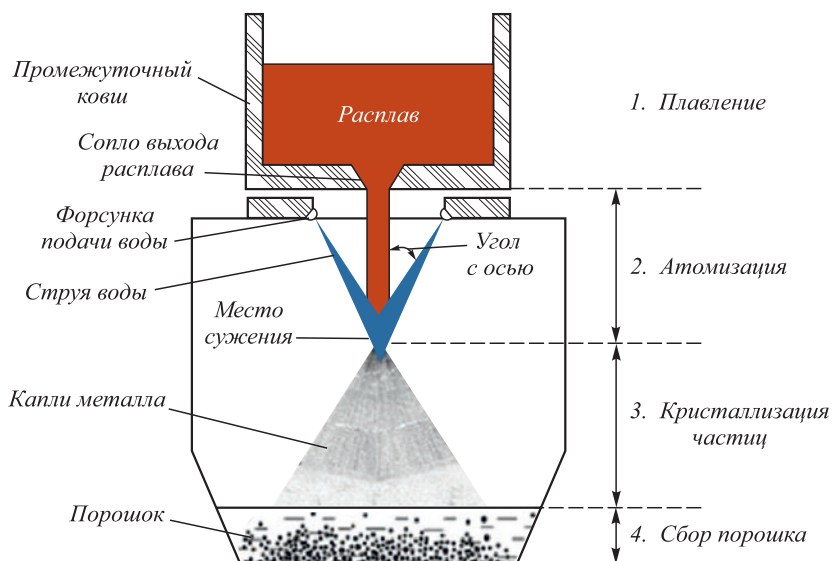


Рис. 4. Схема процесса водной атомизации [14]

Fig. 4. Scheme of water atomization [14]

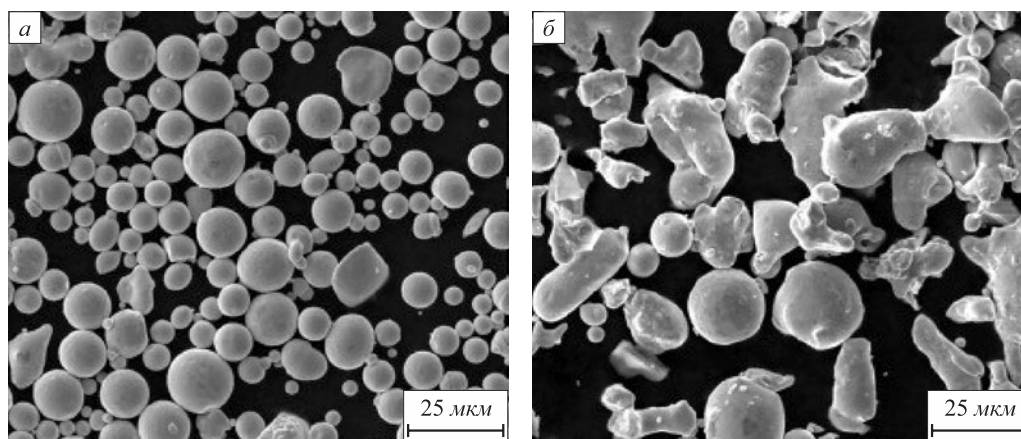


Рис. 5. Изображение порошка 316L, полученного газовой (а) и водной (б) атомизацией [15]

Fig. 5. Image of 316L powder obtained by gas (a) and water (b) atomization [15]

В настоящее время порошки, полученные водной атомизацией, используются в основном в производстве изделий традиционными методами порошковой металлургии. Тем не менее такие порошки могут быть использованы и в методах аддитивного производства. В работе [16] сравнивались порошки стали 17-4 PH, полученные методами газовой и водной атомизации. Было показано, что подбор параметров печати и отбор порошка нужной фракции позволяет получать изделия методом селективного лазерного сплавления со схожи-

ми характеристиками как в случае использования порошка газовой атомизации, так и водной (рис. 6).

Плазменная сфероидизация (Plasma spheroidization)

Для повышения уровня применения порошков водной атомизации в аддитивных технологиях в последнее время используется метод плазменной сфероидизации, который представляет собой вариант метода плаз-

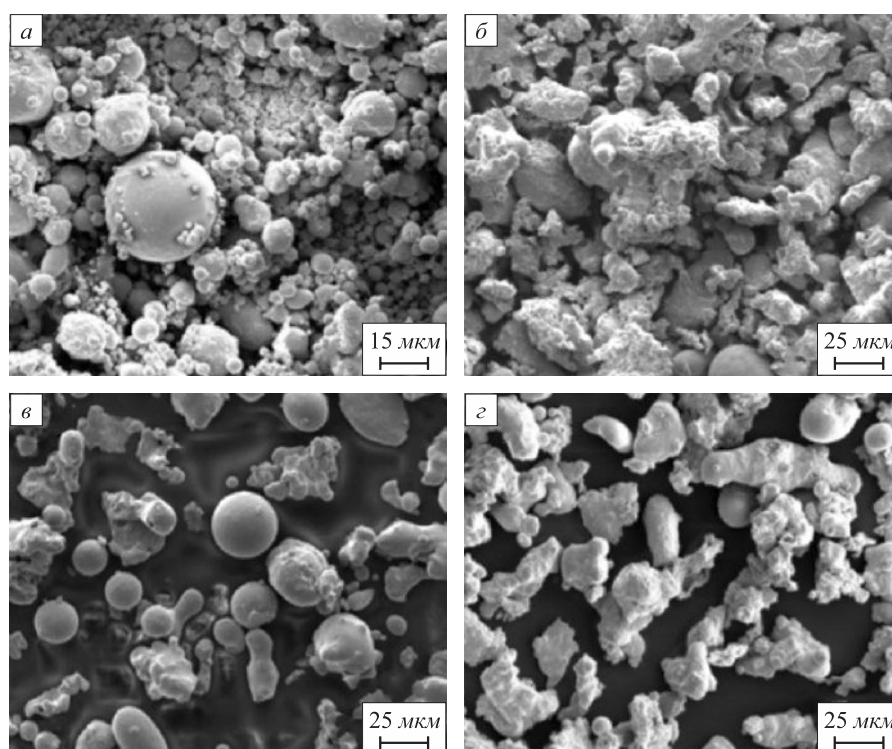


Рис. 6. Порошок 17-4 PH, распыленный разными методами: а, б – газовая атомизация; в, з – водная атомизация [16]

Fig. 6. Powder 17-4 PH sprayed by different methods: а, б – gas atomization; в, з – water atomization [16]



Рис. 7. Схематичное изображение процесса сфероидизации частиц [17]

Fig. 7. Schematic representation of particles spheroidization [17]

химического синтеза наночастиц, используемого для получения частиц сферической формы. В методе плазменной сфероидизации порошок нерегулярной формы вводится в плазмотрон, в котором частицы порошка расплавляются и за счет сил поверхностного натяжения принимают сферическую форму (рис. 7) [17]. Таким образом в настоящее время сфероидизируют не только порошки водной атомизации, но и порошки, полученные механическими способами.

На рис. 8 показано изображение частиц порошка до и после сфероидизации. Видно, что после сфероидизации все частицы имеют сферическую форму, при этом фактически отсутствует мелкая фракция порошка.

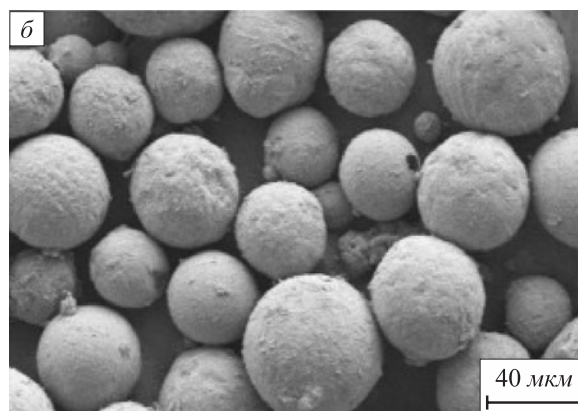
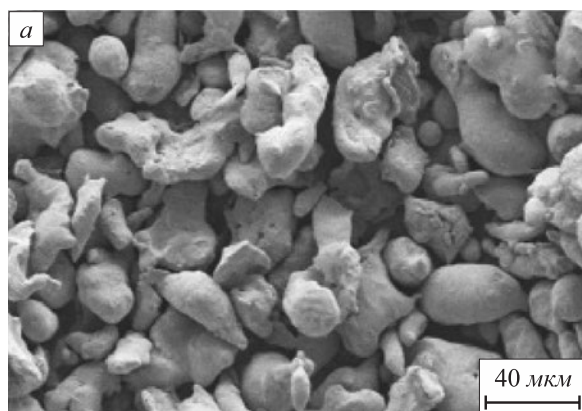


Рис. 8. Порошок 434L до (а) и после (б) сфероидизации [17]

Fig. 8. Powder 434L before (a) and after (b) spheroidization [17]

Одним из основных параметров метода сфероидизации является время нахождения частицы в зоне плазмы. Данный параметр варьируется скоростью подачи порошка в плазмотрон. На рис. 9 показаны частицы порошка после сфероидизации при разных скоростях подачи порошка в плазмотрон.

В процессе сфероидизации частицы порошка подвергаются значительному перегреву, что приводит к изменению химического состава [18]. В первую очередь происходит уменьшение количества углерода и серы (рис. 10, табл. 1).

Плазменная атомизация (Plasma Atomization)

Методы плазменной атомизации, к которым относятся метод плазменного диспергирования проволоки (Plasma Atomization) (рис. 11) и метод плазменного диспергирования вращающегося электрода (Plasma Rotating Electrode Process, PREP) (рис. 12), в настоящее время используются в основном для получения порошков титана и титановых сплавов [19].

Оба метода позволяют получать порошок с частицами высокой степени сферичности без внешних и внутренних дефектов [19 – 21]. Однако метод плазменного распыления проволоки имеет диапазон размера частиц, более подходящий для аддитивных методов производства [22 – 25]. К особенностям метода плазменного распыления вращающегося электрода важно отнести высокие требования к геометрии самого электрода, скорости вращения которого достигают 50 000 об/мин. Размер получаемых методом PREP частиц напрямую определяется скоростью вращения электрода. Так в работе [26] на примере порошка 316L показано, что увеличение скорости вращения электрода приводит к уменьшению размера частиц порошка (рис. 13). Пример поперечного сечения порошков различных сплавов, полученных методом плазменного распыления вращающегося электрода при 8000 об/мин, представлен на рис. 14.

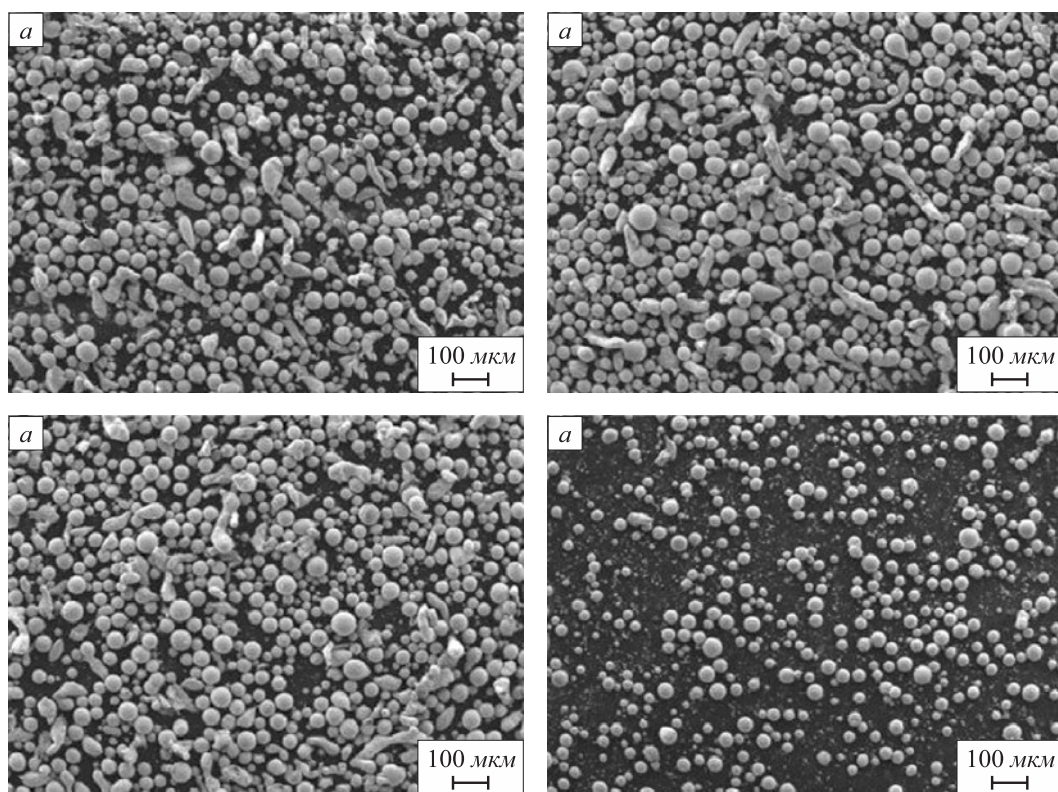


Рис. 9. Изображения FESEM сфероидальных частиц порошка коррозионностойкой стали 316L после сфероидизации при различных скоростях подачи порошка, г/мин: 60 (а); 50 (б); 40 (в); 30 (з) [18]

Fig. 9. FESEM images of spheroidal powder particles of corrosion-resistant steel 316L after spheroidization at various powder feed rates, g/min: 60 (a), 50 (b), 40 (v) and 30 (z) [18]

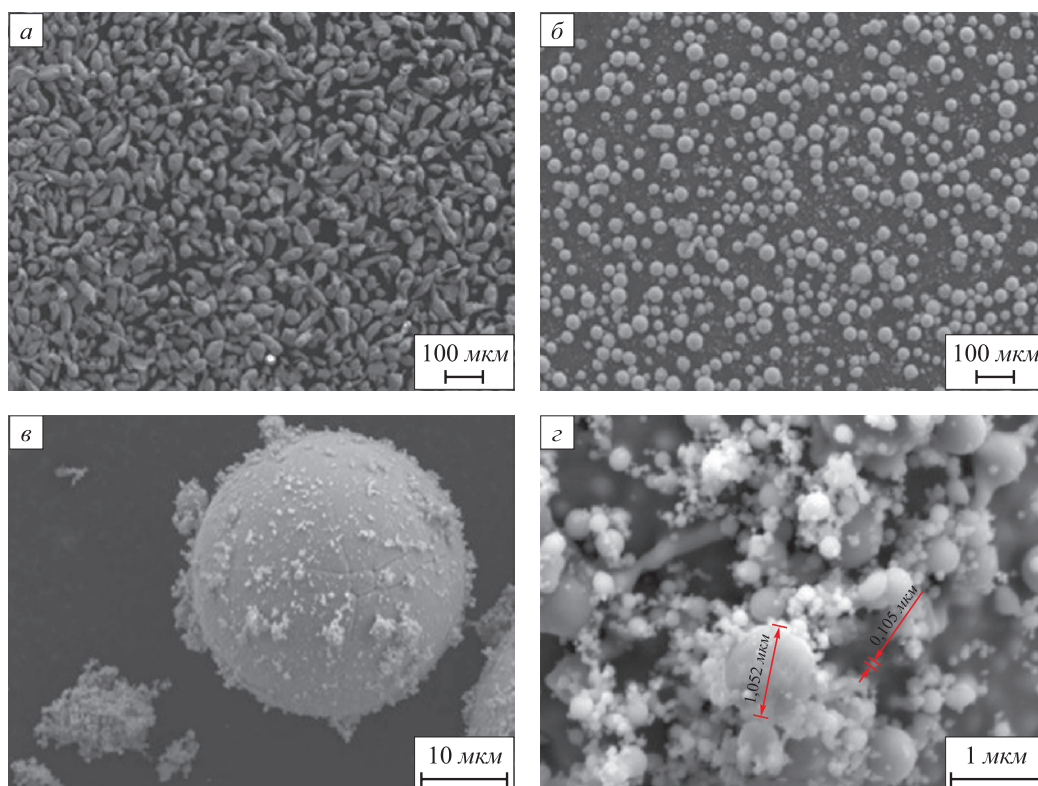


Рис. 10. Порошок 316L до (а) и после (б, в, з) сфероидизации [18]

Fig. 10. Powder 316L before (a) and after (b, v, z) spheroidization [18]

Таблица 1

Химический состав 316L до и после сфероидизации [18]

Table 1. Chemical composition of 316L before and after spheroidization [18]

Порошок	Химический состав, %								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S	Mo	Fe
Стандарт	≤0,03	≤1,00	≤2	16 – 18	10 – 14	≤0,035	≤0,03	2 – 3	Основа
Необработанный	0,03	0,74	0,300	17,32	12,25	0,027	0,0070	2,24	Основа
Сфероидизированный	0	1,10	0,075	17,58	13,53	0,032	0,0049	2,94	Основа

В методах плазменного распыления применяется термическая плазма, которая создается потоком инертного газа. Распыляемое тело (проволока, пруток, вращающийся электрод) помещается в зону плазменного потока, в результате чего происходит образование капель расплава, которые, остывая, кристаллизуются в сферические частицы. При этом протекают различные процессы тепло- и массопереноса. Свойства получаемого порошка определяются параметрами процесса распыления, такими как тип плазмообразующего газа, скорость потока газа, ток и напряжение плазмообразующей дуги, относительное расположение плазменного потока и распыляемого тела. Последний параметр важен, поскольку плазменный поток имеет выраженный градиент по температуре и, таким образом, варьируя

расположение плазмотрона, можно изменять количество энергии, получаемое распыляемым телом [28].

Ультразвуковая атомизация (Ultrasonic atomization)

Ультразвуковые атомайзеры характеризуются небольшой производительностью (до 0,3 литра порошка в час) и представляют собой компактную систему получения сферического порошка (рис. 15) [29]. В качестве исходного сырья используется металлический пруток диаметром до 10 мм или проволока диаметром до 2 мм, которые подаются на подложку, вибрирующую с ультразвуковой частотой.

В настоящее время ультразвуковая атомизация используется в основном для получения порошков легко-

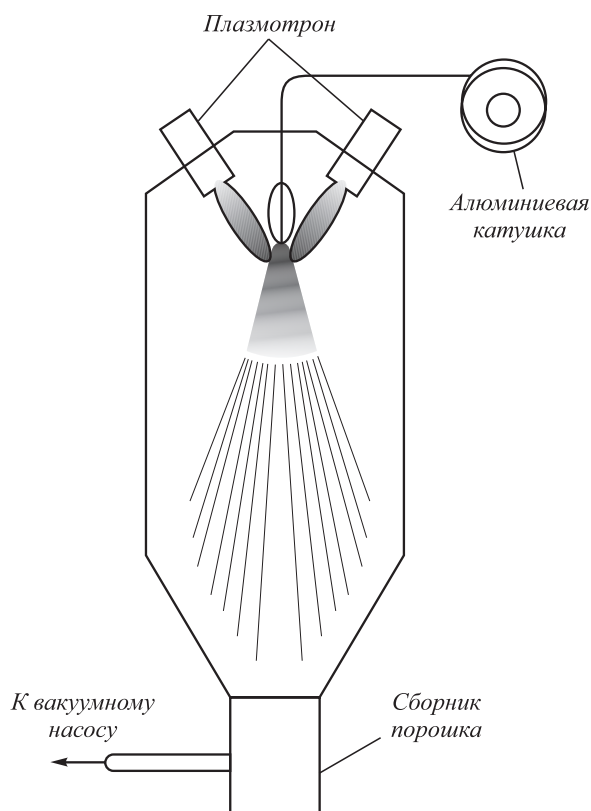


Рис. 11. Плазменная атомизация [21]

Fig. 11. Plasma atomization [21]

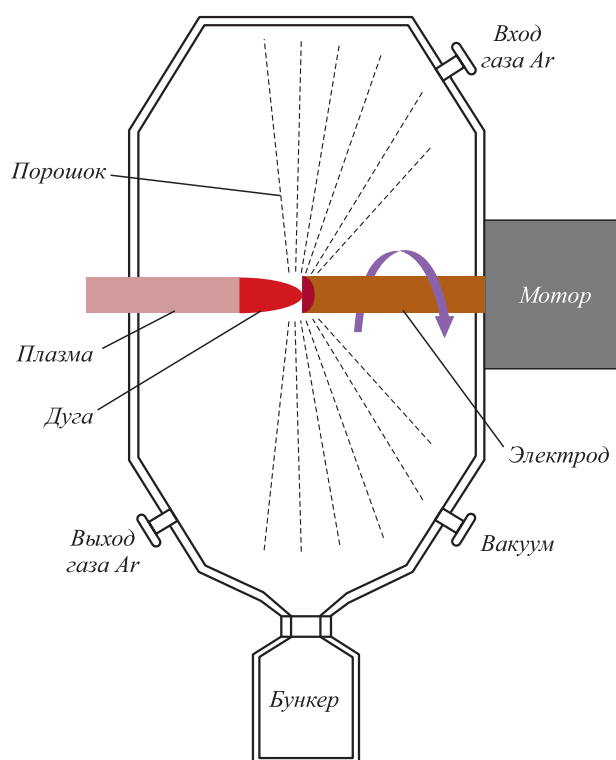


Рис. 12. Метод плазменного диспергирования вращающегося электрода [20]

Fig. 12. Method of plasma dispersion of rotating electrode [20]

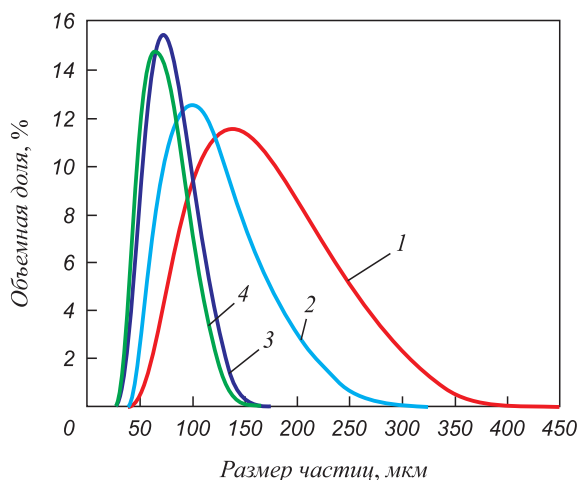


Рис. 13. Зависимость среднего размера частиц порошка и скорости вращения электрода, об/мин:
1 – 8000; 2 – 10 000; 3 – 12 000; 4 – 14 000 [26]

Fig.13. Dependence of electrode rotation speed and average size of the powder particles at rpm:
1 – 8,000; 2 – 10,000; 3 – 12,000; 4 – 14,000 [26]

плавких сплавов. Для повышения производительности и получения порошков коррозионноустойчивых сталей в работе [30] предложен новый процесс лазерного распыления с ультразвуковой вибрацией для получения

мелкодисперсного металлического порошка со средним диаметром частиц около 75 – 95 мкм (рис. 16). Процесс распыления металла происходит за счет воздействия облучения высокоомощного лазера и вибрации подложки с ультразвуковой частотой. Лазерное облучение вибрирующей подложки вызывает плавление поверхности и выброс мелких капель. Представлены предварительные результаты распыления нержавеющей стали AISI 316 с использованием CO₂-лазера мощностью 950 Вт и частотой вибрации 20 кГц. На средний размер частиц и распределение по размерам не оказывает значительного влияния вибрационное смещение, соответствующее капиллярной волне теории атомизации. Микроструктура более крупных распыленных частиц демонстрирует мелкую дендритную структуру на поверхности и усадочную пористость в центре частиц, что указывает на множественное поверхностное зародышеобразование для затвердевания.

Центробежная атомизация (Centrifugal atomization)

Метод центробежной атомизации включает плавку исходного материала и получение расплава, который дозированно подается на быстро вращающийся в горизонтальной плоскости диск. На диске происходит

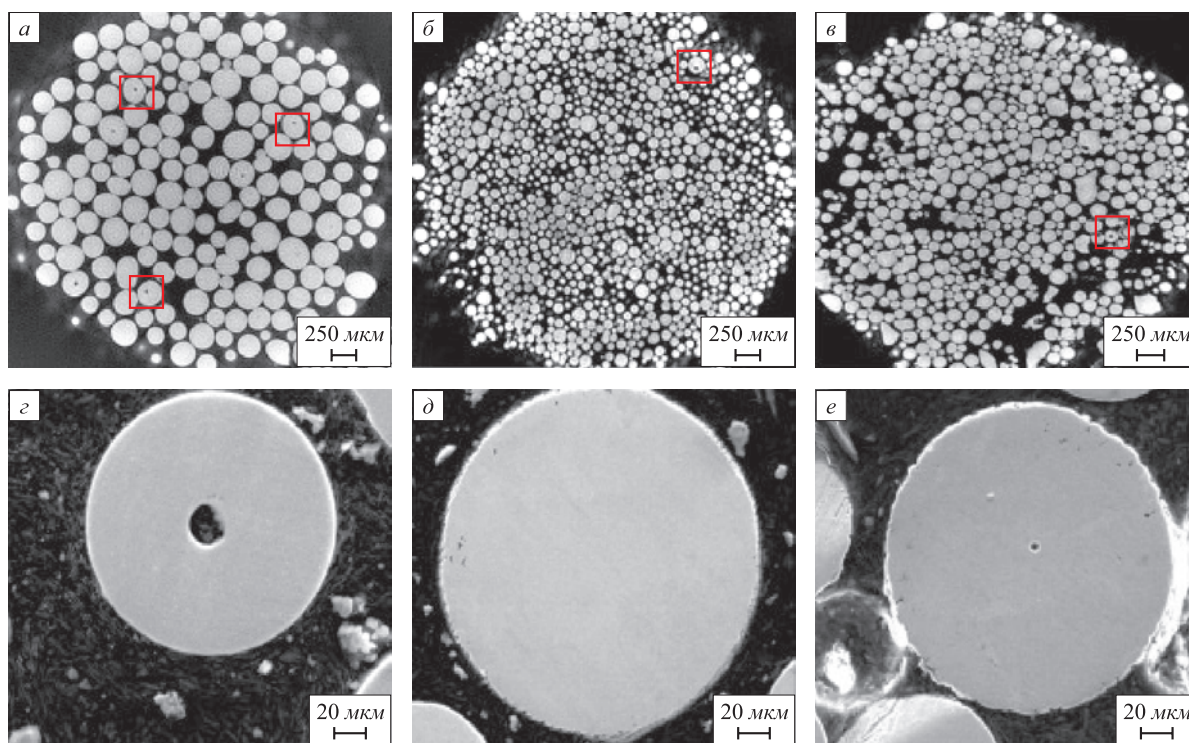


Рис. 14. Морфология поперечного сечения порошков сплава по данным синхротронной рентгеновской КТ при 8000 об/мин: Ti – 6Al – 4V (a); Co – Cr – Mo (б); Сталь 316 (в). Морфология поперечного сечения порошков сплава с помощью SEM: Ti – 6Al – 4V (z); Co – Cr – Mo (д); Сталь 316 (e) [27]

Fig. 14. Morphology of cross-section of the alloy powders according to the data of synchrotron X-ray CT at 8000 rpm: Ti – 6Al – 4V (a); Co – Cr – Mo (б); steel 316 (в). Morphology of cross-section of the alloy powders using SEM: Ti – 6Al – 4V (z); Co – Cr – Mo (д); steel 316 (e) [27]

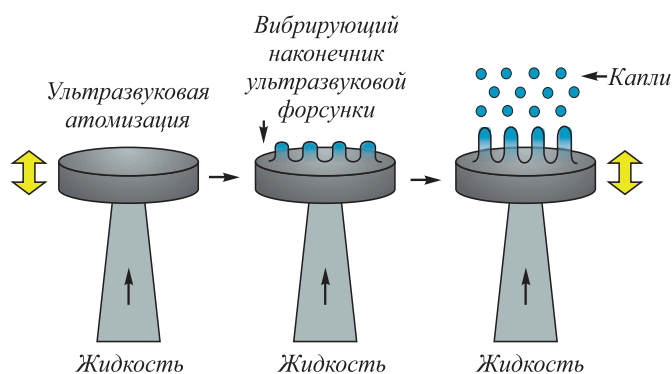


Рис. 15. Ультразвуковая атомизация [29]

Fig. 15. Ultrasonic atomization [29]

диспергирование расплава на капли с последующим их охлаждением и затвердеванием в газе с образованием частиц порошка. Данный метод считается технически сложным за счет высоких капитальных затрат на создание подобных установок, в первую очередь обусловленных большими размерами камеры (диаметром до 10 м) [31]. Типичная схема метода центробежной атомизации приведена на рис. 17. На рис. 18 представлена центробежная атомизация стали при скорости 70 кг/мин для получения порошка размером 100 мкм.

Метод центробежной атомизации применяется сейчас крайне редко, так как полученный порошок имеет

широкий разброс по размерам и несферическую форму, что делает его непригодным для применения в аддитивных технологиях.

Плазменные методы позволяют получать порошок хорошего качества [33], однако низкая производительность делает их нерентабельными. Метод плазменной сфероидизации применяется сейчас для придания частицам порошка характеристик, которые позволят использовать их в 3D-печати.

Как видно из табл. 2, с точки зрения химического состава методы газовой атомизации предпочтительнее. Порошки, полученные водной атомизацией, имеют крайне высокий процент содержания кислорода и углерода.

Можно отметить, что методы газовой атомизации останутся наиболее распространенными для полу-

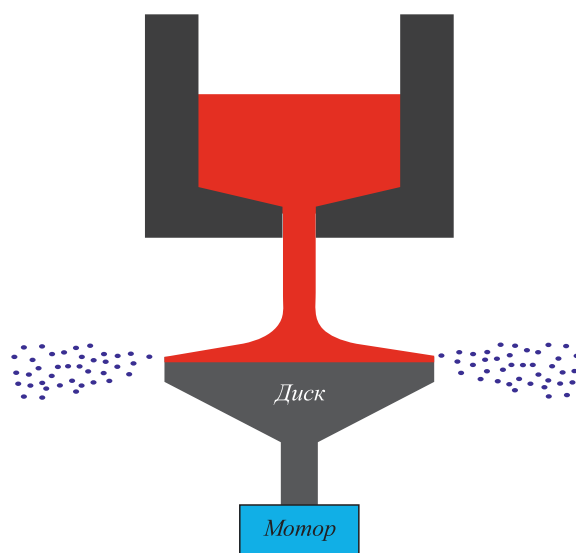


Рис. 17. Схема метода центробежной атомизации [32]

Fig. 17. Scheme of centrifugal atomization [32]

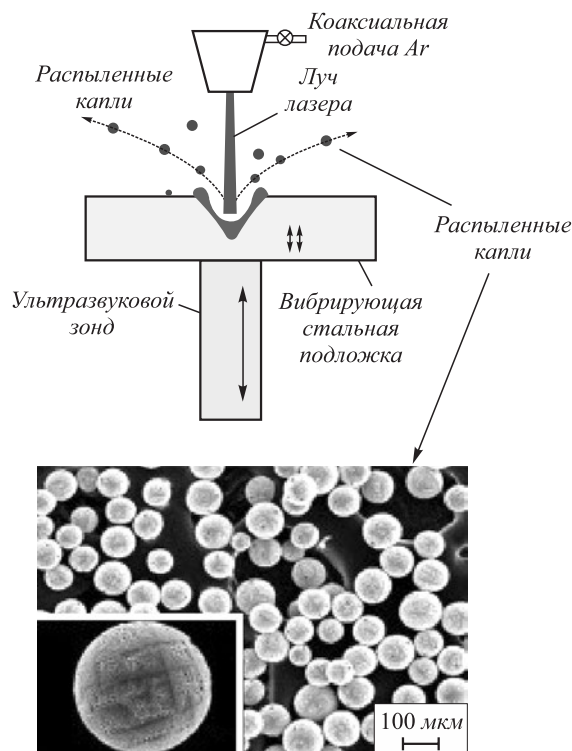


Рис. 16. Получение сферического порошка 316L модернизированным методом ультразвуковой атомизации [30]

Fig. 16. Obtaining a spherical powder 316L by the modernized method of ultrasonic atomization [30]



Рис. 18. Центробежная атомизация стали при скорости 70 кг/мин для получения порошка размером 100 мкм [31]

Fig. 18. Centrifugal atomization of steel at a speed of 70 kg/min to obtain the powder with size of 100 microns [31]

Химический состав порошков стали 316 L, получаемых разными вариантами метода плазменной сфероидизации [33]

Table 2. Chemical composition of 316 L steel powders obtained by different versions of plasma spheroidization [33]

Порошок	Химический состав, %										
	C	O	N	S	Si	Cr	Ni	Mn	Mo	P	Fe
316L VIGA	0,010	0,028	0,018	0,005	0,05	18,0	14,2	1,40	2,9	0,004	Bal
316L GA	0,013	0,066	0,140	0,007	0,70	16,5	12,3	1,50	2,5	0,020	Bal
316L WA	0,033	0,240	0,044	0,005	0,80	16,9	12,7	0,17	2,2	0,020	Bal

чения сферических порошков нержавеющей стали. В первую очередь это обусловлено соотношением качество порошка/производительность метода. Порошки, полученные методом газовой атомизации, могут быть использованы в аддитивных технологиях без дополнительной обработки.

По методу бесконтактной атомизации (распыление жидкого металла мощным импульсом электрического тока) порошки из нержавеющей стали для аддитивных технологий не производят.

Водная атомизация является также одним из высокопроизводительных методов атомизации, но порошки, полученные этим методом, отличаются низким уровнем сферичности по сравнению со всеми остальными методами атомизации. Для повышения уровня использования порошков водной атомизации в аддитивных технологиях в последнее время применяется метод плазменной сфероидизации.

Остальные методы получения сферических порошков нержавеющей стали применяются в исключительных условиях.

Аддитивные методы получения деталей

Аддитивное производство заключается в построении трехмерной детали по цифровой модели путем постепенного добавления тонких слоев материала [34 – 35]. Эта уникальная особенность позволяет производить сложные детали без необходимости использования дорогостоящих оснасток или пресс-форм, таких как пуансоны, штампы, а также снижает потребность в дальнейших стадиях обработки. Кроме того, значительное сокращение количества деталей может быть достигнуто за счет устранения или уменьшения необходимости сборки нескольких компонентов. Также детали могут производиться по требованию заказчика, что сокращает необходимость в большом количестве запасных частей и время выполнения работ по замене критически важных или устаревших компонентов. По этим причинам аддитивное производство в настоящее время широко признано в качестве новой парадигмы проектирования и производства высокоэффективных компонентов для аэрокосмической, медицинской, энергетической и автомобильной промышленности. Аэрокосмические

приложения включают сложные топливные форсунки, которые ранее требовали сборки нескольких деталей, и легкие инженерные конструкции, которые приводят к значительной экономии. Медицинские и стоматологические имплантаты, производимые аддитивным производством, предлагают значительные улучшения в интеграции, биосовместимости и возможности использования устройств, совместимых с пациентом, полученных на основе собственной медицинской визуализации пациента. Автомобильное применение включает прототипирование, быстрое изготовление и ремонт промышленного оборудования.

Процессы аддитивного производства

Процессы аддитивного производства по способу печати делятся на два типа, определенные стандартом ASTM F2792 [36]:

- прямой подвод энергии и материала [37] (*Directed Energy Deposition* – DED);
 - синтез на подложке [37] (*Powder Bed Fusion* – PBF).
- Также классификация осуществляется по первичному источнику нагрева:
- лазерный источник (*Laser* – L);
 - электронно-лучевой источник (*Electron Beam* – EB);
 - плазменно-дуговой источник (*Plasma Arc* – PA);
 - газово-дуговой источник (*Gas Metal Arc* – GMA).

В основном в аддитивном производстве используются процессы с такими сочетаниями способа печати и источников нагрева, как PBF-L, PBF-EB, DED-L, DED-EB, DED-PA и DED-GMA [38].

Дополнительное различие можно провести между процессами прямого аддитивного производства, которые начинаются с компьютерной модели и производят сетчатую фасонную деталь, и косвенными процессами, которые начинаются с компьютерной модели для печати промежуточной детали, а затем требуют дополнительных промежуточных стадий обработки, таких как литье, объемное спекание или механическая обработка для получения сетчатой фасонной детали. В то время как почти все области применения металлических деталей, изготовленных по аддитивным технологиям, требуют определенной степени постобработки, термообработки и финишной обработки, процессы PBF и во

многих случаях процессы DED можно считать финальными. Процессы DED также часто используются для получения больших полых форм, требующих обширной механической обработки для создания уникальных свойств. Струйная обработка связующего и ультразвуковое аддитивное производство (*Ultrasonic Additive Manufacturing – UAM*) считаются косвенными процессами обработки металлов [39 – 41].

В аддитивном производстве в качестве исходного сырья обычно используют порошок, который либо засыпается послойно и плавится источником энергии, либо подается непосредственно в место печати, или проволоку, подающуюся в место печати. Понимание процессов аддитивного производства необходимо для выбора правильного метода печати изделий для целевого применения. Далее представлены основные принципы методов аддитивного производства и их особенности.

На рис. 19 показан схематический вид процесса DED-L с порошком, используемым в качестве исходного материала [42]. При DED-L порошок обычно подается в место плавки и за счет воздействия лазерного луча создает расплавленную ванну для нанесения материала послойно или по частям на подложку или пластину. В процессе DED-L используется защитный газ для защиты расплавленного металла от окисления и переноса потока порошка в расплавленную ванну [42 – 51]. В процессе DED-EB (рис. 20) коммерческая проволока осаждается в расплавленную ванну благодаря электронному лучу. Большая вакуумная камера обеспечивает высокую чистоту технологической среды во время сборки и охлаждения. В процессах DED-PA или DED-GMA в качестве источника тепла используется электрическая дуга, а в качестве исходного материала – присадочная проволока, аналогичная при сварке плав-

лением [52 – 55]. Эти процессы состоят из источника питания, системы подачи проволоки и интегрированной многоосевой системы управления относительным перемещением сборки и источника тепла (рис. 21). Во всех этих процессах DED 3D-деталь изготавливается послойно после ввода оцифрованной геометрии из файла системы автоматизированного проектирования (САПР). Расстояние между сфокусированным лучом и поверхностью сборки поддерживается синхронизированным многоосевым движением приспособления, удерживающего подложку и источник тепла во время послойного осаждения. Детали с выступающими элементами могут также требовать соответствующие поддерживающие конструкции для предотвращения искажений [56]. Условия обработки, такие как скорость сканирования источника тепла и скорость подачи исходного материала, либо задаются заранее, либо контролируются в процессе соответствующими датчиками. После процесса осаждения изготовленная деталь удаляется с подложки механическим способом. После снятия детали с подложки может потребоваться дальнейшая обработка поверхности для достижения желаемого качества поверхности. Основные используемые в настоящее время схемы показаны на рис. 19 – 21 [56 – 57].

Проведение процесса PBF-L начинается с твердотельной или поверхностной CAD-модели (рис. 22) [60 – 64]. Ориентируясь в объеме сборки, она разрезает плоскость на слои, чтобы включить опорные конструкции и определить путь сканирования на основе заранее заданного набора параметров для конкретного материала и конкретной конфигурации машины (рис. 22). Деталь образуется путем плавки тонких слоев порошка и наплавки слоев на слой этого порошка под компьютерным управлением в инертной камере, постепенно понижая ось Z после каждого слоя [65]. Плавление происходит раст-
 ровым движением лазерного источника тепла с помо-

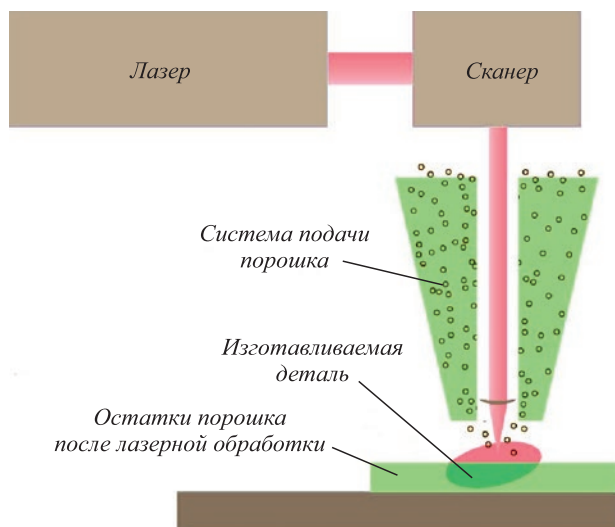


Рис. 19. Прямой подвод энергии и материала с использованием лазерного источника тепла (DED-L) [55]

Fig. 19. Directed energy deposition + laser (DED-L) [55]

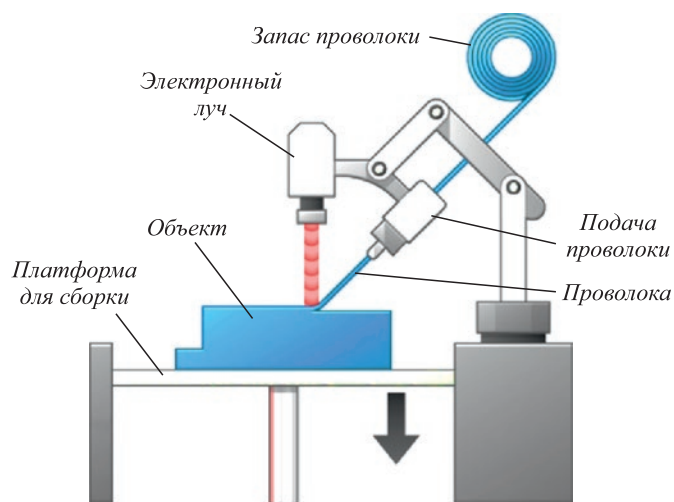


Рис. 20. Прямой подвод энергии и материала с использованием электронно-лучевого источника тепла (DED-EB) [58]

Fig. 20. Directed energy deposition + electron beam (DED-EB) [58]

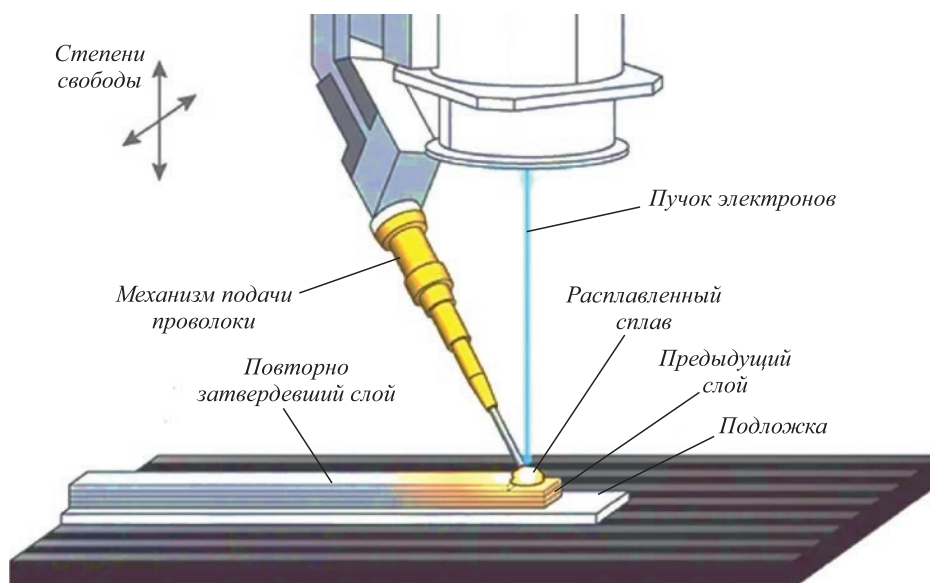


Рис. 21. Прямой подвод энергии и материала с плазменно-дуговым или газово-дуговым источником тепла (DED-GMA / DED-PA) [59]

Fig. 21. Directed energy deposition + gas metal arc / plasma arc (DED-GMA / DED-PA) [59]

щью управляемых гальванометром зеркал, в результате чего плавятся и затвердевают перекрывающиеся треки расплава.

Наиболее распространенным вариантом реализации процесса PBF-L является метод селективного лазерного плавления, принцип работы которого основан на послойном расплавлении порошкового материала посредством мощного лазерного излучения. Метод селективного лазерного плавления состоит из двух основных этапов производства – моделирование изделия и его непосредственная печать. В отдельных случаях приме-

няются различные виды постобработки, хотя важно отметить, что одним из преимуществ метода является отсутствие необходимости в последующей обработке. На первом этапе создается цифровая трехмерная модель изделия. Затем специальная программа превращает цифровую модель в серию тонких слоев и адаптирует их к определенному типу СЛП принтера. Далее начинается непосредственно стадия производства.

Лазер высокой мощности через систему отклоняющих зеркал рисует на слое сечение модели, соответствующее текущему слою цифровой модели. Мощность

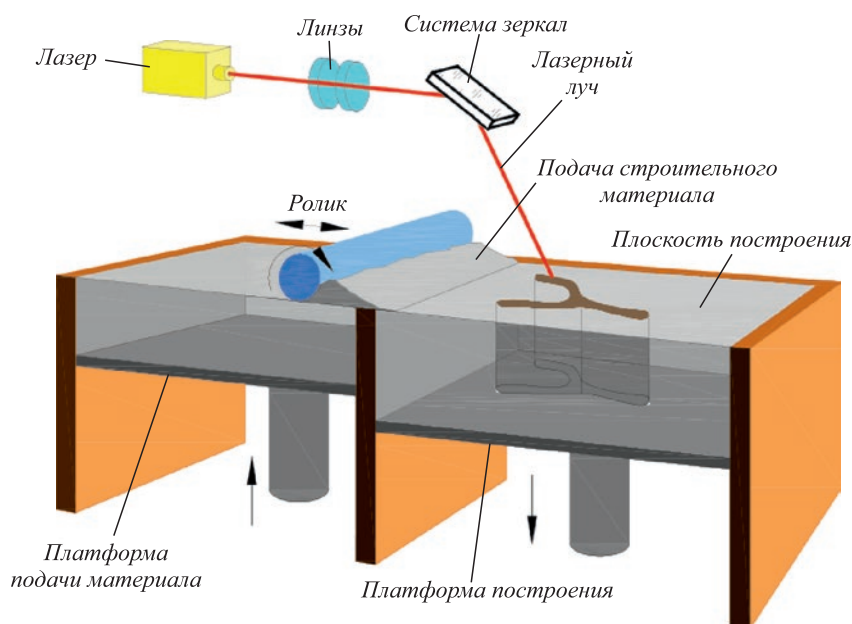


Рис. 22. Синтез на подложке с использованием лазерного источника тепла (PBF-L) [65]

Fig. 22. Powder bed fusion + laser (PBF-L) [65]

лазера устанавливается таким образом, что частицы металлического порошка сплавляются в полностью однородную массу. Качество получаемых методом селективного лазерного плавления изделий может сильно зависеть от свойств каждого трека и слоя. Выбор толщины слоя определяется размерами частиц порошка и степенью его усадки в процессе синтеза. На процесс плавления также влияют параметры обработки, такие как мощность лазера, скорость и направление сканирования, интервал сканирования (ширина сканирования), температура порошкового слоя, а также свойства самого порошка. Размер порошка выбирается как баланс между достижением равномерной усадки и обеспечением хорошей текучести. Крупные частицы порошка приводят к плохой укладке, а мелкие частицы способны легко агломерироваться под действием сил Ван-дер-Ваальса, что приводит к плохой текучести порошка и, следовательно, плохой подаче порошка. Принципиальная схема установки селективного лазерного плавления представлена на рис. 23 [66].

В основном детали, изготовленные методом селективного лазерного плавления, имеют внутренние напряжения, наличие и величина которых зависят от множества параметров, например, геометрии изделия, скорости нагрева и охлаждения, коэффициента термического расширения, фазовых и структурных изменений в металле. Для уменьшения внутренних напряжений можно использовать нагревательные элементы, которые обычно располагаются внутри установки вокруг подложки или питателя с порошком. Нагрев порошка также позволяет удалить адсорбированную влагу с поверхности частиц и тем самым уменьшить степень окисления. Если этого недостаточно, то применяют последующую термическую обработку, например, отжиг

или горячее изостатическое прессование. Таким образом, разработка технологии получения и обработки сферического порошка с заданными свойствами является актуальной и все еще мало изученной задачей.

Метод селективного лазерного плавления позволяет печатать имплантаты с заданной пористостью. В настоящее время исследованию различных структур, пор и их влиянию на свойства изделий посвящено множество работ.

Высокотемпературные градиенты при печати приводят к тому, что высокие остаточные напряжения значительно изменяются от слоя к слою [67]. Уровень остаточных напряжений зависит от свойств материала, геометрии образцов, несущих конструкций и технологических параметров. Этот уровень может быть минимизирован путем правильного подбора режимов предварительного нагрева и стратегий сканирования для уменьшения градиента температур, но наиболее эффективным методом является снятие внутренних напряжений в результате дополнительной термической обработки. Так для снятия внутренних напряжений образцы стали 316L, полученные методом селективного лазерного плавления, подвергают отжигу при температуре от 650 до 1100 °С в течение 1 – 5 ч и дальнейшему медленному охлаждению. В работе [68] для снятия напряжений в образцах из стали 316L также рассматривали отжиг при 900 °С с охлаждением в печи, но для предотвращения неблагоприятной миграции высокоугловых границ при выдержке в печи рекомендовали отжиг при 800 °С с увеличением времени выдержки до 5 ч и последующим охлаждением в печи.

Поскольку пористость снижает эксплуатационные свойства материалов, то количество пор должно быть уменьшено до минимального значения. Поэтому после селективного лазерного плавления часто применяют горячее изостатическое прессование (ГИП), которое значительно увеличивает сопротивление циклическим нагрузкам [69].

В исследовании [70] показано, что повторное плавление изделия из стали 316L позволяет значительно снизить технологическую индуцированную пористость. В целом, оптимизированные режимы селективного лазерного плавления могут обеспечивать вполне хорошую плотность с минимальной пористостью, но в настоящее время чаще всего для этой цели используют ГИП [71].

Процесс селективного лазерного спекания также является методом PBF-L и имеет много общего с процессом селективного лазерного плавления. Метод селективного лазерного спекания (СЛС) позволяет также из порошков различных материалов получать сложные по геометрии изделия слой за слоем. Ключевое отличие заключается в том, что при использовании СЛС частицы порошка не плавятся полностью, а происходит спекание соседних частиц. В настоящее время метод СЛС также широко применяется для печати металлических

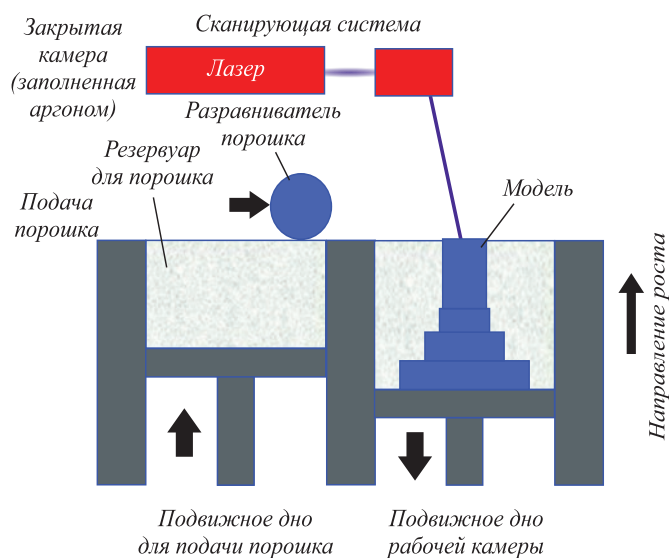


Рис. 23. Принципиальная схема установки селективного лазерного плавления [66]

Fig. 23. Scheme of the unit of selective laser melting [66]

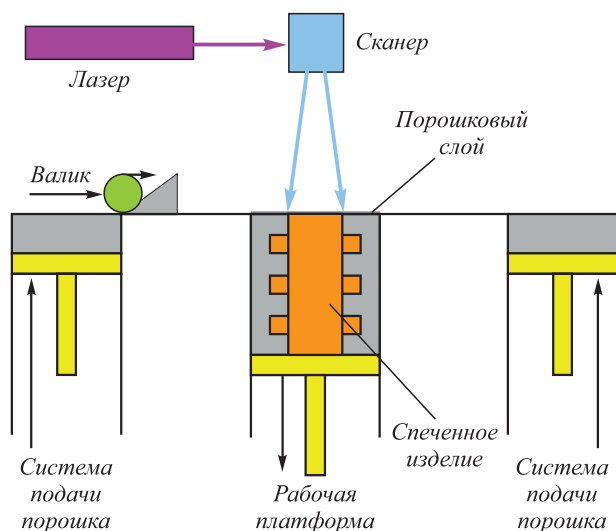


Рис. 24. Схематичное изображение процесса селективного лазерного спекания [72]

Fig. 24. Schematic representation of selective laser sintering [72]

изделий [72]. Схематичное изображение процесса селективного лазерного спекания показано на рис. 24.

Реализация процессов PBF-EB и PBF-L является сходной, но в качестве источника тепла используется электронный луч (EB) в вакуумной камере. Электромагнитные катушки растривают электронный луч по каждому слою порошка. Процесс основан на двухэтапной последовательности: сначала происходит спекание каждого слоя порошка для предотвращения электростатического заряда и отталкивания частиц порошка, а затем осуществляется дополнительный проход плавления области. Поскольку порошок сплава уже спечен на

слое, который выдерживается при повышенной температуре, процессы PBF-EB позволяют использовать более высокую скорость сканирования луча. Ограничение состоит в необходимости использования электропроводящего порошка. Сканирование луча в процессе PBF для каждого слоя может следовать различным шаблонам, таким как однонаправленный, двунаправленный, спиральный, зигзагообразный и поперечный.

Процесс UAM [73 – 74] включает соединение металлических листов между собой с помощью ультразвуковых колебаний под действием постоянной силы. Характерная технологическая схема такого варианта показана на рис. 25 [75]. Металлические листы размягчаются теплом, генерируемым ультразвуковыми колебаниями, и соединяются в твердое состояние. В процессе АТ со струйным связующим [76] струя жидкого связующего подается струйной печатающей головкой на слой порошкового сплава, как показано на рис. 26 [77]. Затем связующее отверждается для удержания порошка и изготовления компонента.

Доставка исходного материала зависит от конкретного технологического процесса. В процессе DED-L порошок сплава подается соосно лазерному лучу с помощью набора сопел. В процессах на основе PBF твердые порошки часто используются повторно, чтобы избежать потерь, которые могут привести к плохой поверхности и плохим механическим свойствам конечной детали. В отличие от порошковых процессов, процесс DED-GMA аналогичен процессам сварки плавлением на основе присадочной проволоки. Газовая дуговая сварка металлов, особенно с короткозамкнутым режимом переноса металла, обычно используется для процесса DED-GMA из-за более низкой мощности дуги по

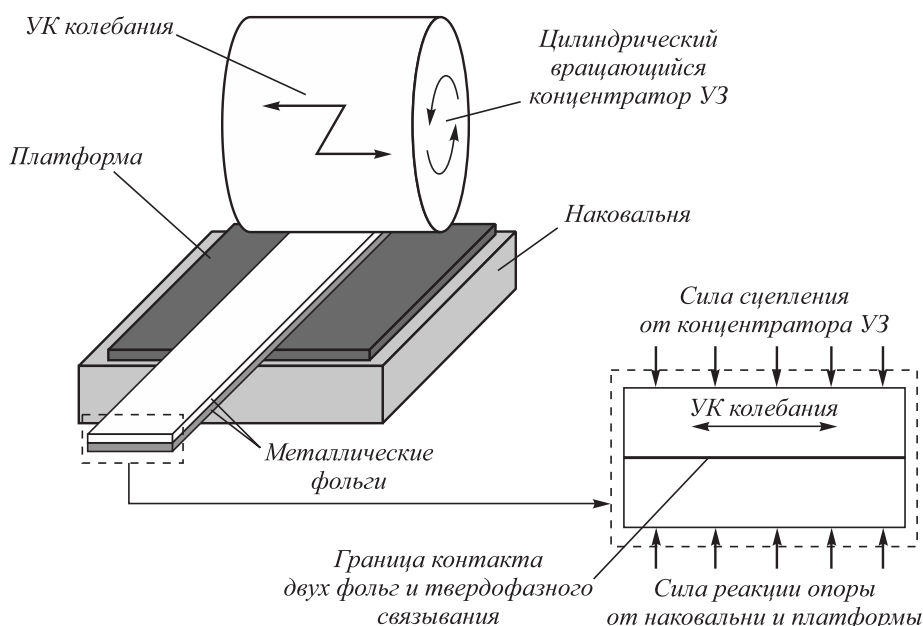


Рис. 25. Ультразвуковое аддитивное производство (UAM) [75]

Fig. 25. Ultrasonic additive manufacturing (UAM) [75]

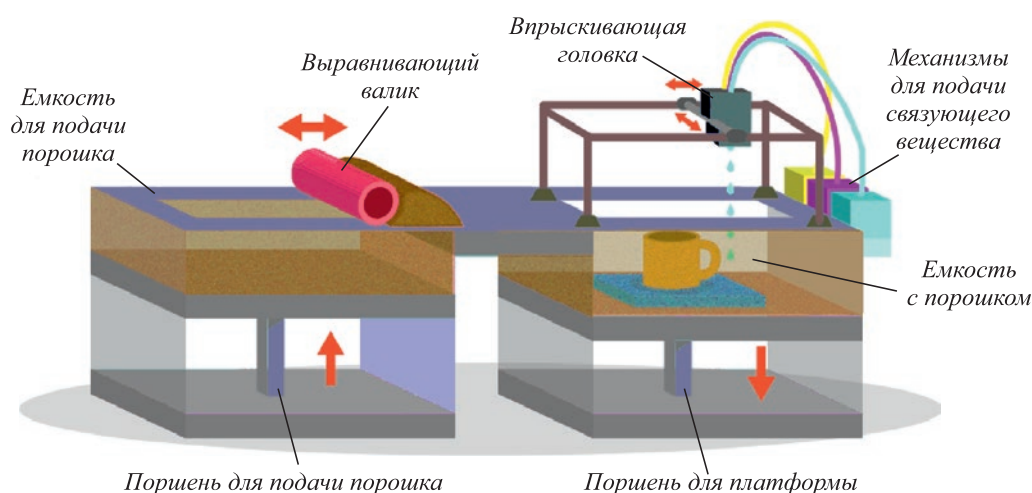


Рис. 26. Струйная печать посредством нанесения порошка и склеивания его связующим веществом [78]

Fig. 26. Binder jet process [78]

сравнению с другими режимами переноса металла. Для осаждения из титановой присадочной проволоки при реализации процесса DED-PA плазменная дуга также используется и в качестве источника тепла, чтобы избежать ее нестабильности [54]. Широкий выбор на рынке и низкая цена присадочной проволоки по сравнению с порошками сплавов делают процессы DED-GMA или PA менее дорогими. В процессе UAM исходное сырье поставляется в виде рулонного листа или фольги, обычно в диапазоне толщин 0,5 – 1,0 мм [73 – 74].

В процесс DED-E входит такой метод, как электронно-лучевая наплавка. Сущность электронно-лучевой наплавки заключается в нагреве материала и поверхности детали потоком электронов, обеспечивающем высококонцентрированное вложение энергии в нагреваемую поверхность [79]. Малый объем обрабатываемого металла и кратковременность теплового воздействия обеспечивают незначительную деформацию обрабатываемой детали. При этом толщина наплавленного слоя может составлять от нескольких десятых миллиметра до 1,0 – 1,5 мм на сторону (рис. 27).

Метод лазерной наплавки металла применяется при формировании износостойких покрытий на поверхности изделий. Износостойкая поверхность может включать смесь множества различных биосовместимых материалов. Кроме того, функционально-градиентные слои материалов могут быть использованы для формирования износостойкой поверхности. Износостойкая поверхность обеспечивает долговечность устройства, особенно при нанесении на опорные поверхности, такие как опорные поверхности искусственного сустава или опорные поверхности зубного имплантата [79 – 80].

Процессы АТ также характеризуются временем их производства, максимальным размером компонента, который может быть изготовлен, способностью производить сложные детали и такими качествами продукта,

как дефекты и точность размеров. Высокое время производства порошковых деталей вызвано ограниченной скоростью подачи порошка, скоростью сканирования и небольшой толщиной каждого слоя. В отличие от порошка, методы с использованием проволоки позволяют относительно более высокую скорость массового потока (осаждения). В результате процессы на основе порошка считаются пригодными для изготовления относительно небольших деталей, а процессы на основе проволоки – для изготовления крупногабаритных деталей более 10 кг [54].

Хорошая обработка поверхности и способность создавать сложные элементы считаются особым достоинством процессов АТ на основе порошка из-за небольшого размера его частиц. Использование лазерного и электронного пучка дополнительно позволяет контролировать плавление и затвердевание порошка, что приводит к хорошей точности размеров. Факторы, влияющие на качество поверхности для порошковых систем, включают тип сплава, форму порошка, размер и морфологию, а также размеры фокусного пятна лазерного или

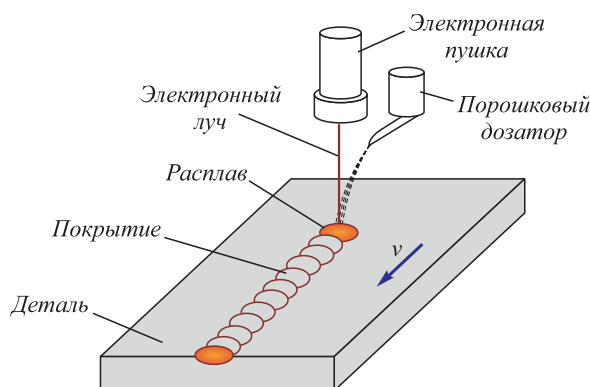


Рис. 27. Схема работы метода электронно-лучевой наплавки [79]

Fig. 27. Scheme of electron-beam surfacing [79]

электронного пучка и другие технологические и конструктивные параметры. Как указано выше, процессы на основе проволоки с высокой скоростью осаждения, способные производить крупные компоненты, требуют больших расплавленных бассейнов и имеют большие слоистые сварные швы и, соответственно, шероховатость поверхности. Поэтому для методов с использованием проволоочного сырья необходима дальнейшая механическая обработка, в то время как для методов с использованием порошка либо требуется небольшая обработка, либо вообще не требуется дальнейшая обработка.

Процесс UAM все еще находится в зарождающемся состоянии и на сегодняшний день нашел лишь несколько коммерческих применений [39]. Внимание исследователей и производства сосредоточено на аддитивном производстве на основе порошка и проволоки.

В табл. 3 показано сравнение методов на основе DED и PBF. На практике процесс выбирается с учетом желаемого размера продукта, качества и общих затрат, связанных с производством.

Подводя итог, можно сказать, что аддитивные процессы с порошком в качестве исходного материала обычно используются для изготовления очень сложных

изделий с достаточно хорошей поверхностью, однако процесс изготовления очень медленный, а порошковое сырье стоит дорого [39]. Процессы на основе проволоки и металлических листов протекают быстро, но не обладают достаточной точностью при соблюдении размеров, а это приводит к дефектам и плохой поверхности, особенно для деталей сложной формы, поэтому необходимы дополнительные стадии обработки [39].

Таким образом, различные методы печати необходимы для изготовления деталей со сложными внутренними и внешними контурами, а также для работы со сплавами, которые трудно отливать и подвергать горячей обработке давлением и механической обработке или изготавливать традиционными методами порошковой металлургии.

Материалы для аддитивных методов

В качестве исходного материала в лазерных и электронно-лучевых методах используют порошки. Порошок должен обеспечивать легкость подачи и контролируемую плавку. Подача смеси нескольких порошков сплавов в заданном соотношении дополнительно позволяет построить деталь с градиентом состава

Таблица 3

Сравнение двух основных категорий процессов аддитивного производства металлических компонентов: направленное энергетическое осаждение (DED) и плавление в порошковом слое (PBF)

Table 3. Comparison of two main categories of metal components additive manufacturing: directional energy deposition (DED) and powder layer fusion (PBF)

Показатель	Процесс				
	DED			PBF	
Исходное сырье	Порошок	Проволока		Порошок	
Источник тепла	Лазер	Е-луч	Электрическая дуга	Лазер	Е-луч
Номенклатура	DED-L	DED-EB	DED-PA/DED-GMA	PBF-L	PBF-EB
Мощность, Вт	100 – 3000	500 – 2000	1000 – 3000	50 – 1000	
Скорость, мм/с	5 – 20	1 – 10	5 – 15	10 – 1000	
Максимальная скорость подачи, г/с	0,1 – 1,0	0,1 – 2,0	0,2 – 2,8	–	
Максимальный размер сборки, мм×мм×мм	2000×1500×750	2000×1500×750	5000×3000×1000	500×280×320	
Производительность	Высокая	Средняя	Низкая	Высокая	
Точность размеров, мм	0,5 – 1,0	1,0 – 1,5	Сложные функции невозможны	0,04 – 0,2	
Шероховатость поверхности, мкм	4 – 10	8 – 15	Нуждается в механической обработке	7 – 20	
Постобработка	ГИП и поверхностное шлифование редко требуются	Поверхностное шлифование и обработка требуются для достижения лучшей отделки	Механическая обработка необходима для изготовления конечных деталей	ГИП редко требуется для уменьшения пористости	
Литературные источники	[42 – 47]	[48 – 51]	[52 – 55]	[60 – 64]	

ва/свойств. Однако производство высококачественных порошков остается проблемой из-за их высокой площади поверхности и восприимчивости к окислению. Поэтому очень важна оценка технологических путей получения порошков сплавов и их соответствующих характеристик.

На качество аддитивно изготовленных деталей существенное влияние оказывают характеристики исходных материалов [81 – 82]. К таким характеристикам относятся форма, гранулометрический состав, морфология поверхности, состав и текучесть порошков [83]. На рис. 28 схематично представлена различная форма частиц в зависимости от двух параметров: сферичности – степень приближения формы гранулы к сфере (чем выше объект, тем выше сферичность) и округлости – степень относительной закругленности углов гранулы (чем правее объект, тем выше округлость) [84]. Для обеспечения компактной укладки частиц в объеме и хорошей текучести, которая необходима для подачи порошка во время процесса печати, необходимо получать порошок с максимальной сферичностью и округлостью.

Для принтеров технологии послойного селективного лазерного плавления СЛП требуются порошки с размером частиц 10 – 40 мкм, электронно-лучевого плавления ЕВМ – 40 – 60 мкм, лучевого/электронно-лучевого прямого осаждения материала – 20 – 150 мкм [85].

Для изучения формы и морфологии поверхности части порошка используется сканирующая электронная микроскопия (СЭМ), рентгеновская дифрактометрия и компьютерная томография (КТ). Лазерная дифракция и метод просеивания используются для обеспечения гранулометрического состава порошков [86]. Текучесть и насыпную плотность порошков измеряют расходомером Холла [87 – 88].

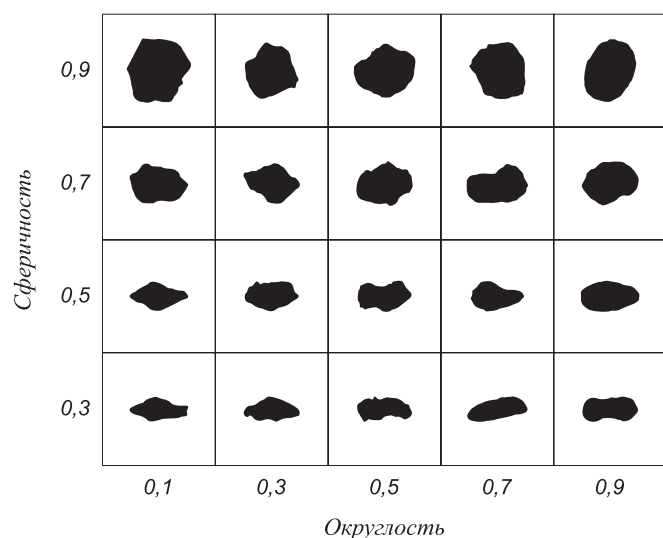


Рис. 28. Диаграмма Крумбьена–Шлосса для визуального определения сферичности и округлости [84]

Fig. 28. Crumbien–Schloss diagram for visual determination of sphericity and roundness [84]

Качество исходных материалов зависит от процесса их изготовления.

ИЗДЕЛИЯ ИЗ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЬНЫХ ПОРОШКОВ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДАМИ АДДИТИВНОГО ПРОТОТИПИРОВАНИЯ

Применение нержавеющей сталей при аддитивном производстве деталей и компонентов

Эволюция современной промышленности в концепции Индустрия 4.0 основана на интенсивном применении различных способов аддитивного прототипирования, базирующихся на компьютерных трехмерных моделях объектов и их производстве по средствам сплавления порошковых материалов. Учитывая специфику данного обзора, в текущем разделе приводится информация о практических приложениях (примерах), в которых используются нержавеющие порошковые материалы, проводится анализ данных о структуре и свойствах изделий, полученных аддитивными методами сплавления.

Интенсивное развитие цифровых технологий и оборудования для трехмерного прототипирования изделий из металлических материалов с использованием энергии лазерного и электронного излучения расширяет сферы практического применения порошков нержавеющей сталей для изготовления деталей, используемых в аэрокосмической, автомобильной промышленности, судостроении, нефтегазовой отрасли, и при изготовлении медицинских изделий, включая импланты. Расширение сферы применения технологий аддитивного прототипирования в первую очередь связано с повышением спектра представленного на рынке оборудования для аддитивного производства и, следовательно, увеличением доступности и снижением стоимости производства [89 – 91]. Кроме того, получаемые газовой атомизацией, имеющиеся на рынке порошки традиционных нержавеющей сталей адаптированы для большинства современных аддитивных установок.

Анализ практических областей применения нержавеющей сталей при аддитивном производстве деталей и компонентов показывает, что все ключевые отрасли, такие как аэрокосмическая, автомобильная, судостроительная, нефтегазовая, машиностроительная, а также медицинская (стоматология и медицинские импланты, а также инструмент, катетеры и др.) активно внедряют технологии производства деталей сложной формы из нержавеющей сталей [92 – 93].

Поэтому, несмотря на активное замещение стальных деталей в авиации, использование методов оптимизации веса конструкций и возможность производства оптимизированных конструктивных элементов с использованием нержавеющей стальных порошков

позволяет снижать их вес до 25 % [89] при сохранении необходимых прочностных характеристик. Это существенно сказывается на массе самолета, а, следовательно, позволяет снизить выброс CO₂.

В автомобильной промышленности [94] использование аддитивных методов прототипирования связано с изготовлением опытных конструктивных элементов при производстве прототипов суперкаров. Однако последние экономические исследования, учитывающие стоимость порошковых материалов, оборудования и технологического цикла показывают, что производство запасных частей (шарниров равных угловых скоростей, стоек, шестерней, распределительных колпачков) становится экономически целесообразным.

В нефтегазовой отрасли практическое применение аддитивных технологий нашло место при изготовлении запасных частей, например на удаленных буровых установках [89]. Кроме того, использование нержавеющей порошковых материалов активно применяется при проектировании и изготовлении новых элементов установок для добычи, переработки и транспортировки нефти и газа.

В судостроении методы аддитивного прототипирования с использованием нержавеющей сталей находят широкое применение, так как позволяют создавать изделия, имеющие высокие рабочие характеристики для эксплуатации в условиях морской среды [95]. В настоящее время порошковые аддитивные принтеры широко используются в ремонтных мастерских на авианосцах, а также планируются к монтажу на современных атомных ледоколах. В Российской Федерации ведущее предприятие в области материаловедения для судостроения НИИ ЦМ «Прометей» активно ведет научно-прикладные изыскания в области аддитивного производства

с использованием нержавеющей сталей, в том числе отечественного производства [96].

В медицинских приложениях аддитивные технологии используются при изготовлении персонализированных имплантатов, специального инструмента и др. [89].

Анализ существующих областей применения деталей из нержавеющей сталей показывает, что условия их работы отличаются широким диапазоном температур, воздействием различных коррозионных сред. Поэтому особое внимание уделяется оценке влияния режимов производства на структуру и свойства материалов, формируемых в процессе послойного сплавления и наплавки нержавеющей стальных порошков. В связи с этим рассмотрены особенности структуры, механических свойств, коррозионной и износостойкости образцов коррозионностойких сталей, полученных методами аддитивного прототипирования.

Особенности структуры коррозионностойких сталей, полученных методами аддитивного прототипирования

В настоящее время аддитивная промышленность использует широкий спектр нержавеющей сталей, которые разделяются согласно общепринятой классификации на аустенитные, дуплексные и дисперсионно-твердеющие стали. Структура сталей, полученных методами аддитивного прототипирования, является ячеистой и дендритной, что определяется градиентом температур в процессе послойного сплавления (PBF-L). Поэтому фиксация равноосной структуры в процессе аддитивного прототипирования затруднена наличием градиента температур. На рис. 29 показана типичная микроструктура в зависимости от исполь-

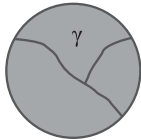
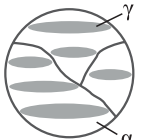
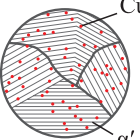

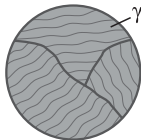
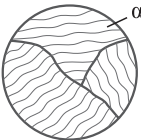
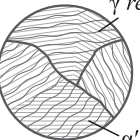

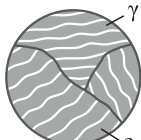
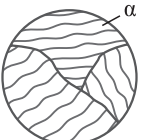
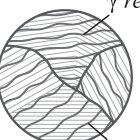

Процесс	Стали			Микроструктурные составляющие
	аустенитные	дуплексные	дисперсионно-твердеющие	
Традиционный				Дендриты 
Лазерное сплавление порошка в слое				Мартенсит 
Прямая лазерная наплавка				Включения 

Рис. 29. Обзор типичных микроструктур различных сталей, полученных традиционным способом и после аддитивного производства

Fig. 29. Overview of typical microstructures of various steels obtained by traditional method and after additive manufacturing

зуемого материала и способа аддитивного прототипирования [97].

Анализ микроструктуры аустенитных сталей свидетельствует о фиксации некоторого количества феррита, который располагается в столбчатых дендритах, являющихся δ -ферритом внутри аустенитной матрицы. Такие фазы обнаружены в аустенитной стали 304L, напечатанной методом DED-L [98]. Выделение избыточного хрома и молибдена на границы фронта затвердевания способствует фиксации в структуре феррита. Для регулирования объема ферритной фазы необходимо повышение скорости охлаждения перегретого расплава, так как при высоких скоростях охлаждения не происходит перераспределение хрома и молибдена [99]. Применение постобработки напечатанных образцов и изделий способствует выравниванию химического состава и стабилизации в структуре аустенита.

После послойного лазерного сплавления порошка (PBF-L) дуплексной стали марки 2507SAF ($\text{Fe}_{25}\text{Cr}_4\text{Ni}_3\text{Mo}_2\text{Mn}$) в структуре зафиксирован феррит с незначительным содержанием аустенита [100]. Термическая обработка при 1200 °C приводит к желаемой микроструктуре $\alpha + \gamma$, а также к образованию выделения σ -фазы.

Для дисперсионно-твердеющих стали 17-4 PH анализ микроструктуры [101], формируемой в процессе послойного лазерного сплавления (PBF-L), свидетельствует о существенной роли газа, используемого в камере при построении образцов. Так осуществление процесса построения в среде аргона приводит к фиксации в структуре образцов незначительного количества остаточного аустенита (менее 8 %). Построение лабораторных образцов в среде азота приводит к фиксации в структуре значительного количества аустенита, что определяется анализом микроструктуры и пикам на дифрактограммах при рентгеноструктурном анализе. Повышенное содержание аустенита в структуре образцов связано со стабилизирующим действием азота. Следовательно, регулирование структуры образцов, полученных послойным лазерным сплавлением, возможно варьированием газовой среды в аддитивном принтере.

Общий анализ микроструктуры, формируемой в напечатанных образцах, свидетельствует о существенной роли градиента температур и высоких скоростей охлаждения, которые способствуют фиксации в изделиях/образцах структурно-фазового состояния, отличающегося от сталей аналогичного химического состава, но полученных по традиционной технологии. Поэтому для формирования в изделиях, напечатанных из нержавеющей порошков, требуемого для конкретных условий эксплуатации структурно-фазового состояния необходимо проведение постобработки, основанной на различных видах термодиформационного воздействия.

Механические свойства образцов и изделий, полученных аддитивными методами из нержавеющей сталей

В данном разделе описываются прочность, пластичность и анизотропия механических свойств металлических компонентов, полученных методом аддитивного прототипирования, с акцентом на взаимосвязь между структурой и свойствами. Анализ выполняется с учетом энергетических параметров процессов, которые представлены интегральным параметром линейной мощности, где мощность источника нагрева отнесена к скорости сканирования. В таких условиях удобно сравнивать различные процессы послойной печати. В табл. 4 представлены различные типы аддитивных процессов (прямое лазерное сплавление (PBF-L), послойная наплавка (DED-L)) получения образцов из порошков нержавеющей сталей различных классов. В данном разделе сведены данные о механических характеристиках нержавеющей сталей, разделенных по группам: аустенитные стали AISI 304L, AISI 316L, дисперсионно-твердеющие стали AISI 630/17-4 PH (Fe17Cr5Ni5Cu), AISI S15500/15-5 PH (Fe15Cr4Ni4Cu).

Анализ механических свойств нержавеющей сталей, полученных аддитивными методами, свидетельствует о повышении прочности и соответствующем снижении пластичности в сравнении с аналогичными материалами, полученными традиционными способами. Такое повышение механических свойств и снижение пластичности определяется особенностями структуры, формируемой в образцах в результате высоких скоростей затвердевания и перераспределения химических элементов, что приводит к отклонениям в фазовом составе образцов после аддитивного изготовления.

В обзорной работе [38] отмечена тенденция снижения предела текучести образцов из аустенитных сталей с увеличением погонной энергии в процессе послойной наплавки (DED-L). Увеличение погонной энергии в процессе построения изделий ведет к увеличению перегрева образцов, а, следовательно, к укрупнению структуры, что и приводит к снижению предела текучести, а также увеличивает остаточное удлинение напечатанных образцов.

В целом, имеющихся экспериментальных данных в области корреляции между структурой и механическими свойствами образцов недостаточно, чтобы установить однозначные закономерности. Для образцов, полученных методом послойного сплавления, такие ограничения дополняются особенностями программного обеспечения коммерческих принтеров, которые не позволяют задавать собственную стратегию штриховки в процессе лазерного сплавления.

Основываясь на имеющихся данных, можно отметить, что получаемые послойной лазерной наплавкой

Механические свойства образцов из нержавеющей стали, полученных традиционными способами и методами аддитивного производства

Table 4. Mechanical properties of stainless steel samples obtained by traditional methods and methods of additive manufacturing

Материал	Погонная энергия, Дж/мм	Направление	Плотность	Предел текучести, МПа	Временное сопротивление, МПа	Удлинение, %	Твердость	Модуль Юнга	Источник
Традиционная технология									
304L	Нормализация	–	–	265 ± 9	722 ± 14	62 ± 3	–	–	[98]
	Литье	–	–	365 ± 22	596 ± 16	69 ± 9	–	200	[102]
	Нормализация	–	–	241	586	50	215 – 225	–	[103]
Аддитивное производство/послойное наплавление									
304L	271	Вдоль	>99,9	337 ± 29	609 ± 18	48,2 ± 2,5	–	–	[98]
	271	Поперек	>99,9	314 ± 6	606 ± 1	56,4 ± 5,8	–	–	[98]
	371	Вдоль	–	277 ± 27	581 ± 20	41,8 ± 3,5	–	–	[98]
	371	Поперек	–	274 ± 7	560 ± 12	50,5 ± 6,7	–	–	[98]
316L	–	–	–	576	776	33	272 ± 35	–	[103]
	–	–	–	479	703	46	289 ± 16	–	[103]
Аддитивное производство/послойное сплавление									
304L	1,36	Вдоль	–	182	393	25,9	217	–	[104]
	1,06	Вдоль	–	156	389	22,1	209	–	[104]
316L	0,25	Вдоль	–	438 ± 28	528 ± 23	10 ± 2	–	165	[102]
	0,25	Поперек	–	435 ± 2	504 ± 12	16 ± 3	–	–	[102]
	0,17	Вдоль	–	379 ± 17	489 ± 28	23 ± 6	–	166	[102]
	0,17	Поперек	–	287 ± 6	317 ± 11	7 ± 4	–	–	[102]
Традиционная технология									
17- PH	Длительный отжиг	–	–	992	1018	13,4	430	199	[105]
Аддитивное производство/прямая наплавка									
17- PH	36,1	Вдоль	–	400 ± 100	900 ± 200	5 ± 3	441	40 ± 10	[106]
Аддитивное производство/послойное сплавление									
17- PH	0,24	Вдоль	98,7	661 ± 24	1255 ± 3	16,2 ± 2,5	333 ± 2	–	[107]

образцы обладают наибольшей плотностью в сравнении с образцами, изготовленными послойным сплавлением. Поэтому модуль упругости таких образцов выше, а также выше временное сопротивление разрушению и относительное удлинение.

Для образцов, полученных лазерной наплавкой дисперсионно-твердеющей стали, не получены высокие механические и физические свойства, что определяется необходимостью последующей сложной термообработки напечатанных образцов.

Послойное лазерное сплавление позволяет получать образцы с высокими механическими характеристиками, близкими к свойствам образцов, полученных по традиционной многостадийной технологии.

Коррозионные свойства образцов и изделий, полученных аддитивными методами из нержавеющей стали

Анализ коррозионных свойств нержавеющей стали выполнен согласно их структурному состоянию. Поэтому в данном разделе рассмотрим коррозионное поведение лабораторных образцов, полученных аддитивной печатью из порошков аустенитных и дисперсионно-твердеющих сталей. В данной работе анализируются публикации, основанные на последних достижениях в области аддитивного прототипирования, представляющие актуальные сведения в области исследования коррозионных свойств.

В работе [108] выполнены исследования образцов, полученных селективным лазерным сплавлением порошков из нержавеющей стали марки AISI 316 L. Авторами проанализирована микроструктура образцов и показано, что в результате наличия градиента температур, формируемого лазерным лучом в процессе печати в образцах, создается анизотропия микроструктуры. Столбчатая структура формируется в направлении построения образца, а в перпендикулярной плоскости формируются равноосные зерна. Поэтому авторы указывают на высокую вероятность изменения коррозионных свойств, а также вероятность питтинговой (точечной) коррозии. Кроме того, отмечается, что формируемые в процессе печати остаточные напряжения также будут ответственны за коррозионное поведение напечатанных образцов. В работе выполнены электрохимические и иммерсионные исследования в зависимости от ориентации образцов. Проведен анализ полученных авторами результатов по исследованию коррозионной стойкости образцов во взаимосвязи с параметрами анизотропной структуры и в сравнении с образцами из стали 316 L, полученной по классической технологии. Напечатанные образцы показали высокую коррозионную стойкость, превышающую стойкость образца, полученного по традиционной технологии, из-за отсутствия включений сульфидов марганца. Отсутствие сульфидов марганца в структуре напечатанных образцов определяется высокими скоростями охлаждения. Повышенная стойкость к питтинговой коррозии определяется нано сегрегацией химических элементов из-за высоких скоростей охлаждения. Анализ влияния анизотропии микроструктуры показал, что наибольшая коррозионная стойкость у образцов, вырезанных вдоль направления сплавления, так как они обладают равноосной микроструктурой.

Для образцов из стали 304, полученных лазерной наплавкой, были выполнены исследования коррозионной стойкости в растворе NaCl [109]. В работе получены образцы с различной энергией сплавления, что позволило оценить влияние мощности сплавления на объемное содержание феррита в структуре. С увеличением мощности содержание феррита увеличилось с 1,5 до 2 %. Проведенные коррозионные исследования показали, что полученные лазерной наплавкой образцы обладают пониженной коррозионной стойкостью в сравнении с образцами, вырезанными из проката, полученного по традиционной технологии. Также авторы сделали выводы, что коррозионная стойкость образцов после лазерной наплавки ниже, чем у образцов, полученных в процессе послойного сплавления порошков. Авторами показано, что быстрозакаленная структура образцов при сплавлении порошка в слое повышает коррозионные свойства нержавеющей стали аустенитного класса.

В работе [110] проведены исследования хромосодержащих сталей. Образцы были изготовлены ме-

тодом послойного сплавления порошка распыленной газом стали SS CX (химический состав, %: 12,48 Cr; 8,4 Ni; 1,46 Mo; 0,37 Mn; 0,12 Si; 1,32 Al; 0,09 Nb; 0,05 C; осн. Fe) и вырезаны из проката стали 420. Анализ структуры напечатанных образцов показал формирование иерархической структуры из-за высокого градиента температур в процессе построения образцов. Исследования микроструктуры выявили в структуре напечатанных образцов небольшое количество наночастиц в мартенситной матрице. В образцах из стали 420 было обнаружено 8 % остаточного аустенита, также карбиды хрома в мартенситной матрице. Коррозионные исследования в растворе 3,5 % (по массе) NaCl показали высокие коррозионные свойства напечатанных образцов в сравнении с образцами из стали 420. Авторы показали, что отсутствие карбидов, обогащенных хромом в структуре напечатанных образцов, позволяет сохранить пассивирующую пленку на поверхности контакта с раствором, что и определяет повышенную коррозионную стойкость напечатанных образцов.

Анализ коррозионной стойкости образцов, напечатанных из стали 15-5PH, выполнен в работе [111]. Для послойного лазерного сплавления были использованы сферические порошки со средней фракцией 20 мкм. Ключевой целью исследования была оценка влияния различных методов постобработки на коррозионное поведение. Для постобработки использовали:

- термообработку на твердый раствор при 1050 °C;
- термообработку на твердый раствор и последующее старение при температуре 500 °C в течении 1 и 10 ч;
- старение в течении 1 и 10 ч без предварительной термообработки на твердый раствор.

Коррозионное поведение образцов исследовали в растворе NaCl (с концентрацией 0,1 М). Микроструктурные исследования показали, что после термообработки на твердый раствор в структуре сформировались обогащенные медью наночастицы с размером до 2 нм, а содержание остаточного аустенита находилось на уровне 25 %. После старения было выявлено формирование новых дуплексных наночастиц состава NbC(Mn, Si)O размером до 80 нм. Анализ коррозионного поведения показал, что наибольшей коррозионной стойкостью обладают образцы после старения без предварительной обработки на твердый раствор. Данный факт объясняется высокой стойкостью пассивирующей пленки, формируемой в структуре напечатанных образцов и отсутствием остаточного аустенита, образующегося после термообработки на твердый раствор.

Коррозионные свойства стали 17-4 PH исследованы в работе [112]. Для печати использовали сферические порошки со средним диаметром 33 мкм, полученные газовой атомизацией азотом. После аддитивной печати по методу селективного лазерного сплавления порошка получены образцы с избыточным содержанием аустенита и отсутствием выделений карбидов. Поэтому

стойкость к питтинговой коррозии полученных образцов была выше. После дополнительной термической обработки для стабилизации структуры и фазового состава в образцах наблюдалось выделение дисперсных включений. Полученные после постобработки образцы показали меньшую коррозионную стойкость, чем образцы, полученные по традиционной технологии. Кроме того, полученные авторами результаты о метастабильном коррозионном поведении образцов после аддитивной печати свидетельствуют о необходимости оценки коррозионного поведения образцов под нагрузкой, что авторы и планируют дополнительно исследовать.

Анализ коррозионного поведения образцов из нержавеющей стали показал, что для аддитивного построения используются сферические порошки, полученные газовой атомизацией. Для послойного сплавления применяются порошки с фракцией менее 60 мкм, а для послойной наплавки образцы с фракцией менее 160 мкм. Образцы, полученные методом селективного сплавления, имеют высокие коррозионные свойства в сравнении с образцами, вырезанными из проката аналогичных сталей, что связано с наличием быстрозакаленной структуры в аустенитных сталях. Для образцов из дисперсионно-твердеющих сталей повышение коррозионной стойкости в сравнении с образцами, полученными по традиционной технологии, может быть достигнуто после подбора специальных видов постобработки. Образцы, полученные методом прямой наплавки порошка, обладают удовлетворительной коррозионной стойкостью, которая несколько ниже, чем у образцов из проката, что связано с наличием в структуре сульфидов марганца, незначительного количества феррита и остаточной пористости.

Износостойкость образцов и изделий, полученных аддитивными методами из нержавеющей стали

В работе [113] проведено исследование износостойкости образцов из проката стали 316L и образцов, полученных селективным лазерным сплавлением сферического порошка фракции $-45 + 15$ мкм с текучестью 15,5 с/50 г (согласно ASTM B213). Трибологические исследования выполнены в высокотемпературной камере по схеме шарик-диск. Диск изготовлен из стали 316L, а шарик – из оксида алюминия или нитрида кремния. По результатам исследования показано, что износостойкость напечатанных образцов при повышенных температурах выше, чем у образцов из проката, что определяется формированием оксидного слоя в процессе трения и меньшей пластической деформацией. Высокая износостойкость напечатанных образцов связана с иерархической структурой, формируемой из-за высоких скоростей охлаждения в процессе послойного сплавления.

В работе [114] проведено исследование послойного сплавления порошка 17-4 PH, полученного газовой атомизацией с фракционным составом $D_{90} \leq 29,4$ мкм. Авторы исследовали влияние схемы сплавления на свойства напечатанных образцов. Показано, что стратегия шестиугольного сканирования дает лучшую коррозионную и износостойкость, чем концентрическая схема сканирования. Разница в свойствах напечатанных с различной схемой сканирования образцов определяется наличием пористости и микропор, действующих как области концентраторов напряжений и обеспечивающих места зародышеобразования для инициирования и распространения трещины.

В работе [115] для стали 17-4 PH выполнено сравнение между напечатанными образцами по методу селективного лазерного сплавления из газораспыленного аргоном сферического порошка фракции 15 – 45 мкм и образцами, изготовленными по традиционной технологии. Образцы после печати были обработаны по стандартной технологии. Сравнение микроструктуры между традиционными и напечатанными образцами выявило меньший размер граней в структуре напечатанных образцов. Механические испытания на растяжение показали, что напечатанные образцы обладают повышенной прочностью при одинаковой пластичности. Оценка износостойкости образцов по схеме «палец-диск» показала, что в условиях сухого трения напечатанные образцы обладают повышенной износостойкостью. В условиях трения со смазкой наибольшая износостойкость у образцов, полученных по традиционной технологии. В условиях сухого трения адгезионный механизм преобладал, а в условиях трения со смазкой основными видами износа были истирание и усталостный износ.

Количество работ, посвященных анализу износостойкости напечатанных образцов из нержавеющей сталей, уступает работам, исследующим механические свойства и коррозионную стойкость. Это связано с меньшим количеством практических приложений, в которых требуется высокая износостойкость изделий из нержавеющей сталей, так как традиционно для повышения износостойкости изделий из нержавеющей сталей используются различные методы упрочнения поверхности, например нанесение покрытий.

Выводы

Для получения сферических порошков нержавеющей сталей наиболее часто используются методы газовой атомизации. В первую очередь это обусловлено соотношением качество порошка/производительность метода. Кроме того, порошки, полученные методом газовой атомизации, могут быть использованы в аддитивных технологиях без дополнительной обработки.

Аддитивные процессы, в которых в качестве исходного материала используется порошок, эффективны для

изготовления очень сложных изделий с высокими требованиями к качеству поверхности. Однако производительность таких процессов не очень высокая, а подходящее порошковое сырье стоит дорого и/или не всегда доступно на рынке. Процессы, использующие в качестве исходного сырья проволоки и металлические листы, имеют высокую производительность, но получаемые посредством их изделия не всегда могут удовлетворить высоким требованиям по точности размеров, качеству поверхности и минимальному числу дефектов. В связи с этим, как правило, необходимо проведение дополнительных видов обработки.

В формировании микроструктуры напечатанных изделий из коррозионностойкой стали наиболее существенный вклад вносят градиент температур и высокие скорости охлаждения, в результате чего получаемые в них структурно-фазовые состояния отличаются от аналогичных сталей, полученных по традиционной технологии. В связи с этим часто требуется проведение термической или термомеханической обработки для получения структуры, необходимой для конкретных условий эксплуатации.

Образцы из коррозионностойких сталей, полученные аддитивными методами, отличаются повышенной прочностью и низкой пластичностью в сравнении с аналогичными сталями, произведенными традиционными способами, что обусловлено особенностями структуры, формируемой в образцах в результате высоких скоростей затвердевания и процессами перераспределения химических элементов, приводящими к отклонениям в фазовом составе. Также на механические свойства оказывает заметное влияние наличие остаточных напря-

жений, формируемых в результате высоких скоростей охлаждения. Применение различных видов дополнительных обработок, как правило, позволяет достигать уровня характеристик пластичности, соответствующих сталям, изготовленным традиционными способами.

Коррозионные свойства изделий, полученных методом послойного сплавления, как правило, выше, чем у изделий, полученных по традиционной технологии из-за наличия в напечатанных образцах быстрозакаленной структуры и отсутствия выделений сульфида марганца, который способствует питтинговой коррозии. Однако коррозионная стойкость деталей, полученных методом порошковой наплавки, несколько ниже, чем у изделий, полученных по традиционной технологии, поэтому для повышения их коррозионной стойкости проводят ряд дополнительных обработок.

В ряде случаев износостойкость образцов коррозионностойких сталей, полученных аддитивными методами, превосходит износостойкость образцов, полученных традиционными методами, например, вырезанных из проката. Это связано с изменением механизмов износа из-за формирования быстрозакаленной структуры.

К настоящему времени ряд вариантов аддитивных технологий успешно освоен в промышленности и позволяет изготавливать изделия сложной формы с развитой внутренней поверхностью из коррозионностойких сталей и сплавов, в том числе и из тех, для которых имеются определенные сложности при литье, горячей и холодной обработке давлением, механической обработке или при изготовлении традиционными методами порошковой металлургии.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Benarji K., Ravi Kumar Y., Jinoop A.N., Paul C.P., Bindra K.S. Effect of heat-treatment on the microstructure, mechanical properties and corrosion behaviour of SS 316 structures built by laser directed energy deposition based additive manufacturing // *Metals and Materials International*. 2021. Vol. 27. No. 3. P. 488–499. <http://doi.org/10.1007/s12540-020-00838-y>
2. Tascioglu E., Karabulut Y., Kaynak Y. Influence of heat treatment temperature on the microstructural, mechanical, and wear behavior of 316L stainless steel fabricated by laser powder bed additive manufacturing // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2020. Vol. 107. No. 5–6. P. 1947–1956. <http://doi.org/10.1007/s00170-020-04972-0>
3. Jeyaprakash N., Yang C.H., Ramkumar K.R. Correlation of microstructural evolution with mechanical and tribological behaviour of SS 304 specimens developed through SLM technique // *Metals and Materials International*. 2021. P. 1–12. <http://doi.org/10.1007/s12540-020-00933-0>
4. Shin W.S., Son B., Song W., Sohn H., Jang H., Kim Y.J., Park C. Heat treatment effect on the microstructure, mechanical properties, and wear behaviors of stainless steel 316L prepared via selective laser melting // *Materials Science and Engineering: A*. 2021. Vol. 806. Article 140805. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140805>
5. Богачев И.А., Сульянова Е.А., Сухов Д.И., Мазалов П.Б. Исследование микроструктуры и свойств коррозионностойкой стали системы Fe–Cr–Ni, полученной методом селективного лазерного сплавления // *Труды ВИАМ*. 2019. № 3(75). С. 3–13.

1. Benarji K., Ravi Kumar Y., Jinoop A.N., Paul C.P., Bindra K.S. Effect of heat-treatment on the microstructure, mechanical properties and corrosion behaviour of SS 316 structures built by laser directed energy deposition based additive manufacturing. *Metals and Materials International*. 2021, vol. 27, no. 3, pp. 488–499. <http://doi.org/10.1007/s12540-020-00838-y>
2. Tascioglu E., Karabulut Y., Kaynak Y. Influence of heat treatment temperature on the microstructural, mechanical, and wear behavior of 316L stainless steel fabricated by laser powder bed additive manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2020, vol. 107, no. 5–6, pp. 1947–1956. <http://doi.org/10.1007/s00170-020-04972-0>
3. Jeyaprakash N., Yang C.H., Ramkumar K.R. Correlation of microstructural evolution with mechanical and tribological behaviour of SS 304 specimens developed through SLM technique. *Metals and Materials International*. 2021, pp. 1–12. <http://doi.org/10.1007/s12540-020-00933-0>
4. Shin W.S., Son B., Song W., Sohn H., Jang H., Kim Y.J., Park C. Heat treatment effect on the microstructure, mechanical properties, and wear behaviors of stainless steel 316L prepared via selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*. 2021, vol. 806, article 140805. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140805>
5. Bogachev I.A., Sul'yanova E.A., Sukhov D.I., Mazalov P.B. Investigation of the microstructure and properties of corrosion-resistant steel of the Fe – Cr – Ni system obtained by selective laser melting. *Trudy VIAM*. 2019, no. 3(75), pp. 3–13. (In Russ.).

6. Jing G., Wang Z. Defects, densification mechanism and mechanical properties of 300M steel deposited by high power selective laser melting // *Additive Manufacturing*. 2021. Vol. 38. Article 101831. <http://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101831>
7. Nigon G.N., Burkan Isgor O., Pasebani S. The effect of annealing on the selective laser melting of 2205 duplex stainless steel: Microstructure, grain orientation, and manufacturing challenges // *Optics & Laser Technology*. 2021. Vol. 134. Article 106643. <http://doi.org/10.1016/j.optlastec.2020.106643>
8. Cui C., Uhlenwinkel V., Schulz A., Zoch H.W. Austenitic stainless steel powders with increased nitrogen content for laser additive manufacturing // *Metals*. 2020. Vol. 10. No. 1. Article 61. <http://doi.org/10.3390/met10010061>
9. Uhlenwinkel V., Achelis L., Sheikhaliev S., Lagutkine S. A new technique for molten metal atomization // *Proceedings ICLASS*. 2003. P. 1–8.
10. Lagutkin S., Achelis L., Sheikhaliev S., Uhlenwinkel V., Srivastava V. Atomization process for metal powder // *Materials Science and Engineering: A*. 2004. Vol. 383. No. 1. P. 1–6. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2004.02.059>
11. Zepon G., Ellendt N., Uhlenwinkel V., Henein H. Processing aspects in spray forming // *Metal Sprays and Spray Deposition*. 2017. P. 297–348. http://doi.org/10.1007/978-3-319-52689-8_8
12. Chen Y., Xiao Z., Zou H., Li S., Li A. Preparation and characterization of fine 316L stainless steel powders prepared by gas atomization // *High Performance Structural Materials*. 2018. P. 25–34. http://doi.org/10.1007/978-981-13-0104-9_4
13. Hoeges S., Zwiren A., Schade C. Additive manufacturing using water atomized steel powders // *Metal Powder Report*. 2017. Vol. 72. No. 2. P. 111–117. <http://doi.org/10.1016/j.mprp.2017.01.004>
14. Jiao Z., Li D., Asgarian A., Chatterjee S., Girard B., Paserin V., Lavallee F., Chattopadhyay K. Influence of apex angle and nozzle design on energy and momentum transfer during the water atomization process // *POWDERMET* 2017. 2017. P. 127–137.
15. Li R., Shi Y., Wang Z., Wang L., Liu J., Jiang W. Densification behavior of gas and water atomized 316L stainless steel powder during selective laser melting // *Applied Surface Science*. 2010. Vol. 256. No. 13. P. 4350–4356. <http://doi.org/10.1016/j.apsusc.2010.02.030>
16. Irrinki H., Dexter M., Barmore B., Enneti R., Pasebani S., Badwe S., Stitzel J., Malhotra R., Atre S. Effects of powder attributes and laser powder bed fusion (L-PBF) process conditions on the densification and mechanical properties of 17-4 PH stainless steel // *JOM*. 2016. Vol. 68. No. 3. P. 860–868. <http://doi.org/10.1007/s11837-015-1770-4>
17. Zhu H., Tong H., Yang F., Cheng C. Plasma-assisted preparation and characterization of spherical stainless steel powders // *Journal of Materials Processing Technology*. 2018. Vol. 252. P. 559–566. <http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.10.010>
18. Ji L., Wang C., Wu W., Tan C., Wang G., Duan X.M. Spheroidization by Plasma processing and characterization of stainless steel powder for 3D printing // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2017. Vol. 48. No. 10. P. 4831–4841. <http://doi.org/10.1007/s11661-017-4240-5>
19. Neikov O.D., Gopienko V.G. Production of titanium and titanium alloy powders // *Handbook of Non-Ferrous Metal Powders*. 2019. P. 549–570. <http://doi.org/10.1016/b978-0-08-100543-9.00018-x>
20. Yin J.O., Chen G., Zhao S.Y., Ge Y., Li Z.F., Yang P.J., Han W.Z., Wang J., Tang H.P., Cao P. Microstructural characterization and properties of Ti – 28 Ta at. % powders produced by plasma rotating electrode process // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 713. P. 222–228. <http://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.04.195>
21. Entezarian M., Allaire F., Tsantrizos P., Drew R.A.L. Plasma atomization: A new process for the production of fine, spherical powders // *JOM*. 1996. Vol. 48. No. 6. P. 53–55. <http://doi.org/10.1007/BF03222969>
22. Sun P., Fang Z.Z., Zhang Y., Xia Y. Review of the methods for production of spherical Ti and Ti alloy powder // *JOM*. 2017. Vol. 69. No. 10. P. 1853–1860. <http://doi.org/10.1007/s11837-017-2513-5>
23. Востриков А.В., Сухов Д. И. Производство гранул методом прер для аддитивных технологий – текущий статус и перспективы развития // *Труды ВИАМ*. 2016. № 8 (44). С. 1–3.
6. Jing G., Wang Z. Defects, densification mechanism and mechanical properties of 300M steel deposited by high power selective laser melting. *Additive Manufacturing*. 2021, vol. 38, article 101831. <http://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101831>
7. Nigon G.N., Burkan Isgor O., Pasebani S. The effect of annealing on the selective laser melting of 2205 duplex stainless steel: Microstructure, grain orientation, and manufacturing challenges. *Optics & Laser Technology*. 2021, vol. 134, article 106643. <http://doi.org/10.1016/j.optlastec.2020.106643>
8. Cui C., Uhlenwinkel V., Schulz A., Zoch H.W. Austenitic stainless steel powders with increased nitrogen content for laser additive manufacturing. *Metals*. 2020, vol. 10, no. 1, article 61. <http://doi.org/10.3390/met10010061>
9. Uhlenwinkel V., Achelis L., Sheikhaliev S., Lagutkine S. A new technique for molten metal atomization. *Proceedings ICLASS*. 2003, pp. 1–8.
10. Lagutkin S., Achelis L., Sheikhaliev S., Uhlenwinkel V., Srivastava V. Atomization process for metal powder. *Materials Science and Engineering: A*. 2004, vol. 383, no. 1, pp. 1–6. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2004.02.059>
11. Zepon G., Ellendt N., Uhlenwinkel V., Henein H. Processing aspects in spray forming. *Metal Sprays and Spray Deposition*. 2017, pp. 297–348. http://doi.org/10.1007/978-3-319-52689-8_8
12. Chen Y., Xiao Z., Zou H., Li S., Li A. Preparation and characterization of fine 316L stainless steel powders prepared by gas atomization. *High Performance Structural Materials*. 2018, pp. 25–34. http://doi.org/10.1007/978-981-13-0104-9_4
13. Hoeges S., Zwiren A., Schade C. Additive manufacturing using water atomized steel powders. *Metal Powder Report*. 2017, vol. 72, no. 2, pp. 111–117. <http://doi.org/10.1016/j.mprp.2017.01.004>
14. Jiao Z., Li D., Asgarian A., Chatterjee S., Girard B., Paserin V., Lavallee F., Chattopadhyay K. Influence of apex angle and nozzle design on energy and momentum transfer during the water atomization process. *POWDERMET* 2017, 2017, pp. 127–137.
15. Li R., Shi Y., Wang Z., Wang L., Liu J., Jiang W. Densification behavior of gas and water atomized 316L stainless steel powder during selective laser melting. *Applied Surface Science*. 2010, vol. 256, no. 13, pp. 4350–4356. <http://doi.org/10.1016/j.apsusc.2010.02.030>
16. Irrinki H., Dexter M., Barmore B., Enneti R., Pasebani S., Badwe S., Stitzel J., Malhotra R., Atre S. Effects of powder attributes and laser powder bed fusion (L-PBF) process conditions on the densification and mechanical properties of 17-4 PH stainless steel. *JOM*. 2016, vol. 68, no. 3, pp. 860–868. <http://doi.org/10.1007/s11837-015-1770-4>
17. Zhu H., Tong H., Yang F., Cheng C. Plasma-assisted preparation and characterization of spherical stainless steel powders. *Journal of Materials Processing Technology*. 2018, vol. 252, pp. 559–566. <http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.10.010>
18. Ji L., Wang C., Wu W., Tan C., Wang G., Duan X.M. Spheroidization by Plasma processing and characterization of stainless steel powder for 3D printing. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2017, vol. 48, no. 10, pp. 4831–4841. <http://doi.org/10.1007/s11661-017-4240-5>
19. Neikov O.D., Gopienko V.G. Production of titanium and titanium alloy powders. In: *Handbook of Non-Ferrous Metal Powders*. 2019, pp. 549–570. <http://doi.org/10.1016/b978-0-08-100543-9.00018-x>
20. Yin J.O., Chen G., Zhao S.Y., Ge Y., Li Z.F., Yang P.J., Han W.Z., Wang J., Tang H.P., Cao P. Microstructural characterization and properties of Ti – 28 Ta at. % powders produced by plasma rotating electrode process. *Journal of Alloys and Compounds*. 2017, vol. 713, pp. 222–228. <http://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.04.195>
21. Entezarian M., Allaire F., Tsantrizos P., Drew R.A.L. Plasma atomization: A new process for the production of fine, spherical powders. *JOM*. 1996, vol. 48, no. 6, pp. 53–55. <http://doi.org/10.1007/BF03222969>
22. Sun P., Fang Z.Z., Zhang Y., Xia Y. Review of the methods for production of spherical Ti and Ti alloy powder. *JOM*. 2017, vol. 69, no. 10, pp. 1853–1860. <http://doi.org/10.1007/s11837-017-2513-5>
23. Vostrikov A.V., Sukhov D.I. Prep pellet production for additive technologies – Current status and development prospects. *Trudy VIAM*. 2016, no. 8(44), pp. 1–3. (In Russ.).

24. Kirsankin A.A., Kalaida T.A., Kaplan M.A., Smirnov M.A., Ivannikov A., Sevostyanov M.A. Characterization of spherical stainless steel powders prepared by electric arc spraying process // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020. Vol. 848. No. 1. Article 012033. <http://doi.org/10.1088/1757-899X/848/1/012033>
25. Ivannikov A.Yu., Kirsankin A.A., Kalayda T.A., Sevostyanov M.A. Research and development of the inert gas atomization of the wire by means of arc spraying // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020. Vol. 848. No. 1. Article 012111. <http://doi.org/10.1088/1757-899X/848/1/012111>
26. Nie Y., Tang J., Yang B., Lei Q., Yu S., Li Y. Comparison in characteristic and atomization behavior of metallic powders produced by plasma rotating electrode process // *Advanced Powder Technology*. 2020. Vol. 31. No. 5. P. 2152–2160. <http://doi.org/10.1016/j.appt.2020.03.006>
27. Nie Y., Tang J., Teng J., Ye X., Yang B., Huang J., Yu S., Li Y. Particle defects and related properties of metallic powders produced by plasma rotating electrode process // *Advanced Powder Technology*. 2020. Vol. 31. No. 7. P. 2912–2920. <http://doi.org/10.1016/j.appt.2020.05.018>
28. Samal S. Thermal plasma technology: The prospective future in material processing // *Journal of Cleaner Production*. 2017. Vol. 142. Part 4. P. 3131–3150. <http://doi.org/10.1016/j.jclepro.2016.10.154>
29. Wisutmethangoon S., Plookphol T., Sungkhaphaitoon P. Production of SAC305 powder by ultrasonic atomization // *Powder Technology*. 2011. Vol. 209. No. 1–3. P. 105–111. <http://doi.org/10.1016/j.powtec.2011.02.016>
30. Alavi S.H., Harimkar S.P. Ultrasonic vibration-assisted laser atomization of stainless steel // *Powder Technology*. 2017. Vol. 321. P. 89–93. <http://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.08.007>
31. Dunkley J.J. Advances in atomisation techniques for the formation of metal powders // *Advances in Powder Metallurgy: Properties, Processing and Applications*. 2013. P. 3–18. <http://doi.org/10.1533/9780857098900.1.3>
32. Antony L.V.M., Reddy R.G. Processes for production of high-purity metal powders // *JOM*. 2003. Vol. 55. No. 3. P. 14–18. <http://doi.org/10.1007/s11837-003-0153-4>
33. Riabov D., Hryha E., Rashidi M., Bengtsson S., Nyborg L. Effect of atomization on surface oxide composition in 316L stainless steel powders for additive manufacturing // *Surface and Interface Analysis*. 2020. Vol. 52. No. 11. P. 694–706. <http://doi.org/10.1002/sia.6846>
34. Niaki M.K., Torabi S.A., Nonino F. Why manufacturers adopt additive manufacturing technologies: The role of sustainability // *Journal of Cleaner Production*. 2019. Vol. 222. P. 381–392. <http://doi.org/10.1016/j.jclepro.2019.03.019>
35. 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 Part B: Engineering*. 2018. Vol. 143. P. 172–196. <http://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.02.012>
36. Standard terminology for additive manufacturing technologies // *ASTM International F2792-12a*. 2012. P. 1–3. <http://doi.org/10.1520/F2792-12A>
37. ГОСТ Р 57589-2017 Аддитивные технологические процессы. Базовые принципы – часть 2. Материалы для аддитивных технологических процессов. Общие требования.
38. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties // *Progress in Materials Science*. 2018. Vol. 92. P. 112–224. <http://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>
39. Frazier W.E. Metal additive manufacturing: A review // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2014. Vol. 23. No. 6. P. 1917–1928. <http://doi.org/10.1007/s11665-014-0958-z>
40. Herderick E. Additive manufacturing of metals: A review // *Materials Science and Technology Conference and Exhibition 2011, MS and T'11*. 2011. Vol. 2. P. 1413–1425.
24. Kirsankin A.A., Kalaida T.A., Kaplan M.A., Smirnov M.A., Ivannikov A.Yu., Sevostyanov M.A. Characterization of spherical stainless steel powders prepared by electric arc spraying process. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020, vol. 848, no. 1, article 012033. <http://doi.org/10.1088/1757-899X/848/1/012033>
25. Ivannikov A.Yu., Kirsankin A.A., Kalayda T.A., Sevostyanov M.A. Research and development of the inert gas atomization of the wire by means of arc spraying. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020, vol. 848, no. 1, article 012111. <http://doi.org/10.1088/1757-899X/848/1/012111>
26. Nie Y., Tang J., Yang B., Lei Q., Yu S., Li Y. Comparison in characteristic and atomization behavior of metallic powders produced by plasma rotating electrode process. *Advanced Powder Technology*. 2020, vol. 31, no. 5, pp. 2152–2160. <http://doi.org/10.1016/j.appt.2020.03.006>
27. Nie Y., Tang J., Teng J., Ye X., Yang B., Huang J., Yu S., Li Y. Particle defects and related properties of metallic powders produced by plasma rotating electrode process. *Advanced Powder Technology*. 2020, vol. 31, no. 7, pp. 2912–2920. <http://doi.org/10.1016/j.appt.2020.05.018>
28. Samal S. Thermal plasma technology: The prospective future in material processing. *Journal of Cleaner Production*. 2017, vol. 142, part 4, pp. 3131–3150. <http://doi.org/10.1016/j.jclepro.2016.10.154>
29. Wisutmethangoon S., Plookphol T., Sungkhaphaitoon P. Production of SAC305 powder by ultrasonic atomization. *Powder Technology*. 2011, vol. 209, no. 1–3, pp. 105–111. <http://doi.org/10.1016/j.powtec.2011.02.016>
30. Alavi S.H., Harimkar S.P. Ultrasonic vibration-assisted laser atomization of stainless steel. *Powder Technology*. 2017, vol. 321, pp. 89–93. <http://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.08.007>
31. Dunkley J.J. Advances in atomisation techniques for the formation of metal powders. *Advances in Powder Metallurgy: Properties, Processing and Applications*. 2013, pp. 3–18. <http://doi.org/10.1533/9780857098900.1.3>
32. Antony L.V.M., Reddy R.G. Processes for production of high-purity metal powders. *JOM*. 2003, vol. 55, no. 3, pp. 14–18. <http://doi.org/10.1007/s11837-003-0153-4>
33. Riabov D., Hryha E., Rashidi M., Bengtsson S., Nyborg L. Effect of atomization on surface oxide composition in 316L stainless steel powders for additive manufacturing. *Surface and Interface Analysis*. 2020, vol. 52, no. 11, pp. 694–706. <http://doi.org/10.1002/sia.6846>
34. Niaki M.K., Torabi S.A., Nonino F. Why manufacturers adopt additive manufacturing technologies: The role of sustainability. *Journal of Cleaner Production*. 2019, vol. 222, pp. 381–392. <http://doi.org/10.1016/j.jclepro.2019.03.019>
35. 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 Part B: Engineering*. 2018, vol. 143, pp. 172–196. <http://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.02.012>
36. Standard terminology for additive manufacturing technologies. *ASTM International F2792-12a*. 2012, pp. 1–3. <http://doi.org/10.1520/F2792-12A>
37. GOST R 57589-2017 Additive technological processes. Basic principles – part 2. Materials for additive manufacturing processes. General requirements. (In Russ.).
38. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*. 2018, vol. 92, pp. 112–224. <http://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>
39. Frazier W.E. Metal additive manufacturing: A review. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2014, vol. 23, no. 6, pp. 1917–1928. <http://doi.org/10.1007/s11665-014-0958-z>
40. Herderick E. Additive manufacturing of metals: A review. *Materials Science and Technology Conference and Exhibition 2011, MS and T'11*. 2011, vol. 2, pp. 1413–1425.

41. Tapia G., Elwany A. A Review on process monitoring and control in metal-based additive manufacturing // *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 2014. Vol. 136. No. 6. Article 060801. <http://doi.org/10.1115/1.4028540>
42. Imran M.K., Masood S.H., Brandt M., Bhattacharya S., Mazumder J. Direct metal deposition (DMD) of H13 tool steel on copper alloy substrate: Evaluation of mechanical properties // *Materials Science and Engineering: A*. 2011. Vol. 528. No. 9. P. 3342–3349. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2010.12.099>
43. Keist J.S., Palmer T.A. Role of geometry on properties of additively manufactured Ti-6Al-4V structures fabricated using laser based directed energy deposition // *Materials & Design*. 2016. Vol. 106. P. 482–494. <http://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.045>
44. Ma M., Wang Z., Zeng X. Effect of energy input on microstructural evolution of direct laser fabricated IN718 alloy // *Materials Characterization*. 2015. Vol. 106. P. 420–427. <http://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.06.027>
45. Malukhin K., Ehmann K. Material characterization of NiTi based memory alloys fabricated by the laser direct metal deposition process // *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2006. Vol. 128. No. 3. P. 691–696. <http://doi.org/10.1115/1.2193553>
46. Riza S.H., Masood S.H., Wen C., Ruan D., Xu S. Dynamic behaviour of high strength steel parts developed through laser assisted direct metal deposition // *Materials & Design*. 2014. Vol. 64. P. 650–659. <http://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.08.026>
47. Shah K., Pinkerton A.J., Salman A., Li L. Effects of melt pool variables and process parameters in laser direct metal deposition of aerospace alloys // *Materials and Manufacturing Processes*. 2010. Vol. 25. No. 12. P. 1372–1380. <http://doi.org/10.1080/10426914.2010.480999>
48. Baufeld B., Brandl E., Van Der Biest O. Wire based additive layer manufacturing: Comparison of microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition // *Journal of Materials Processing Technology*. 2011. Vol. 211. No. 6. P. 1146–1158. <http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.01.018>
49. Brandl E., Palm F., Michailov V., Viehweger B., Leyens C. Mechanical properties of additive manufactured titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by a solid-state laser and wire // *Materials & Design*. 2011. Vol. 32. No. 10. P. 4665–4675. <http://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.06.062>
50. Brandl E., Schoberth A., Leyens C. Morphology, microstructure, and hardness of titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by wire-feed additive layer manufacturing (ALM) // *Materials Science and Engineering: A*. 2012. Vol. 532. P. 295–307. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2011.10.095>
51. Wang T., Zhu Y.Y., Zhang S.Q., Tang H.B., Wang H.M. Grain morphology evolution behavior of titanium alloy components during laser melting deposition additive manufacturing // *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. Vol. 632. P. 505–513. <http://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.01.256>
52. Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015. Vol. 81. No. 1–4. P. 465–481. <http://doi.org/10.1007/s00170-015-7077-3>
53. Ding J., Colegrove P., Mehnen J., Ganguly S., Almeida P.M.S., Wang F., Williams S. Thermo-mechanical analysis of Wire and Arc Additive Layer Manufacturing process on large multi-layer parts // *Computational Materials Science*. 2011. Vol. 50. No. 12. P. 3315–3322. <http://doi.org/10.1016/j.commatsci.2011.06.023>
54. Williams S.W., Martina F., Addison A.C., Ding J., Pardal G., Colegrove P. Wire + Arc additive manufacturing // *Material Science and Technology*. 2016. Vol. 32. No. 7. P. 641–647. <http://doi.org/10.1179/1743284715Y.0000000073>
55. Xiong J., Lei Y., Chen H., Zhang G. Fabrication of inclined thin-walled parts in multi-layer single-pass GMAW-based additive manufacturing with flat position deposition // *Journal of Materials*
41. Tapia G., Elwany A. A Review on process monitoring and control in metal-based additive manufacturing. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 2014, vol. 136, no. 6, article 060801. <http://doi.org/10.1115/1.4028540>
42. Imran M.K., Masood S.H., Brandt M., Bhattacharya S., Mazumder J. Direct metal deposition (DMD) of H13 tool steel on copper alloy substrate: Evaluation of mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*. 2011, vol. 528, no. 9, pp. 3342–3349. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2010.12.099>
43. Keist J.S., Palmer T.A. Role of geometry on properties of additively manufactured Ti-6Al-4V structures fabricated using laser based directed energy deposition. *Materials & Design*. 2016, vol. 106, pp. 482–494. <http://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.045>
44. Ma M., Wang Z., Zeng X. Effect of energy input on microstructural evolution of direct laser fabricated IN718 alloy. *Materials Characterization*. 2015, vol. 106, pp. 420–427. <http://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.06.027>
45. Malukhin K., Ehmann K. Material characterization of NiTi based memory alloys fabricated by the laser direct metal deposition process. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 2006, vol. 128, no. 3, pp. 691–696. <http://doi.org/10.1115/1.2193553>
46. Riza S.H., Masood S.H., Wen C., Ruan D., Xu S. Dynamic behaviour of high strength steel parts developed through laser assisted direct metal deposition. *Materials & Design*. 2014, vol. 64, pp. 650–659. <http://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.08.026>
47. Shah K., Pinkerton A.J., Salman A., Li L. Effects of melt pool variables and process parameters in laser direct metal deposition of aerospace alloys. *Materials and Manufacturing Processes*. 2010, vol. 25, no. 12, pp. 1372–1380. <http://doi.org/10.1080/10426914.2010.480999>
48. Baufeld B., Brandl E., Van Der Biest O. Wire based additive layer manufacturing: Comparison of microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition. *Journal of Materials Processing Technology*. 2011, vol. 211, no. 6, pp. 1146–1158. <http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.01.018>
49. Brandl E., Palm F., Michailov V., Viehweger B., Leyens C. Mechanical properties of additive manufactured titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by a solid-state laser and wire. *Materials & Design*. 2011, vol. 32, no. 10, pp. 4665–4675. <http://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.06.062>
50. Brandl E., Schoberth A., Leyens C. Morphology, microstructure, and hardness of titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by wire-feed additive layer manufacturing (ALM). *Materials Science and Engineering: A*. 2012, vol. 532, pp. 295–307. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2011.10.095>
51. Wang T., Zhu Y.Y., Zhang S.Q., Tang H.B., Wang H.M. Grain morphology evolution behavior of titanium alloy components during laser melting deposition additive manufacturing. *Journal of Alloys and Compounds*. 2015, vol. 632, pp. 505–513. <http://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.01.256>
52. Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015, vol. 81, no. 1–4, pp. 465–481. <http://doi.org/10.1007/s00170-015-7077-3>
53. Ding J., Colegrove P., Mehnen J., Ganguly S., Almeida P.M.S., Wang F., Williams S. Thermo-mechanical analysis of Wire and Arc Additive Layer Manufacturing process on large multi-layer parts. *Computational Materials Science*. 2011, vol. 50, no. 12, pp. 3315–3322. <http://doi.org/10.1016/j.commatsci.2011.06.023>
54. Williams S.W., Martina F., Addison A.C., Ding J., Pardal G., Colegrove P. Wire + Arc additive manufacturing. *Material Science and Technology*. 2016, vol. 32, no. 7, pp. 641–647. <http://doi.org/10.1179/1743284715Y.0000000073>
55. Xiong J., Lei Y., Chen H., Zhang G. Fabrication of inclined thin-walled parts in multi-layer single-pass GMAW-based additive manufacturing with flat position deposition. *Journal of Materials*

- Processing Technology. 2017. Vol. 240. P. 397–403.
<http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.10.019>
56. Hildreth O.J., Nassar A.R., Chasse K.R., Simpson T.W. Dissolvable metal supports for 3D direct metal printing // 3D Printing and Additive Manufacturing. 2016. Vol. 3. No. 2. P. 91–97.
<http://doi.org/10.1089/3dp.2016.0013>
57. Механик А. Порошки избавляют от лишнего // Новости ВПК [Электронный ресурс]. 2014. URL: https://vpk.name/news/122336_poroshki_izbavlyayut_ot_lishnego.html (дата обращения: 02.09.2021).
58. Carlota V. The Complete Guide to Directed Energy Deposition (DED) in 3D Printing // 3Dnatives [Electronic resource]. 2019. URL: <https://www.3dnatives.com/en/directed-energy-deposition-ded-3d-printing-guide-100920194/> (accessed: 02.09.2021).
59. Wright I. Metal Additive Manufacturing for Large Parts // Engineering.com [Electronic resource]. 2019. URL: <https://www.engineering.com/story/metal-additive-manufacturing-for-large-parts> (accessed: 02.06.2021).
60. Bhavar V., Kattire P., Patil V., Khot S., Gujar K., Singh R. A review on powder bed fusion technology of metal additive manufacturing // Additive Manufacturing Handbook: Product Development for the Defense Industry. 2017. Vol. 15. P. 251–261.
61. Jamshidinia M., Sadek A., Wang W., Kelly S. Additive manufacturing of steel alloys using laser powder-bed fusion // Advanced Materials & Processes. 2015. Vol. 173. No. 1. P. 20–24.
62. Kamath C., El-Dasher B., Gallegos G.F., King W.E., Sisto A. Density of additively-manufactured, 316L SS parts using laser powder-bed fusion at powers up to 400 W // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2014. Vol. 74. No. 1–4. P. 65–78. <http://doi.org/10.1007/s00170-014-5954-9>
63. Khairallah S.A., Anderson A.T., Rubenchik A., King W.E. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones // Acta Materialia. 2016. Vol. 108. P. 36–45.
<http://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.02.014>
64. Mower T.M., Long M.J. Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials // Material Science Engineering: A. 2016. Vol. 651. P. 198–213.
<http://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.068>
65. Тесленко В. Лазерное выращивание металлических деталей – важнейшее направление аддитивных технологий // Коммерсантъ – Наука [Электронный ресурс]. 2017. URL: <https://www.kommersant.ru/amp/3256048> (дата обращения: 02.09.2021).
66. Jiao L., Chua Z.Y., Moon S.K., Song J., Bi G., Zheng H. Femtosecond laser produced hydrophobic hierarchical structures on additive manufacturing parts // Nanomaterials. 2018. Vol. 8. No. 8. P. 1–10. <http://doi.org/10.3390/nano8080601>
67. Yadroitsev I., Yadroitsava I. Evaluation of residual stress in stainless steel 316L and Ti6Al4V samples produced by selective laser melting // Virtual and Physical Prototyping. 2015. Vol. 10. No. 2. P. 67–76. <http://doi.org/10.1080/17452759.2015.1026045>
68. Kurzynowski T., Gruber K., Stopyra W., Kuźnicka B., Chlebus E. Correlation between process parameters, microstructure and properties of 316 L stainless steel processed by selective laser melting // Material Science Engineering: A. 2018. Vol. 718. P. 64–73.
<http://doi.org/10.1016/j.msea.2018.01.103>
69. Leuders S., Thöne M., Riemer A., Niendorf T., Tröster T., Richard H.A., Maier H.J. On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance // International Journal of Fatigue. 2013. Vol. 48. P. 300–307.
<http://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.11.011>
70. Yasa E., Kruth J.P. Microstructural investigation of selective laser melting 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting // Procedia Engineering. 2011. Vol. 19. P. 389–395.
<http://doi.org/10.1016/j.proeng.2011.11.130>
71. Spierings A.B., Starr T.L., Wegener K. Fatigue performance of additive manufactured metallic parts // Rapid Prototyping Journal. 2013. Vol. 19. No. 2. P. 88–94. <http://doi.org/10.1108/13552541311302932>
- Processing Technology. 2017, vol. 240, pp. 397–403.
<http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.10.019>
56. Hildreth O.J., Nassar A.R., Chasse K.R., Simpson T.W. Dissolvable metal supports for 3D direct metal printing. 3D Printing and Additive Manufacturing. 2016, vol. 3, no. 2, pp. 91–97.
<http://doi.org/10.1089/3dp.2016.0013>
57. Mekhanik A. Powders get rid of excess. MIC News. 2014. [Electronic resource]. Available at URL: https://vpk.name/news/122336_poroshki_izbavlyayut_ot_lishnego.html (Accessed: 02.09.2021). (In Russ.).
58. Carlota V. The Complete Guide to Directed Energy Deposition (DED) in 3D Printing. 3Dnatives. 2019 [Electronic resource]. Available at URL: <https://www.3dnatives.com/en/directed-energy-deposition-ded-3d-printing-guide-100920194/> (Accessed: 02.09.2021).
59. Wright I. Metal Additive Manufacturing for Large Parts. Engineering.com [Electronic resource]. 2019. Available at URL: <https://www.engineering.com/story/metal-additive-manufacturing-for-large-parts> (Accessed: 02.09.2021).
60. Bhavar V., Kattire P., Patil V., Khot S., Gujar K., Singh R. A review on powder bed fusion technology of metal additive manufacturing. Additive Manufacturing Handbook: Product Development for the Defense Industry. 2017, vol. 15, pp. 251–261.
61. Jamshidinia M., Sadek A., Wang W., Kelly S. Additive manufacturing of steel alloys using laser powder-bed fusion. Advanced Materials & Processes. 2015, vol. 173, no. 1, pp. 20–24.
62. Kamath C., El-Dasher B., Gallegos G.F., King W.E., Sisto A. Density of additively-manufactured, 316L SS parts using laser powder-bed fusion at powers up to 400 W. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2014, vol. 74, no. 1–4, pp. 65–78. <http://doi.org/10.1007/s00170-014-5954-9>
63. Khairallah S.A., Anderson A.T., Rubenchik A., King W.E. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones. Acta Materialia. 2016, vol. 108, pp. 36–45.
<http://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.02.014>
64. Mower T.M., Long M.J. Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials. Material Science Engineering: A. 2016, vol. 651, pp. 198–213.
<http://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.068>
65. Teslenko V. Laser growing of metal parts – the most important area of additive technologies. Kommersant – Science, 2017 [Electronic resource]. Available at URL: <https://www.kommersant.ru/amp/3256048> (Accessed: 02.09.2021). (In Russ.).
66. Jiao L., Chua Z.Y., Moon S.K., Song J., Bi G., Zheng H. Femtosecond laser produced hydrophobic hierarchical structures on additive manufacturing parts. Nanomaterials. 2018, vol. 8, no. 8, pp. 1–10. <http://doi.org/10.3390/nano8080601>
67. Yadroitsev I., Yadroitsava I. Evaluation of residual stress in stainless steel 316L and Ti6Al4V samples produced by selective laser melting. Virtual and Physical Prototyping. 2015, vol. 10, no. 2, pp. 67–76. <http://doi.org/10.1080/17452759.2015.1026045>
68. Kurzynowski T., Gruber K., Stopyra W., Kuźnicka B., Chlebus E. Correlation between process parameters, microstructure and properties of 316 L stainless steel processed by selective laser melting. Material Science Engineering: A. 2018, vol. 718, pp. 64–73.
<http://doi.org/10.1016/j.msea.2018.01.103>
69. Leuders S., Thöne M., Riemer A., Niendorf T., Tröster T., Richard H.A., Maier H.J. On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance. International Journal of Fatigue. 2013, vol. 48, pp. 300–307.
<http://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.11.011>
70. Yasa E., Kruth J.P. Microstructural investigation of selective laser melting 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting. Procedia Engineering. 2011, vol. 19, pp. 389–395.
<http://doi.org/10.1016/j.proeng.2011.11.130>
71. Spierings A.B., Starr T.L., Wegener K. Fatigue performance of additive manufactured metallic parts. Rapid Prototyping Journal. 2013, vol. 19, no. 2, pp. 88–94. <http://doi.org/10.1108/13552541311302932>

72. Mazzoli A. Selective laser sintering in biomedical engineering // *Medical & Biological Engineering & Computing*. 2013. Vol. 51. No. 3. P. 245–256. <http://doi.org/10.1007/s11517-012-1001-x>
73. Dehoff R.R., Babu S.S. Characterization of interfacial microstructures in 3003 aluminum alloy blocks fabricated by ultrasonic additive manufacturing // *Acta Materialia*. 2010. Vol. 58. No. 13. P. 4305–4315. <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.03.006>
74. Ram G.D.J., Robinson C., Yang Y., Stucker B.E. Use of ultrasonic consolidation for fabrication of multi-material structures // *Rapid Prototyping Journal*. 2007. Vol. 13. No. 4. P. 226–235. <http://doi.org/10.1108/13552540710776179>
75. Технологии аддитивного производства [Электронный ресурс]. URL: <https://slide-share.ru/tehnologii-additivnogo-proizvodstva-iskhodnaya-model-additivnij-process-122962> (дата обращения: 02.09.2021).
76. Meteyer S., Xu X., Perry N., Zhao Y.F. Energy and material flow analysis of binder-jetting additive manufacturing processes // *Procedia CIRP*. 2014. Vol. 15. P. 19–25. <http://doi.org/10.1016/j.procir.2014.06.030>
77. Binder Jetting // Additive Manufacturing Research Group | Loughborough University [Electronic resource]. URL: <https://www.lboro.ac.uk/research/amrg/about/the7categoriesofadditivemanufacturing/binderjetting/> (accessed: 02.09.2021).
78. Технологии 3D печати [Электронный ресурс]. 2017. URL: https://tp3d.ru/index.php?route=record/record&record_id=37 (дата обращения: 08.06.2021).
79. Murr L.E., Gaytan S.M., Martinez E., Medina F., Wicker R.B. Next generation orthopaedic implants by additive manufacturing using electron beam melting // *International Journal of Biomaterials*. 2012. Vol. 2012. Article 245727. <http://doi.org/10.1155/2012/245727>
80. Justin D.F., etc. Laser based metal deposition (LBMD) of antimicrobials to implant surfaces: patent 7951412 USA. 2011.
81. Karlsson J., Snis A., Engqvist H., Lausmaa J. Characterization and comparison of materials produced by electron beam melting (EBM) of two different Ti-6Al-4V powder fractions // *Journal of Materials Processing Technology*. 2013. Vol. 213. No. 12. P. 2109–2118. <http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.06.010>
82. Zhao X., Chen J., Lin X., Huang W. Study on microstructure and mechanical properties of laser rapid forming Inconel 718 // *Materials Science and Engineering: A*. 2008. Vol. 478. No. 1–2. P. 119–124. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2007.05.079>
83. Sames W.J., List F.A., Pannala S., Dehoff R.R., Babu S.S. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing // *International Materials Reviews*. 2016. Vol. 61. No. 5. P. 315–360. <http://doi.org/10.1080/09506608.2015.1116649>
84. ГОСТ Р 51761-2005. Пропанты алюмосиликатные. Технические условия. 2006. 31 с.
85. Советников Е.И. Оценка развития аддитивных технологий // *Технология легких сплавов*. 2015. № 3. С. 17–31.
86. Slotwinski J.A., Garboczi E.J., Stutzman P.E., Ferraris C.F., Watson S.S., Peltz M.A. Characterization of metal powders used for additive manufacturing // *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*. 2014. Vol. 119. P. 460–493. <http://doi.org/10.6028/jres.119.018>
87. ГОСТ 19440-94 Порошки металлические. Определение насыпной плотности. Часть 1. Метод с использованием воронки. Часть 2. Метод волюмометра Скотта.
88. ГОСТ 20899-98 (ИСО 4490-78) Порошки металлические. Определение текучести с помощью калиброванной воронки (прибора Холла).
89. Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C. Additive manufacturing of metals // *Acta Materialia*. 2016. Vol. 117. P. 371–392. <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.019>
90. Каблов Е.Н. Тенденции и ориентиры инновационного развития России. ВИАМ, 2015. 557 с.
91. Каблов Е.Н. Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы // *Интеллект и технологии*. 2015. № 2 (11). С. 52–55.
72. Mazzoli A. Selective laser sintering in biomedical engineering. *Medical & Biological Engineering & Computing*. 2013, vol. 51, no. 3, pp. 245–256. <http://doi.org/10.1007/s11517-012-1001-x>
73. Dehoff R.R., Babu S.S. Characterization of interfacial microstructures in 3003 aluminum alloy blocks fabricated by ultrasonic additive manufacturing. *Acta Materialia*. 2010, vol. 58, no. 13, pp. 4305–4315. <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.03.006>
74. Ram G.D.J., Robinson C., Yang Y., Stucker B.E. Use of ultrasonic consolidation for fabrication of multi-material structures. *Rapid Prototyping Journal*. 2007, vol. 13, no. 4, pp. 226–235. <http://doi.org/10.1108/13552540710776179>
75. *Technologies of Additive Manufacturing* [Electronic resource]. Available at URL: <https://slide-share.ru/tehnologii-additivnogo-proizvodstva-iskhodnaya-model-additivnij-process-122962> (Accessed: 02.09.2021). (In Russ.).
76. Meteyer S., Xu X., Perry N., Zhao Y.F. Energy and material flow analysis of binder-jetting additive manufacturing processes. *Procedia CIRP*. 2014, vol. 15, pp. 19–25. <http://doi.org/10.1016/j.procir.2014.06.030>
77. Binder Jetting. *Additive Manufacturing Research Group | Loughborough University* [Electronic resource]. Available at URL: <https://www.lboro.ac.uk/research/amrg/about/the7categoriesofadditivemanufacturing/binderjetting/> (Accessed: 02.09.2021).
78. *3D Printing Technologies*. 2017 [Electronic resource]. Available at URL: https://tp3d.ru/index.php?route=record/record&record_id=37 (Accessed: 02.09.2021). (In Russ.).
79. Murr L.E., Gaytan S.M., Martinez E., Medina F., Wicker R.B. Next generation orthopaedic implants by additive manufacturing using electron beam melting. *International Journal of Biomaterials*. 2012, vol. 2012, article 245727. <http://doi.org/10.1155/2012/245727>
80. Justin D.F., etc. *Laser based metal deposition (LBMD) of antimicrobials to implant surfaces*: patent 7951412 USA. 2011.
81. Karlsson J., Snis A., Engqvist H., Lausmaa J. Characterization and comparison of materials produced by electron beam melting (EBM) of two different Ti-6Al-4V powder fractions. *Journal of Materials Processing Technology*. 2013, vol. 213, no. 12, pp. 2109–2118. <http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.06.010>
82. Zhao X., Chen J., Lin X., Huang W. Study on microstructure and mechanical properties of laser rapid forming Inconel 718. *Materials Science and Engineering: A*. 2008, vol. 478, no. 1–2, pp. 119–124. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2007.05.079>
83. Sames W.J., List F.A., Pannala S., Dehoff R.R., Babu S.S. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *International Materials Reviews*. 2016, vol. 61, no. 5, pp. 315–360. <http://doi.org/10.1080/09506608.2015.1116649>
84. *GOST R 51761-2005. Aluminosilicate proppants. Technical conditions*. 2006, 31 p. (In Russ.).
85. Sovetnikov E.I. Assessment of additive technologies development. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 2015, no. 3, pp. 17–31. (In Russ.).
86. Slotwinski J.A., Garboczi E.J., Stutzman P.E., Ferraris C.F., Watson S.S., Peltz M.A. Characterization of metal powders used for additive manufacturing. *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*. 2014, vol. 119, pp. 460–493. <http://doi.org/10.6028/jres.119.018>
87. *GOST 19440-94 Metallic powders. Determination of bulk density. Part 1. Method with a funnel. Part 2. Scott's volumeter method*. (In Russ.).
88. *GOST 20899-98 (ISO 4490-78) Metallic powders. Determination of fluidity using a calibrated funnel (Hall device)*. (In Russ.).
89. Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C. Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia*. 2016, vol. 117, pp. 371–392. <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.019>
90. Kablov E.N. *Trends and Guidelines for Innovative Development in Russia*. VIAM, 2015, 557 p.
91. Kablov E.N. Additive technologies – dominant feature of national technological initiative. *Intellect i tekhnologii*. 2015, vol. 2, no. 11, pp. 52–55. (In Russ.).

92. Hassanin H., Elshaer A., Benhadj-Djilali R., Modica F., Fassi I. Surface finish improvement of additive manufactured metal parts // *Micro and Precision Manufacturing*. 2018. P. 145–164. http://doi.org/10.1007/978-3-319-68801-5_7
93. Beiderbeck D., Deradjat D., Minshall T. The Impact of Additive Manufacturing Technologies on Industrial Spare Parts Strategies. 2018. 57 p.
94. Li Y., Jia G., Cheng Y., Hu Y. Additive manufacturing technology in spare parts supply chain: A comparative study // *International Journal of Production Research*. 2017. Vol. 55. No. 5. P. 1498–1515. <http://doi.org/10.1080/00207543.2016.1231433>
95. Ziolkowski M., Dyl T. Possible applications of additive manufacturing technologies in shipbuilding: A review // *Machines*. 2020. Vol. 8. No. 4. P. 1–34. <http://doi.org/10.3390/machines8040084>
96. Орыщенко А.С., Горынин И.В., Кузнецов П.А., Теленков А.И., Савин В.И., Бобырь В.В. Аддитивные технологии на базе композиционных порошковых материалов // Аддитивные технологии в российской промышленности. 2015. С. 1–22.
97. Bajaj P., Hariharan A., Kini A., Kürnsteiner P., Raabe D., Jägle E.A. Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties // *Materials Science and Engineering: A*. 2020. Vol. 772. Article 138633. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138633>
98. Wang Z., Palmer T.A., Beese A.M. Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing // *Acta Materialia*. 2016. Vol. 110. P. 226–235. <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.03.019>
99. Sun Z., Tan X., Tor S.B., Yeong W.Y. Selective laser melting of stainless steel 316L with low porosity and high build rates // *Materials & Design*. 2016. Vol. 104. P. 197–204. <http://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.035>
100. Saeidi K., Kevetkova L., Lofaj F., Shen Z. Novel ferritic stainless steel formed by laser melting from duplex stainless steel powder with advanced mechanical properties and high ductility // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 665. P. 59–65. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.027>
101. Rafi H.K., Pal D., Patil N., Starr T.L., Stucker B.E. Microstructure and mechanical behavior of 17-4 precipitation hardenable steel processed by selective laser melting // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2014. Vol. 23. No. 12. P. 4421–4428. <http://doi.org/10.1007/s11665-014-1226-y>
102. Röttger A., Geenen K., Windmann M., Binner F., Theisen W. Comparison of microstructure and mechanical properties of 316 L austenitic steel processed by selective laser melting with hot-isostatic pressed and cast material // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 678. P. 365–376. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2016.10.012>
103. Ziętała M., Durejko T., Polański M., Kunce I., Płociński T., Zieliński W., Łazińska M., Stępniewski W., Czujko T., Kurzydłowski K.J., Bojar Z. The microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of 316 L stainless steel fabricated using laser engineered net shaping // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 677. P. 1–10. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.028>
104. Abd-Elghany K., Bourell D.L. Property evaluation of 304L stainless steel fabricated by selective laser melting // *Rapid Prototyping Journal*. 2012. Vol. 18. No. 5. P. 420–428. <http://doi.org/10.1108/13552541211250418>
105. Wu J.H., Lin C.K. Influence of high temperature exposure on the mechanical behavior and microstructure of 17-4 PH stainless steel // *Journal of Materials Science*. 2003. Vol. 38. No. 5. P. 965–971. <http://doi.org/10.1023/A:1022377225704>
106. Ning F., Cong W. Microstructures and mechanical properties of Fe-Cr stainless steel parts fabricated by ultrasonic vibration-assisted laser engineered net shaping process // *Materials Letters*. 2016. Vol. 179. P. 61–64. <http://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.05.055>
107. LeBrun T., Nakamoto T., Horikawa K., Kobayashi H. Effect of retained austenite on subsequent thermal processing and resultant mechanical properties of selective laser melted 17-4 PH stainless
92. Hassanin H., Elshaer A., Benhadj-Djilali R., Modica F., Fassi I. Surface finish improvement of additive manufactured metal parts. *Micro and Precision Manufacturing*. 2018. pp. 145–164. http://doi.org/10.1007/978-3-319-68801-5_7
93. Beiderbeck D., Deradjat D., Minshall T. *The Impact of Additive Manufacturing Technologies on Industrial Spare Parts Strategies*. 2018, 57 p.
94. Li Y., Jia G., Cheng Y., Hu Y. Additive manufacturing technology in spare parts supply chain: A comparative study. *International Journal of Production Research*. 2017, vol. 55, no. 5, pp. 1498–1515. <http://doi.org/10.1080/00207543.2016.1231433>
95. Ziolkowski M., Dyl T. Possible applications of additive manufacturing technologies in shipbuilding: A review. *Machines*. 2020, vol. 8, no. 4, pp. 1–34. <http://doi.org/10.3390/machines8040084>
96. Oryshchenko A.S., Gorynin I.V., Kuznetsov P.A., Telenkov A.I., Savin V.I., Bobyr' V.V. Additive technologies based on composite powder materials. *Additivnye tekhnologii v rossiiskoi promyshlennosti*. 2015, pp. 1–22. (In Russ.).
97. Bajaj P., Hariharan A., Kini A., Kürnsteiner P., Raabe D., Jägle E.A. Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties. *Materials Science and Engineering: A*. 2020, vol. 772, article 138633. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138633>
98. Wang Z., Palmer T.A., Beese A.M. Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing. *Acta Materialia*. 2016, vol. 110, pp. 226–235. <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.03.019>
99. Sun Z., Tan X., Tor S.B., Yeong W.Y. Selective laser melting of stainless steel 316L with low porosity and high build rates. *Materials & Design*. 2016, vol. 104, pp. 197–204. <http://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.035>
100. Saeidi K., Kevetkova L., Lofaj F., Shen Z. Novel ferritic stainless steel formed by laser melting from duplex stainless steel powder with advanced mechanical properties and high ductility. *Materials Science and Engineering: A*. 2016, vol. 665, pp. 59–65. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.027>
101. Rafi H.K., Pal D., Patil N., Starr T.L., Stucker B.E. Microstructure and mechanical behavior of 17-4 precipitation hardenable steel processed by selective laser melting. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2014, vol. 23, no. 12, pp. 4421–4428. <http://doi.org/10.1007/s11665-014-1226-y>
102. Röttger A., Geenen K., Windmann M., Binner F., Theisen W. Comparison of microstructure and mechanical properties of 316 L austenitic steel processed by selective laser melting with hot-isostatic pressed and cast material. *Materials Science and Engineering: A*. 2016, vol. 678, pp. 365–376. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2016.10.012>
103. Ziętała M., Durejko T., Polański M., Kunce I., Płociński T., Zieliński W., Łazińska M., Stępniewski W., Czujko T., Kurzydłowski K.J., Bojar Z. The microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of 316 L stainless steel fabricated using laser engineered net shaping. *Materials Science and Engineering: A*. 2016, vol. 677, pp. 1–10. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.028>
104. Abd-Elghany K., Bourell D.L. Property evaluation of 304L stainless steel fabricated by selective laser melting. *Rapid Prototyping Journal*. 2012, vol. 18, no. 5, pp. 420–428. <http://doi.org/10.1108/13552541211250418>
105. Wu J.H., Lin C.K. Influence of high temperature exposure on the mechanical behavior and microstructure of 17-4 PH stainless steel. *Journal of Materials Science*. 2003, vol. 38, no. 5, pp. 965–971. <http://doi.org/10.1023/A:1022377225704>
106. Ning F., Cong W. Microstructures and mechanical properties of Fe-Cr stainless steel parts fabricated by ultrasonic vibration-assisted laser engineered net shaping process. *Materials Letters*. 2016, vol. 179, pp. 61–64. <http://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.05.055>
107. LeBrun T., Nakamoto T., Horikawa K., Kobayashi H. Effect of retained austenite on subsequent thermal processing and resultant mechanical properties of selective laser melted 17-4 PH stainless steel.

- steel // *Materials & Design*. 2015. Vol. 81. P. 44–53.
<http://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.05.026>
108. Sander G., Babu A.P., Gao X., Jiang D., Birbilis N. On the effect of build orientation and residual stress on the corrosion of 316L stainless steel prepared by selective laser melting // *Corrosion Science*. 2021. Vol. 179. Article 109149.
<http://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.109149>
 109. Melia M.A., Nguyen H.D.A., Rodelas J.M., Schindelholz E.J. Corrosion properties of 304L stainless steel made by directed energy deposition additive manufacturing // *Corrosion Science*. 2019. Vol. 152. P. 20–30. <http://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.02.029>
 110. Shahriari A., Khaksar L., Nasiri A., Hadadzadeh A., Amirkhiz B.S., Mohammadi M. Microstructure and corrosion behavior of a novel additively manufactured maraging stainless steel // *Electrochimica Acta*. 2020. Vol. 339. Article 135925.
<http://doi.org/10.1016/j.electacta.2020.135925>
 111. Wang L., Dong C., Man C., Kong D., Xiao K., Li X. Enhancing the corrosion resistance of selective laser melted 15-5PH martensite stainless steel via heat treatment // *Corrosion Science*. 2020. Vol. 166. Article 108427. <http://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.108427>
 112. Barroux A., Ducommun N., Nivet E., Laffont L., Blanc C. Pitting corrosion of 17-4PH stainless steel manufactured by laser beam melting // *Corrosion Science*. 2020. Vol. 169. Article 108594.
<http://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.108594>
 113. Alvi S., Saeidi K., Akhtar F. High temperature tribology and wear of selective laser melted (SLM) 316L stainless steel // *Wear*. 2020. Vol. 448–449. Article 203228.
<http://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203228>
 114. Lashgari H.R., Xue Y., Onggowarsito C., Kong C., Li S. Microstructure, tribological properties and corrosion behaviour of additively manufactured 17-4PH stainless steel: Effects of scanning pattern, build orientation, and single vs. double scan // *Materials Today Communications*. 2020. Vol. 25. Article 101535.
<http://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2020.101535>
 115. Sanjeev K.C., Nezhadfar P.D., Phillips C., Kennedy M.S., Shamsaei N., Jackson R.L. Tribological behavior of 17–4 PH stainless steel fabricated by traditional manufacturing and laser-based additive manufacturing methods // *Wear*. 2019. Vol. 440–441. Article 203100. <http://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203100>
- Materials & Design*. 2015, vol. 81, pp. 44–53.
<http://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.05.026>
108. Sander G., Babu A.P., Gao X., Jiang D., Birbilis N. On the effect of build orientation and residual stress on the corrosion of 316L stainless steel prepared by selective laser melting. *Corrosion Science*. 2021, vol. 179, article 109149.
<http://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.109149>
 109. Melia M.A., Nguyen H.D.A., Rodelas J.M., Schindelholz E.J. Corrosion properties of 304L stainless steel made by directed energy deposition additive manufacturing. *Corrosion Science*. 2019, vol. 152, pp. 20–30. <http://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.02.029>
 110. Shahriari A., Khaksar L., Nasiri A., Hadadzadeh A., Amirkhiz B.S., Mohammadi M. Microstructure and corrosion behavior of a novel additively manufactured maraging stainless steel. *Electrochimica Acta*. 2020, vol. 339, article 135925.
<http://doi.org/10.1016/j.electacta.2020.135925>
 111. Wang L., Dong C., Man C., Kong D., Xiao K., Li X. Enhancing the corrosion resistance of selective laser melted 15-5PH martensite stainless steel via heat treatment. *Corrosion Science*. 2020, vol. 166, article 108427. <http://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.108427>
 112. Barroux A., Ducommun N., Nivet E., Laffont L., Blanc C. Pitting corrosion of 17-4PH stainless steel manufactured by laser beam melting. *Corrosion Science*. 2020, vol. 169, article 108594.
<http://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.108594>
 113. Alvi S., Saeidi K., Akhtar F. High temperature tribology and wear of selective laser melted (SLM) 316L stainless steel. *Wear*. 2020, vol. 448–449, article 203228.
<http://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203228>
 114. Lashgari H.R., Xue Y., Onggowarsito C., Kong C., Li S. Microstructure, tribological properties and corrosion behaviour of additively manufactured 17-4PH stainless steel: Effects of scanning pattern, build orientation, and single vs. double scan. *Materials Today Communications*. 2020, vol. 25, article 101535.
<http://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2020.101535>
 115. Sanjeev K.C., Nezhadfar P.D., Phillips C., Kennedy M.S., Shamsaei N., Jackson R.L. Tribological behavior of 17–4 PH stainless steel fabricated by traditional manufacturing and laser-based additive manufacturing methods. *Wear*. 2019, vol. 440–441, article 203100. <http://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203100>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Алексей Георгиевич Колмаков, член-корреспондент РАН, д.т.н., заведующий лабораторией, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
ORCID: 0000-0002-4907-951X
E-mail: akolmakov@imet.ac.ru

Александр Юрьевич Иванников, к.т.н., старший научный сотрудник, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
ORCID: 0000-0003-1113-391X
E-mail: aivannikov@imet.ac.ru

Михаил Александрович Каплан, младший научный сотрудник, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
ORCID: 0000-0002-8635-0719
E-mail: mkaplan@imet.ac.ru

Андрей Александрович Кирсанкин, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
ORCID: 0000-0002-9206-7805
E-mail: akirsankin@imet.ac.ru

Михаил Анатольевич Севостьянов, к.т.н., ведущий научный сотрудник, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
ORCID: 0000-0003-2652-8711
E-mail: msevostyanov@imet.ac.ru

Aleksei G. Kolmakov, Corresponding Member of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-4907-951X
E-mail: akolmakov@imet.ac.ru

Aleksandr Yu. Ivannikov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0003-1113-391X
E-mail: aivannikov@imet.ac.ru

Mikhail A. Kaplan, Junior Researcher, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-8635-0719
E-mail: mkaplan@imet.ac.ru

Andrei A. Kirsankin, Cand. Sci. (Phys.-math.), Senior Researcher, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-9206-7805
E-mail: akirsankin@imet.ac.ru

Mikhail A. Sevost'yanov, Cand. Sci. (Eng.), Leading Researcher, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0003-2652-8711
E-mail: msevostyanov@imet.ac.ru

ВКЛАД АВТОРОВ:

Колмаков А.Г. – научное руководство, анализ статьи.

Иванников А.Ю. – подготовка текста главы «Изделия из нержавеющей стальных порошков, полученные методами аддитивного прототипирования».

Каплан М.А. – подготовка текста главы «Аддитивные методы получения деталей».

Кирсанкин А.А. – подготовка текста главы «Методы получения сферических порошков для аддитивного производства».

Севостьянов М.А. – доработка текста, корректировка выводов.

Поступила в редакцию 30.06.2021

После доработки 08.07.2021

Принята к публикации 28.08.2021

Received 30.06.2021

Revised 08.07.2021

Accepted 28.08.2021