

УДК 621.762 : 669.2

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2016-3-4-11

Анизотропия механических свойств изделий, изготовленных методом селективного лазерного плавления порошковых материалов

© 2016 г. **А.А. Попович, В.Ш. Суфияров, Е.В. Борисов, И.А. Полозов, Д.В. Масайло, А.В. Григорьев**

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

ОАО «Климов», г. Санкт-Петербург

Статья поступила в редакцию 01.02.16 г., доработана 29.02.16 г., подписана в печать 02.03.16 г.

Рассмотрены причины возникновения анизотропии свойств в изделиях, изготавливаемых по технологии селективного лазерного плавления металлических порошковых материалов. Представлены результаты оценки механических свойств образцов из сплавов основе титана Ti–6Al–4V, VT6 и жаропрочного никелевого сплава Inconel 718 в различных направлениях. Исследована микроструктура компактных образцов, полученных селективным лазерным плавлением. Приведена зависимость их механических свойств от ориентации заготовок относительно рабочей платформы установки. Анализ микрошлифов из сплава Ti–6Al–4V показал, что у образца прямоугольной формы направление зеренной структуры соответствует направлению выращивания, тогда как при изготовлении тонких элементов сетчатой конструкции за счет их меньшего сечения протекают иные тепловые процессы, что сказывается на условиях кристаллизации и формирующейся микроструктуре: в зависимости от угла наклона элемента сетчатой конструкции изменяются направление и форма зерен.

Ключевые слова: аддитивное производство, селективное лазерное плавление, порошковая металлургия, титановые сплавы, никелевые сплавы, аддитивные технологии, анизотропия, механические свойства.

Попович А.А. – докт. техн. наук, профессор кафедры технологии и исследования материалов (ТИМ) СПбПУ, директор Института металлургии, машиностроения и транспорта СПбПУ (195251, Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29). E-mail: popovicha@mail.ru.

Суфияров В.Ш. – канд. техн. наук, вед. науч. сотрудник лаборатории «Функциональные материалы» СПбПУ. E-mail: vadim.spbstu@yandex.ru.

Борисов Е.В. – аспирант кафедры ТИМ, научный сотрудник лаборатории «Функциональные материалы» СПбПУ. E-mail: evgenii.borisov@icloud.com.

Полозов И.А. – студент кафедры ТИМ, инженер лаборатории «Функциональные материалы» СПбПУ. E-mail: igor.polofov@gmail.com.

Масайло Д.В. – вед. инженер лаборатории «Функциональные материалы» СПбПУ. E-mail: dmasaylo@gmail.com.

Григорьев А.В. – аспирант кафедры ТИМ СПбПУ, генеральный конструктор ОАО «Климов» (194100, Санкт-Петербург, ул. Кантемировская, 11). E-mail: klimov@klimov.ru.

Для цитирования: Попович А.А., Суфияров В.Ш., Борисов Е.В., Полозов И.А., Масайло Д.В., Григорьев А.В. Анизотропия механических свойств изделий, изготовленных методом селективного лазерного плавления порошковых материалов // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2016. No. 3. С. 4–11. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2016-3-4-11.

Popovich A.A., Sufiiarov V.Sh., Borisov E.V., Polozov I.A., Masaylo D.V., Grigoriev A.V.

Anisotropy of mechanical properties of products manufactured using selective laser melting of powdered materials

The paper examines factors leading to anisotropy of properties in products manufactured using lasercusing, a technology consisting in selective laser melting of metal powdered materials. The results obtained when evaluating mechanical properties of specimens made of titanium alloys Ti–6Al–4V, VT6 and heat-resistant nickel alloy Inconel 718 in different directions are presented. The study covers the microstructure of compact specimens obtained using selective laser melting, and describes dependence of their mechanical properties on workpiece orientation with relation to the unit working platform. The study of Ti–6Al–4V microsections showed that the direction of the rectangular specimen grain structure matched the growth direction, whereas thin elements with a lattice structure were made with other thermal processes due to their smaller cross section. This affected crystallization conditions and microstructure being formed: grain directions and shapes changed depending on the lattice structure element inclination.

Keywords: additive manufacturing, selective laser melting, powder metallurgy, titanium alloys, nickel alloys, layer-by-layer manufacturing, anisotropy, mechanical properties.

Popovich A.A. – Dr. Sci. (Tech), Prof., Department of material science and technology of Peter the Great St. Petersburg University (SPbPU) (195251, Russia, St. Petersburg, Polytechnicheskaya str., 29), Director of Institute of metallurgy, mechanical engineering and transport SPbPU. E-mail: popovicha@mail.ru.

Sufiiarov V.Sh. – PhD, Leading Researcher of Laboratory of functional materials, SPbPU. E-mail: vadim.spbstu@yandex.ru.

Borisov E.V. – Post-Graduate Student of Department of material science and technology, Researcher of Laboratory of functional materials, SPbPU. E-mail: evgenii.borisov@icloud.com.

Polozov I.A. – Student of Department of material science and technology, Engineer of Laboratory of functional materials, SPbPU. E-mail: igor.polozov@gmail.com.

Masaylo D.V. – Leading Engineer of Laboratory of functional materials, SPbPU. E-mail: dmasaylo@gmail.com.

Grigoriev A.V. – Post-Graduate Student of Department of material science and technology, SPbPU, Chief Designer of JSC «Klimov» (194100, Russia, St. Petersburg, Kantemirovskaya str., 11). E-mail: klimov@klimov.ru.

Citation: Popovich A.A., Sufiiarov V.Sh., Borisov E.V., Polozov I.A., Masaylo D.V., Grigoriev A.V. Anizotropiya mekhanicheskikh svoystv izdelii, izgotovlennykh metodom selektivnogo lazernogo plavleniya poroshkovykh materialov. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2016. No. 3. С. 4–11. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2016-3-4-11.

Введение

Технология селективного лазерного плавления (СЛП) уже сейчас активно применяется для изготовления металлических изделий, что связано с возможностью производства заготовок, максимально близких по своей конфигурации к конечному изделию, напрямую из компьютерной модели, без использования оснастки. Это позволяет экономить материалы и затраты на последующую обработку, а также обеспечивает свободу выбора формы изделий, которая может существенно повысить эксплуатационные характеристики деталей [1]. Последнее особенно актуально в таких областях, как авиация и медицина. В авиации, где титановые и никелевые сплавы получили широкое распространение, предъявляются особые требования к массе изделий. Применение аддитивных технологий позволяет создавать детали с геометрией, обеспечивающей легкость конструкции с сохранением высоких прочностных характеристик [1].

В процессе селективного лазерного плавления в качестве источника нагрева используется лазерный луч малого диаметра, объем расплавляемого металла также мал, а скорости нагрева и охлаждения при кристаллизации очень высоки. Как результат — образование неравновесной микроструктуры, не типичной для традиционных технологий.

Исследования микроструктуры полученных по технологии СЛП образцов, представленные в работах [2–11], показали, что при селективном лазерном плавлении зерна ориентированы преимущественно параллельно направлению выращивания. Направленность кристаллографической текстуры вдоль оси выращивания отмечена для многих материалов, например сплавов Inconel 718 [11],

Inconel 738LC [3], AlSi10Mg [4], тантала [5], стали 316L [6], CM247LC [7], NiCr [8], NiTi [10] и др.

Однако это справедливо для образцов, имеющих простую геометрию (параллелепипедов, цилиндров), когда направление теплоотвода существенно не зависит от обрабатываемой области изделия. Тепловые процессы в сложнопрофильных изделиях отличаются: в них направление теплоотвода от ванны расплава, а следовательно, и направление роста кристаллов, зависят от положения элементов конструкции.

Авторами [12] исследовано получение сетчатых конструкций в различных ориентациях. Как было показано, ориентации зерен в элементах конструкции направлены по-разному в зависимости от положения элемента, от которого, в свою очередь, зависит пористость материала: в горизонтальных элементах она существенно выше, чем в вертикальных.

В изделиях, полученных по технологии селективного лазерного плавления, помимо специфичной структуры могут присутствовать дефекты — главным образом это микротрещины и поры [2, 13–18]. Последние разделяют на два основных вида.

1. Газовые поры, вызванные неполнотой выхода газов из расплава при лазерной обработке. Пузырьки газа в жидкости имеют сферическую форму, которую они сохраняют и после затвердевания металла [2, 13].

2. Поры, образующиеся из-за недостаточного проплавления порошкового слоя. В результате в местах, где частицы расплавились не полностью либо не произошло «слияния» расплавленных частиц порошка с ранее обработанным слоем, образуются плоские поры, расположенные перпендикулярно направлению выращивания [2, 15–17].

Поры второго типа оказывают значительно большее влияние на механические свойства материала вследствие их большего размера, а также плоской формы [13–18]. Для уменьшения пористости в конечных изделиях ответственного назначения применяется горячее изостатическое прессование, во многих случаях позволяющее существенно повысить качество изделий после СЛП [19].

Описанные выше закономерности и дефекты влияют на механические характеристики образцов при нагружении в различных направлениях. Стоит отметить, что сравнение данных, полученных разными исследователями, затруднено вследствие использования ими различного оборудования и исходных материалов для изготовления образцов [2].

Несмотря на большое количество работ по изучению анизотропии свойств в изделиях, получаемых с использованием технологии СЛП, причины ее появления и способы устранения до конца не выявлены. Поэтому целью данной работы был анализ факторов, влияющих на анизотропию свойств в изделиях, изготовленных селективным лазерным плавлением металлических порошков.

Методика исследований и оборудование

Исходными материалами являлись порошки титанового сплава Ti–6Al–4V и никелевого суперсплава Inconel 718, поставленные компанией «SLM Solutions GmbH» — производителем установки СЛП (табл. 1).

Исследование процесса СЛП проводилось на установке SLM 280HL, оборудованной двумя итербиевыми волоконными лазерами мощностью 400 и 1000 Вт, со скоростью сканирования поверхности до 15 м/с. При получении образцов использованы режимы, обеспечивающие наибольшую плотность, как было показано в предыдущих на-

ших работах [11, 22]. Принципиальная схема процесса СЛП представлена на рис. 1.

Были изготовлены заготовки для образцов в целях проведения механических испытаний на растяжение по ГОСТ 1497-84 и на удар по ГОСТ 9454-78. Они располагались на рабочей платформе как в горизонтальной, так и в вертикальной ориентациях. Также был получен образец сетчатой конструкции (рис. 2, а), элементарная ячейка которой показана на рис. 2, б. Поперечное сечение распорок представляет собой квадрат 400×400 мкм, длина распорок составляет 6 мм, наклон элементов конструкции относительно горизонтали — 45° .

Плотность образцов определяли металлографическим методом и гидростатическим взвешиванием. В первом случае проводили съемку шлифов на световом оптическом микроскопе Leica DMI 5000 в диапазоне увеличений от $50\times$ до $1000\times$ и последующую обработку, включающую оценку доли пор на полученных фотографиях с использованием программы количественной обработки Thixomet PRO. Гидростатическое взвешивание осуществляли в соответствии с ГОСТ 25281-82: об-

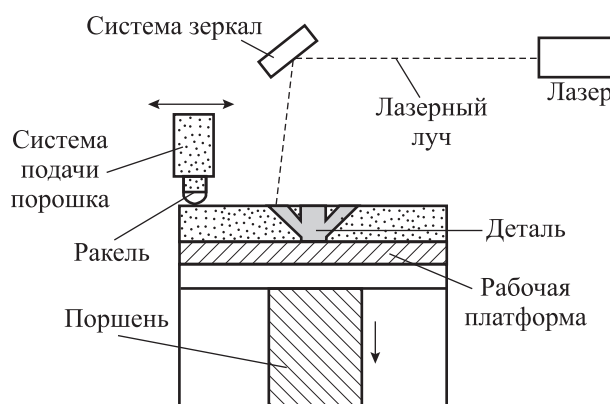


Рис. 1. Принципиальная схема процесса СЛП

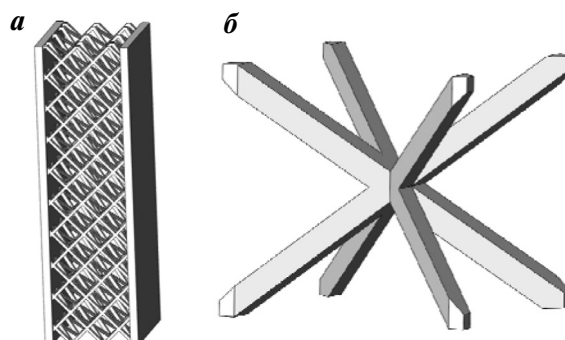


Рис. 2. Изображение сетчатой конструкции (а) и ее элементарной ячейки (б)

Таблица 1. Свойства исходных материалов для СЛП

Порошок	Хим. свойства	Распределение размеров частиц, мкм		
		d_{10}	d_{50}	d_{90}
Ti–6Al–4V	Стандарт ASTM F2924 [20]	27	47	76
Inconel 718	Стандарт ASTM F3055 [21]	21	37	62
BT6	ГОСТ 19807-91	14	34	70

разцы взвешивали на воздухе и на подвесе в дистиллированной воде, а затем по формуле с учетом плотности воды при данной температуре рассчитывали плотность образца и полученный результат сравнивали с теоретическим ее значением.

Термическую обработку (ТО) образцов из сплава ВТ6 проводили в промышленной вакуумной печи MonoTherm производства компании «ALD Vacuum Technologies» в вакууме 10^{-3} – 10^{-4} мбар по следующему режиму: температура $t = 950$ °С, продолжительность $\tau = 1,5$ ч, охлаждение с печью.

Результаты исследований и их обсуждение

Механические свойства образцов на растяжение, изготовленных параллельно (горизонтальные) и перпендикулярно (вертикальные) относительно рабочей платформы установки из сплавов Inconel 718 и Ti–6Al–4V (без термической обработки), а также ВТ6 (после таковой) представлены в табл. 2.

Согласно результатам испытаний на растяжение можно сделать вывод, что в большинстве случаев вертикальные образцы имеют прочностные свойства ниже, чем горизонтальные, что подтверждается исследованиями в работах [2, 15, 17, 23–24]. Значения относительного удлинения образцов демонстрируют обратную зависимость: величина δ больше у вертикальных образцов. Данная закономерность может быть объяснена как наличием пор, так и направленностью микроструктуры. В первом случае влияние оказывает форма пор, имеющая большую площадь в плоскости, перпендикулярной направлению выращивания (рис. 3, а и б), что приводит к уменьшению площади поперечного сечения заготовок и появлению дополнительных концентраторов напряжений.

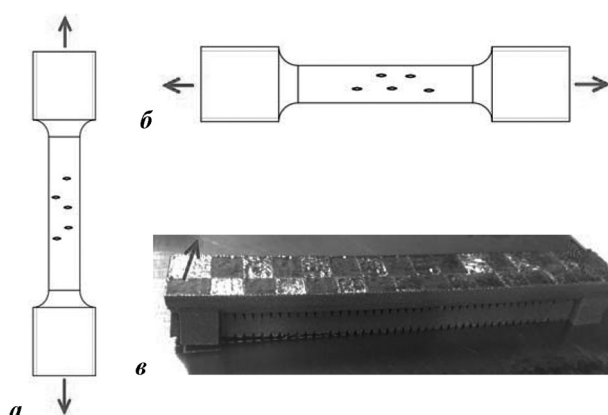


Рис. 3. Схема расположения пор в образцах для испытания механических свойств

а – при вертикальном выращивании; б – при горизонтальном; в – фотография заготовки горизонтального образца, оторвавшейся от основной платформы в процессе изготовления из-за коробления

Горизонтально выращенные образцы при испытании на растяжение показывают более высокие прочностные свойства и меньшую пластичность, чем полученные вертикально. Аналогичная зависимость механических характеристик от положения образцов, изготовленных методом селективного лазерного плавления, для сплава Inconel 718 отмечена в стандарте ASTM F3055, тогда как для сплава Ti–6Al–4V в соответствующем ему стандарте ASTM F2924 упоминается возможность влияния направления выращивания на механические свойства, однако конкретные данные отсутствуют.

Среднее значение ударной вязкости у вертикальных образцов выше, чем у горизонтальных (см. табл. 2). Поскольку испытание на ударный изгиб проводилось на образцах без термической обработки, наблюдаемая разница значений KCV может быть связана как с наличием остаточных напряжений в образцах после изготовления,

Таблица 2. Результаты испытаний на растяжение образцов из исследуемых сплавов

Образец	Ориентация образцов в ходе выращивания	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности σ_B , МПа	Относительное удлинение δ , %	KCV , Дж/см ²
Inconel 718 (без ТО)	Горизонтально	807±15	1051±18	22±4	83,8±3,5
	Вертикально	675±12	957±15	28±3	91,3±4,0
Ti–6Al–4V (без ТО)	Горизонтально	1200±19	1280±17	2,5±1,0	9,9±2,5
	Вертикально	1080±20	1160±16	4,0±1,0	11,7±2,0
ВТ6 (после ТО)	Горизонтально	1012±6	1088±6	10,4±1,8	11,9±1,7
	Вертикально	945±15	1087±17	10,7±1,5	15,2±2,0

так с влиянием их фазового состава и микро-структуры.

Особенностью технологии селективного лазерного плавления является образование в процессе изготовления остаточных термических и усадочных напряжений, которые могут вызывать коробление заготовок (см. рис. 3, *в*), а также воздействовать на механические свойства [25]. Для установления влияющего на это фактора были проведены испытания образцов из титанового сплава ВТ6 (российского аналога сплава Ti—6Al—4V), подвергнутого термической обработке. Их результаты показали, что после ТО и снятия остаточных напряжений горизонтальные образцы демонстрируют более высокие значения ударной вязкости в сравнении с вертикальными. Также отмечено, что образцы из сплава ВТ6 после ТО имеют более высокую пластичность и более низкие прочностные характеристики по сравнению с результатами ис-

пытаний образцов из сплава Ti—6Al—4V без ТО, что связано с изменением структурно-фазового состава в виде частичного распада мартенситной α' -фазы на α - и β -фазы [22].

Фрактографическое исследование образцов из сплава Inconel 718 после испытаний на ударный изгиб показало, что излом вертикально изготовленного образца имеет более плоскую поверхность, чем выращенный в горизонтальном направлении. Поверхность изломов характеризуется наличием неглубоких ямок малых размеров, как правило характерных для вязкого разрушения материала. В то же время в изломе также обнаруживаются области, похожие на трещины и имеющие гладкую поверхность (рис. 4, *а*), которые также могут являться следствием неполного проплавления порошкового слоя.

Фрактограмма излома образца из сплава Inconel 718 характеризуется наличием межзеренных фасеток и квазискола (см.

рис. 4, *б*). Более детальное исследование показывает, что вся поверхность граней состоит из ямок, по размерам и морфологии схожих с ячеисто-дендритным строением микро-структуры сплава [11, 26].

Фрактограмма образца из сплава Ti—6Al—4V показывает наличие пор размером 10—100 мкм, внутри которых содержатся нерасплавленные частицы порошка (см. рис. 4, *в*, *г*). Характерной чертой этих пор являются концентрические окружности, которые, по-видимому, сформировались из-за особенностей кристаллизации сплава Ti—6Al—4V в ходе СЛП. Такие дефекты могут оказывать значительное влияние на механические свойства.

В процессе лазерного воздействия на порошковый материал происходят его расплавление и последующая кристаллизация. Образующийся при затвердевании температурный градиент направлен перпендикулярно относитель-

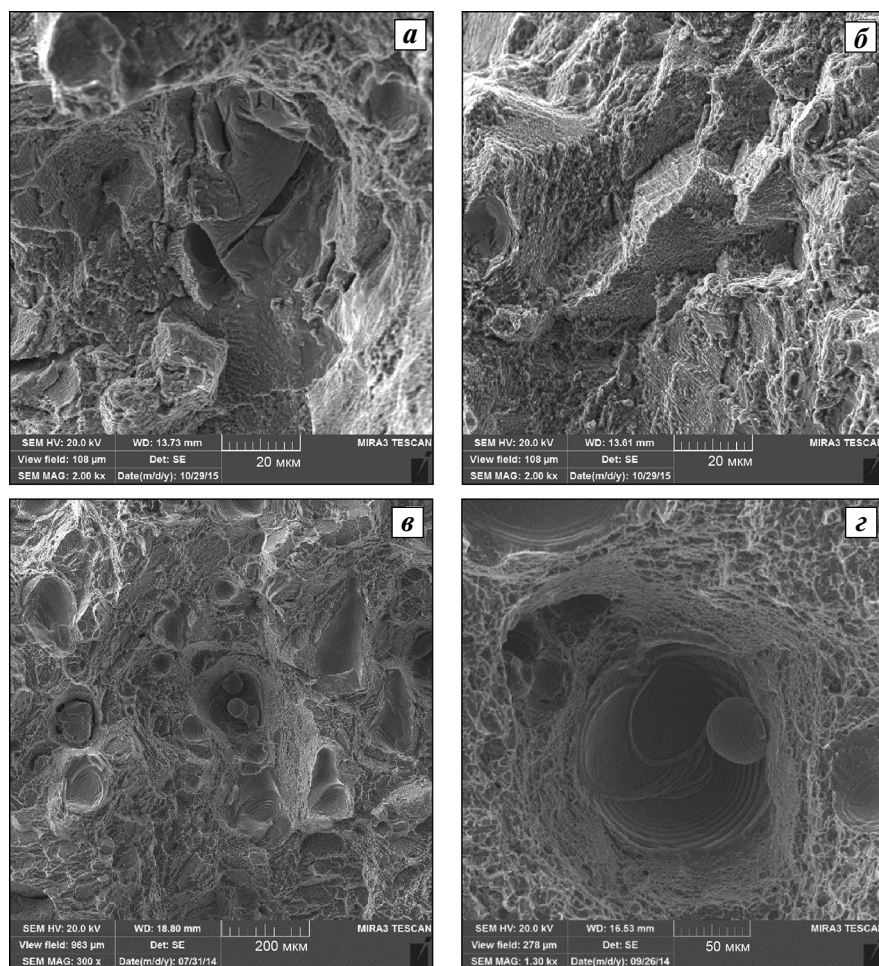


Рис. 4. Результаты фрактографии излома образцов из сплавов Inconel 718 (*а*, *б*) и Ti—6Al—4V (*в*, *г*) после испытаний на ударный изгиб

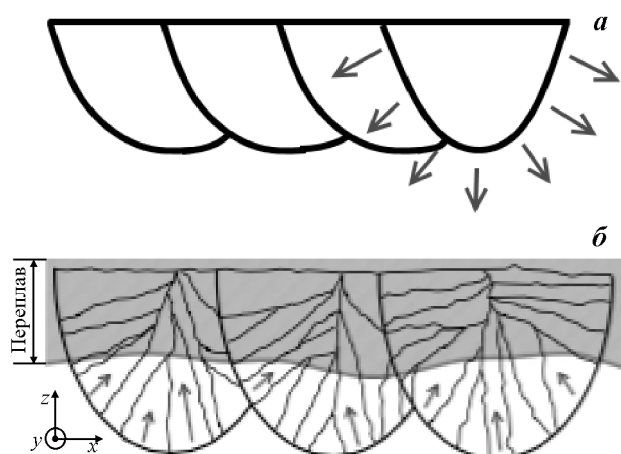


Рис. 5. Схемы теплоотвода в ванне расплава при селективном лазерном плавлении (а) и переплавления нижележащего слоя (б) [9]

но границ ванны расплава, которая имеет выпуклую форму (рис. 5, а). Данные условия кристаллизации обуславливают направленный рост кристаллитов от периферии зоны расплава к ее центру. Однако при лазерной обработке последующего слоя происходит частичный переплавление нижележащего слоя [27], что приводит к изменению ориентации зерен (см. рис. 5, б) [9], а именно, к исчезновению зерен, которые располагались сверху и были ориентированы горизонтально (рис. 6, а). Частичный переплавление нижележащего слоя необходим для обеспечения высокой прочности соединения и приводит к тому, что большая часть зерен в изделии имеют вытянутую вдоль оси выращивания форму.

Исследование подготовленных микрошлифов из сплава Ti–6Al–4V показало, что у прямоугольного образца зерна имеют вытянутую вдоль направления выращивания форму (рис. 6, б). Микроструктура компактных образцов представляет собой мелкодисперсные иглообразные выделения мартенситной α' -фазы, что свидетельствует о высокой скорости кристаллизации и закалки.

На шлифах образцов из сплава Inconel 718 в плоскости, параллельной направлению выращивания, наблюдаются поры второго вида, располагающиеся по границам видимых ванн расплава и имеющие плоскую форму (см. рис. 6, а). Такие поры возникают из-за отсутствия сплавления расплавленного металлического порошка с подложкой, на которую он нанесен. Подобное явление может возникать вследствие различных причин, в частности неравномерной толщины наносимого слоя, попадания неметаллических включений в область расплава и др. Также на шлифе обнаружены поры

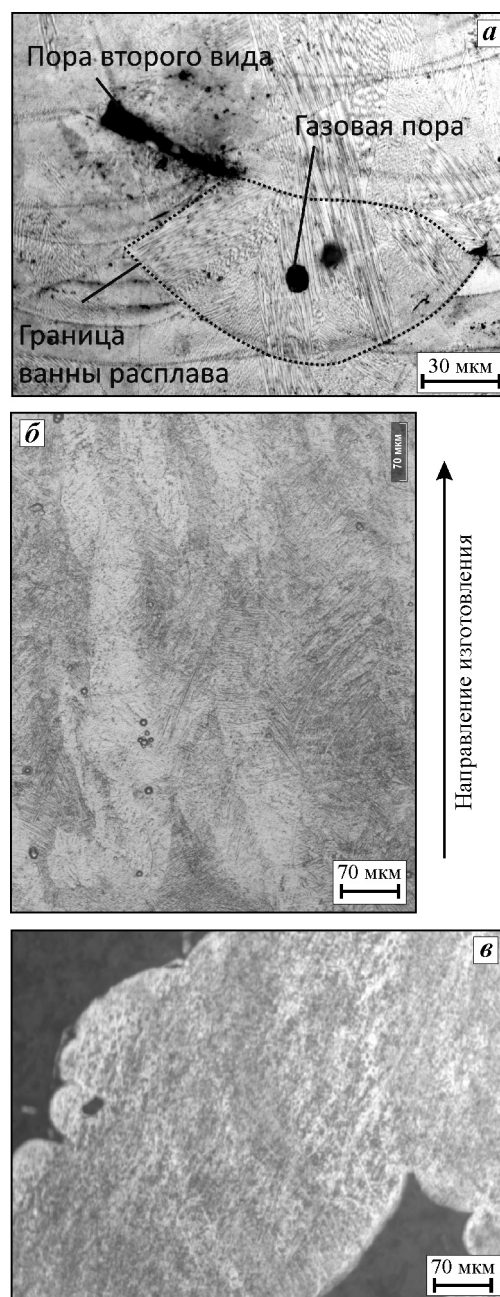


Рис. 6. Микроструктуры тестовых образцов из сплавов Inconel 718 (а) и Ti–6Al–4V (б, в)

а, б – прямоугольные образцы

в – образец сетчатой конструкции

Стрелкой указано направление изготовления образцов – общее для всех изображений

округлой (сферической) формы (см. рис. 6, а) меньшего размера, располагающиеся в пределах ванны расплава и, по всей видимости, образующиеся из-за высокой скорости затвердевания и неполного выхода газа из расплава.

Исследование подготовленных микрошлифов образцов сетчатой конструкции показало, что ко-

Таблица 3. Результаты исследования плотности образцов из сплава Ti–6Al–4V

Образец	Относительная плотность, %	
	Гидростатическое взвешиванием	Металлографический метод
Сплошной материал	98,2	99,5
Сетчатая конструкция	98,8	99,2



Рис. 7. Изображение зеренной структуры сетчатой конструкции, полученное дифракцией отраженных электронов [28]

личество пор в них меньше, чем в сплошном материале (см. рис. 6, в), что также подтверждается результатами измерения объемной плотности методом гидростатического взвешивания (табл. 3). При изготовлении тонких элементов сетки за счет меньшего их сечения тепловые процессы в ней протекают иначе, что сказывается на условиях кристаллизации и формирующейся микроструктуре: в зависимости от угла наклона элемента сетчатой конструкции изменяются направление и форма зерен (рис. 7).

Заключение

Проведенные исследования механических свойств компактных образцов из сплавов Inconel

718 и Ti–6Al–4V показали, что их свойства отличаются в зависимости от направления выращивания. У вертикально расположенных на платформе образцов прочностные свойства при испытании на растяжение ниже, а ударная вязкость выше, чем у размещенных горизонтально.

Установлено, что после проведения термической обработки образцы, изготовленные в горизонтальном положении, демонстрируют более высокие показатели при испытании на ударный изгиб ввиду устранения влияния остаточных напряжений. Отличие прочностных свойств образцов может быть связано с присутствием направленных дефектов и особенностями формирующейся микроструктуры материала в процессе селективного лазерного плавления.

Исследование микроструктуры образцов из сплава Ti–6Al–4V показало, что у прямоугольного сплошного образца зерна имеют вытянутую вдоль направления выращивания форму. Та же картина наблюдается и в сетчатой конструкции, но, кроме того, зерна вытянуты еще и вдоль отдельного элемента, что соответствует термическим условиям затвердевания материала.

Таким образом, факторами, влияющими на присутствующую анизотропию механических свойств изделий, изготовленных селективным лазерным плавлением порошковых материалов, являются:

- остаточные напряжения, которые устраняются путем термической обработки;
- плоские поры, расположенные перпендикулярно направлению выращивания;
- вытянутая вдоль направления изготовления зеренная микроструктура.

Литература/References

1. Zlenko M.A., Popovich A.A., Mutylina I.N. Additivnye tekhnologii v mashinostroenii [Additive technologies in machine industry]. Saint-Petersburg: Izdatel'stvo Polytech.Univ. (SPbGU), 2013.
2. Simonelli M., Tse Y.Y., Tuck C. Effect of the build orientation on the Mechanical Properties and Fracture Modes of SLM Ti–6Al–4V. *Mater. Sci. Eng. A*. 2014. Vol. 616. P. 1–11.
3. Kunze K., Etter T., Grüsslin J., Shklover V. Texture, anisotropy in microstructure and mechanical properties of IN-738LC alloy processed by selective laser melting (SLM). *Mater. Sci. Eng. A*. 2015. Vol. 620. P. 213–222.
4. Thijs L., Kempen K., Kruth J.P., Van Humbeeck J. Fine-structured aluminium products with controllable texture

- by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Mater.* 2013. Vol. 61. No. 5. P. 1809—1819.
5. Thijs L., Sistiaga M.L.M., Wauthle R., Xie Q., Kruth J.P., Van Humbeeck J. Strong morphological and crystallographic texture and resulting yield strength anisotropy in selective laser melted tantalum. *Acta Mater.* 2013. Vol. 61. No. 12. P. 4657—4668.
 6. Mertens A., Reginster S., Paydas H., Contrepolis Q., Dormal T., Lemaire O., Lecomte-Beckers J. Mechanical properties of alloy Ti—6Al—4V and of stainless steel 316L processed by selective laser melting: influence of out-of-equilibrium microstructures. *Powder Metallurgy.* 2014. Vol. 57. No. 3. P. 184—189.
 7. Carter L.N., Martin C., Withers P.J., Attallah M.M. The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy. *J. Alloys and Compounds.* 2014. Vol. 615. P. 338—347.
 8. Song B., Dong S., Coddet P., Liao H., Coddet C. Fabrication of NiCr alloy parts by selective laser melting: columnar microstructure and anisotropic mechanical behavior. *Mater. and Design.* 2014. Vol. 53. P. 1—7.
 9. Vrancken B., Thijs L., Kruth J.P., Van Humbeeck J. Microstructure and mechanical properties of a novel β titanium metallic composite by selective laser melting. *Acta Mater.* 2014. Vol. 68. P. 150—158.
 10. Dadbakhsh S., Vrancken B., Kruth J.P., Luyten J., Van Humbeeck J. Texture and anisotropy in selective laser melting of NiTi alloy. *Mater. Sci. Eng.: A.* 2016. Vol. 650. P. 225—232.
 11. Popovich A. A., Sufiiarov V.Sh., Borisov E.V., Polozov I.A. Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 produced by SLM and subsequent heat treatment. *Key Eng. Mater.* 2015. Vol. 651-653 P. 665—670.
 12. Wauthle R., Vrancken B., Beynaerts B., Jorissen K., Schrooten J., Kruth J. P., Van Humbeeck J. Effects of build orientation and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melted Ti6Al4V lattice structures. *Additive Manufacturing.* 2015. Vol. 5. P. 77—84.
 13. Frazier W. E. Metal additive manufacturing: A review. *J. Mater. Eng. Perform.* 2014. Vol. 23. No. 6. P. 1917—1928.
 14. Yadroitsev I., Bertrand P., Antonenkova G., Grigoriev S., Smurov I. Use of track/layer morphology to develop functional parts by selective laser melting. *J. Laser Appl.* 2013. Vol. 25. No. 5. P. 052003.
 15. Wu M.W., Lai P.H., Chen J.K. Anisotropy in the impact toughness of selective laser melted Ti—6Al—4V alloy. *Mater. Sci. Eng.: A.* 2016. Vol. 650. P. 295—299.
 16. Chlebus E., Kuźnicka B., Kurzynowski T., Dybała B. Microstructure and mechanical behaviour of Ti—6Al—7Nb alloy produced by selective laser melting. *Mater. Characterization.* 2011. Vol. 62. No. 5. P. 488—495.
 17. Vilaro T., Colin C., Bartout J.D. As-fabricated and heat-treated microstructures of the Ti—6Al—4V alloy processed by selective laser melting. *Metal. Mater. Trans.: A.* 2011. Vol. 42. No. 10. P. 3190—3199.
 18. Ahuja B., Schaub A., Karg M., Lechner M., Merklein M., Schmidt M. Developing LBM process parameters for Ti—6Al—4V thin wall structures and determining the corresponding mechanical characteristics. *Phys. Proc.* 2014. Vol. 56. P. 90—98.
 19. Qiu C., Adkins N.J.E., Attallah M.M. Microstructure and tensile properties of selectively laser-melted and of HIPed laser-melted Ti—6Al—4V. *Mater. Sci. Eng.: A.* 2013. Vol. 578. P. 230—239.
 20. ASTM F2924- Standard Specification for Additive Manufacturing Titanium — 6 Aluminum — 4 Vanadium with Powder Bed Fusion.
 21. ASTM F3055 Additive Manufacturing Nickel Alloy (UNS N07718) with Powder Bed Fusion.
 22. Popovich A., Sufiiarov V., Borisov E., Polozov I. Microstructure and mechanical properties of Ti—6Al—4V manufactured by SLM. *Key Eng. Mater.* 2015. Vol. 651-653 P. 677—682.
 23. Cain V., Thijs L., Van Humbeeck J., Van Hooreweder B., Knutsen R. Crack propagation and fracture toughness of Ti6Al4V alloy produced by selective laser melting. *Additive Manufacturing.* 2015. Vol. 5. P. 68—76.
 24. Rafi H.K., Starr T.L., Stucker B.E. A comparison of the tensile, fatigue, and fracture behavior of Ti—6Al—4V and 15-5 PH stainless steel parts made by selective laser melting. *Int. J. Adv. Manufact. Technol.* 2013. Vol. 69. No. 5-8. P. 1299—1309.
 25. Buchbinder D., Meiners W., Pirch N., Wissenbach K., Schrage J. Investigation on reducing distortion by pre-heating during manufacture of aluminum components using selective laser melting. *J. Laser Appl.* 2014. Vol. 26. No. 1. P. 012004.
 26. Sufiiarov V.Sh., Borisov E.V., Polozov I.A. Selective laser melting of the Inconel 718 nickel superalloy. *Appl. Mech. Mater.* 2015. Vol. 698. P. 333—338.
 27. Sufiiarov V.Sh., Popovich A.A., Borisov E.V., Polozov I.A. Layer thickness influence on the Inconel 718 alloy microstructure and properties under selective laser melting. *Tsvetnye Metally.* 2016. No 1. P. 81—86.
 28. Collins P.C., Welk B., Searles T., Tiley J., Russ J.C., Fraser H.L. Development of methods for the quantification of microstructural features in $\alpha+\beta$ -processed α/β titanium alloys. *Mater. Sci. Eng.: A.* 2009. Vol. 508. No. 1. P. 174—182.