

УДК 629.7.02

DOI: 10.30987/article_5c7434f381d6e0.50316394

А.Г. Григорьянц, д.т.н.,
(МГТУ им. Н.Э. Баумана, ул. 2-ая Бауманская, д. 5, стр. 1, г. Москва, Россия, 105005)
В.В. Кошлаков, д.т.н., **Р.Н. Ризаханов**, д-р ф.-м.н.
(ГНЦ РФ – ФГУП «Исследовательский Центр имени М. В. Келдыша»,
ул. Онежская, д. 8, Москва, Россия 125438)
А.И. Мисюров, к.т.н., **В.А. Фунтиков**, аспирант, **И.Н. Шиганов**, д.т.н.
(МГТУ им. Н.Э. Баумана, ул. 2-ая Бауманская, д. 5, стр. 1, г. Москва, Россия, 105005)
E-mail: mt12@bmstu.ru; vladislav.funt@gmail.com

Формирование биметаллических структур методом коаксиального лазерного плавления

Рассмотрено получение биметаллических структур из нержавеющей стали и сплавов меди отечественной установкой КЛП-400, изготовленной на малом предприятии МГТУ им. Н.Э. Баумана ООО «Московский центр лазерных технологий», для коаксиального лазерного плавления. Проведен металлографический анализ структуры выращенных образцов, показавший высокие структурно-чувствительные свойства.

Ключевые слова: аддитивные технологии; коаксиальное лазерное плавление; медный сплав; нержавеющая сталь; биметаллические структуры; функционально-градиентный материал.

A.G. Grigoriyants, Dr. Sc. Tech.,
(Bauman STU of Moscow, Build.1, 5, 2-d Baumanskaya, Moscow, Russia, 105005)
V.V. Koshlakov, Dr. Sc. Tech., **R.N. Rizakhanov**, Dr. Phys-Math.,
(PSC RF-FSUP, “Keldysh Research Center”, 8, Onezhskaya Str, Moscow, Russia, 125438)
Misyurov A.I., Can. Sc. Tech., **V.A. Funtikov**, Post graduate student, **I.N. Shiganov**, Dr. Sc. Tech.
(Bauman STU of Moscow, Build.1, 5, 2-d Baumanskaya, Moscow, Russia, 105005)

Bimetallic structure formation by method of coaxial laser fusion

Manufacturing stainless steel and copper alloy bimetallic structures with the aid of domestic plant KLP-400 made at the small-scale enterprise PC “Moscow Center of laser technologies” of Bauman STU of Moscow for coaxial laser fusion is considered. A metallographic analysis of the structure of samples grown and which has shown high structural-sensitive properties is carried out.

Keywords: additive technologies; coaxial laser fusion; copper alloy; stainless steel; bimetallic structures; functional-gradient material.

Введение

В настоящее время усиленными темпами идет разработка подходов для реализации аддитивных технологий при изготовлении ответственных деталей ракетно-космических двигателей. На ряде предприятий Госкорпо-

рации «Роскосмос» были изготовлены и испытаны макеты элементов изделий ракетно-космической техники методом селективного лазерного плавления (СЛП). Проведенные работы показали, что при изготовлении сложных элементов применение аддитивных технологий имеет существенные преимущества.

По сравнению с традиционными технологиями, возможно снижение количества составляющих деталей, времени и себестоимости изготовления, а также уменьшение веса изделия. Так, по оценкам сотрудников California Institute of Technology, Pennsylvania State University, NASA использование аддитивных технологий позволит уменьшить время изготовления ракетного двигателя в 10 раз, а затраты – на 50 %.

В 2017 г. специально для изготовления вкладыша камер сгорания ракетных двигателей специалистами этого исследовательского центра был создан и изготовлен порошок на медной основе GRCo-84. Вкладыш, выращенный методом СЛП, с применением этого порошка имеет более 200 охлаждающих каналов. Для его изготовления потребовалось 8255 слоев.

В Российской Федерации работы в этом направлении ведутся с 2015 г. РКК «Энергия» совместно с СПбПУ провели комплекс исследований по созданию внутренних оболочек камеры сгорания ЖРД с «закрытыми» каналами тракта охлаждения методом СЛП. Специально для этого была разработана отечественная промышленная технология получения высококачественного порошка жаропрочного медного сплава БрХЦрТВ с частицами сферической формы заданных размеров и плотности [1].

Дальнейшим развитием применения аддитивных технологий для изготовления элементов отечественных конструкций летательных аппаратов является технология получения функционально-градиентных материалов методом коаксиального лазерного плавления [2, 3].

Функционально-градиентные материалы – это новый класс материалов, у которых наблюдается плавное изменение механических свойств или химического состава по объему изделия. Технология селективного лазерного плавления имеет ограничения, связанные с использованием только одного типа порошкового материала, используемого при синтезе изделия.

Известен ряд исследований, в которых применялись предварительно подготовленные композиции и смеси порошковых материалов для выращивания методом селективного лазерного плавления, однако гибкое управление функционально-градиентным переходом в процессе синтеза биметаллического изделия очень сложно в осуществлении.

Применение метода коаксиального лазерного плавления открывает перспективу полу-

чения биметаллических элементов изделий ракетно-космической техники методами аддитивных технологий с функционально-градиентными переходами [4]. Благодаря возможности подачи нескольких различных материалов в различном соотношении с последующим совместным плавлением с помощью коаксиального лазерного плавления можно создавать новые классы материалов с недостижимыми ранее свойствами.

Другими словами, для определенного применения может быть спроектирован и изготовлен специальный материал, обладающий конкретными уникальными свойствами [5]. Различные элементы детали могут быть изготовлены из различных материалов с целью обеспечения необходимых свойств [6].

В работе проведено исследование применимости метода коаксиального лазерного плавления для получения биметаллических структур из нержавеющей стали и сплавов меди.

Изготовление образцов методом коаксиального лазерного плавления металлических порошков производили на лазерном технологическом комплексе КЛП-400. КЛП-400 является одной из первых отечественных установок для коаксиального лазерного плавления. Она изготовлена на малом предприятии МГТУ им. Н.Э. Баумана ООО «Московский центр лазерных технологий» [7]. Внешний вид этой установки приведен на рис. 1.

Данная установка может изготавливать детали габаритом 400×400×400 мм, весом около 500 кг. Погрешность позиционирования составляет 20 мкм. В установке используется волоконный лазер мощностью 3,0 кВт. Габариты установки: ширина 2,0 м; длина 2,2 м; высота 3,0 м.

Разработанный комплекс достаточно прост в управлении и позволяет быстро производить перенастройку на новую деталь. Для контроля процесса выращивания используется встроенный в ЧПУ датчик измерения расстояний. Также в составе комплекса использована система оперативного изменения диаметра пятна от 0,5 до 3,5 мм. Благодаря этому резко возрастает гибкость системы при выращивании сложного объекта с сочетанием тонких стенок и массивных объемов металла. Поскольку диаметр изменяется непосредственно ЧПУ, имеется возможность чередования участков с тонкими и широкими валиками в любом слое при построении. Наряду с этим, данная система позволяет проводить после выращивания лазерную термообработку.



Рис. 1. Внешний вид установки КЛП-400

Исследования проводили применительно к детали, состоящей из разных материалов: нержавеющая сталь – бронзовый сплав. Формирование стальной части осуществляли переплавом порошка 316L, размером 53...150 мкм (табл. 1).

Одним из важных технологических аспектов КЛП технологии является стратегия обхода порошка лазерным излучением. Характер стратегии оказывает влияние на свойства материала получаемой детали, такие как плотность, остаточные напряжения, микроструктура, склонность к трещинам, отслоения и др.

1. Химический состав порошка 316L

Марка	C	Si	Fe	Cr	Ni	Mo	Mn
316L	≤0,03	0,8	основа	17,0	12,0	2,5	1,5

При получении образцов переплавом порошка 316L методом КЛП использовали несколько стратегий выращивания:

- продольное расположение формообразующих валиков;
- чередование продольного и поперечного расположения формообразующих валиков.

Для проведения исследований, на оптимальных режимах получения единичного ва-

лика [8], были получены объемные образцы. Металлографический анализ структуры выращенных образцов показал, что стратегия выращивания оказывает влияние на формирование наплавленного металла.

Структура металла образцов состоит из большого количества наплавленных валиков (рис. 2, а), между которыми при кристаллизации устанавливается прочная металлическая связь. Оплавленные элементы первичной структуры предыдущих валиков служат центрами затвердевания при кристаллизации последующих (рис. 2, б). Во всех случаях структура имеет ячеистое или ячеисто-дендритное направленное строение, что свидетельствует о возможной анизотропии свойств.



а)



б)

Рис. 2. Структура образца, полученного переплавом порошка 316L:

а – ×100; б – ×500

При увеличении расстояния между наплавленными валиками возможно появление дефектов, возникающих из-за нарушения качества их сплавления и порообразования. Наибольшее количество дефектов наблюдается для образца, выращенного с шагом 0,45 мм

при чередовании продольного и поперечного расположения формообразующих валиков.

Для оценки анизотропии механических свойств металла при однонаправленном выращивании были проведены металлографические исследования, а также измерения микротвердости. Замер микротвердости осуществляли на шлифах, вырезанных из образцов в поперечном, продольном и послойном направлениях. Работы проводили на твердомере Виккерса DuraScan 20 производства компании Emco Test. Для каждого сечения микротвердость измеряли в 10-ти точках при нагрузке на инденторе 0,1 кг ($HV_{0,1}$). Выдержка под нагрузкой составляла 15 с. Начальная точка выбиралась произвольно в центральной части шлифа, далее измерения проводились с шагом 200 мкм в две линии по 5 точек в каждой, расстояние между линиями 200 мкм.

Результаты представлены на рис. 3. Несмотря на сравнительно небольшое отклонение результатов измерения микротвердости по различным направлениям, статистическая оценка измерений с использованием непараметрического U-критерия Манна–Уитни показывает, что вероятное различие микротвердости в разных сечениях составляет не менее 95 %. Полученные данные свидетельствуют об анизотропии свойств наплавленного металла.

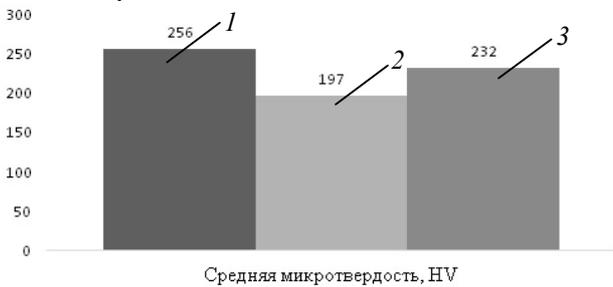


Рис. 3. Микротвердость в различных сечениях образца:

1 – поперечное сечение, 2 – продольное сечение, 3 – послойное сечение

Особенно анизотропия свойств проявляется в условиях разной стратегии выращивания. Так, металл, сформированный продольными формообразующими валиками, имеет предел прочности почти в два раза выше, чем металл образца, выращенный поперечными валиками.

Часть детали, состоящей из бронзы, формировали порошком ПР-БрХ, размером 40...100 мкм. Химический состав порошка приведен в табл. 2.

Исследование структуры металла выращенного образца показало, что при лазерном переплаве бронзового порошка формируется

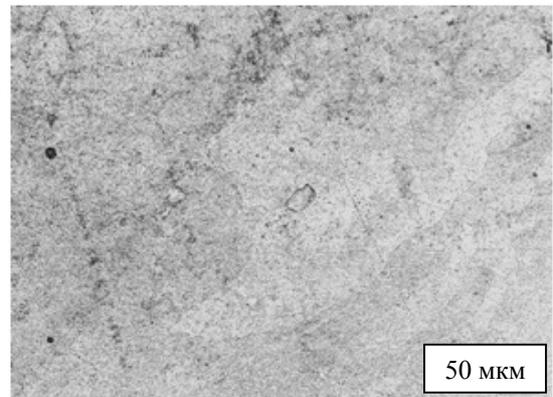
монолитная структура, состоящая из большого количества слоев (рис. 4 а, б). Прочная металлическая связь между наплавленными валиками устанавливается в процессе кристаллизации последующего слоя (рис. 4, в).

2. Химический состав порошка ПР-БрХ

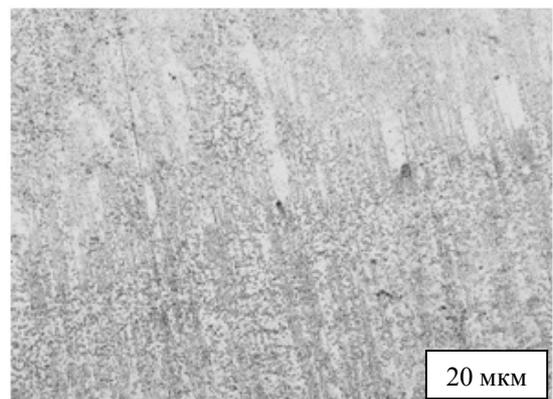
Марка	Cu	Cr	Ni	Fe	S	P	O ₂
ПР-БрХ	основа	1,18	0,14	0,10	0,008	0,01	0,21



а)



б)



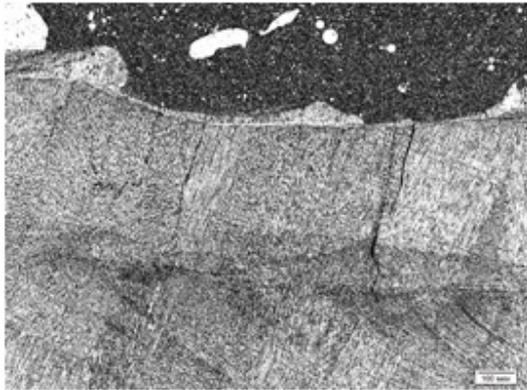
в)

Рис. 4. Структура металла, наплавленного порошком ПР-БрХ, в поперечном сечении образца:

а – $\times 10$; б – $\times 100$; в – $\times 500$

Стык сталь–бронза, сформированный методом КЛП, представляет собой функционально-градиентный материал. Трудности, связанные с получением перехода от одного материала к другому, состоят в высокой вероятности появления трещин. Если процесс выращи-

вания объема металла, содержащего переходную зону сталь–медный сплав происходит на сравнительно высоких погонных энергиях, в стали у линии сплавления возможно образование трещин (рис. 5). Их возникновение наблюдается как при наплавке бронзы на сталь (рис. 5, а), так и стали на бронзу (рис. 5, б).



а)



б)

Рис. 5. Трещины, возникающие в стали, при наплавке бронзы на сталь (а, $\times 100$) и стали на бронзу (б, $\times 200$)

Проблема получения соединения из сплавов на медной основе со сталью связана с низкой растворимостью меди в железе, а также с существенной разницей температур плавления. Согласно диаграмме состояния, при комнатной температуре медь растворяется в α -Fe в количестве до 0,3 %, а железо в меди – до 0,2 %. Температура плавления железа, равная 1539 °С, намного превышает температуру плавления меди – 1083 °С.

В результате при контакте медного сплава со сталью возможны два варианта строения зоны сплавления. Если сталь, с сформировавшимся аустенитным зерном, при образовании контакта с медным сплавом находилась в твердом состоянии, то у линии сплавления часто наблюдается возникновение трещин по границам зерен и проникновение по ним жидкого материала на основе меди (рис. 6).

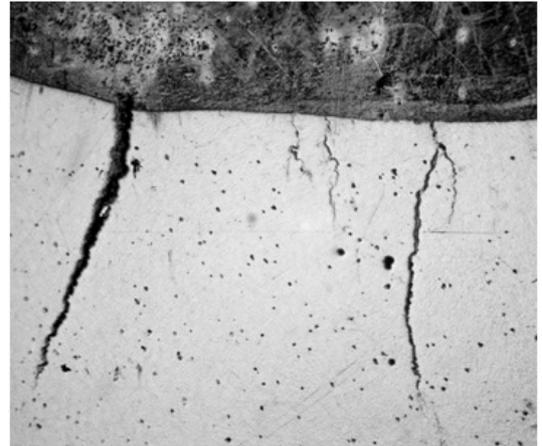


Рис. 6. Возникновение дефектов у линии сплавления при наплавке бронзы ПР-Бр010 на сталь Ст20

Для избежания таких дефектов рекомендуют наносить подслои из сплава на никелевой основе между сталью и бронзой. Это связано с тем, что диаграмма состояния медь–никель представляет собой систему с непрерывным рядом твердых растворов с практически неограниченной растворимостью.

Другим направлением борьбы с трещинообразованием может служить минимизация термического воздействия на основной металл. Достижения желаемого эффекта можно добиться выбором оптимальных режимов лазерного воздействия в процессе формирования объема металла.

Примером первого способа борьбы с трещинообразованием может служить получение композиции «инструментальная сталь – медь» [9]. Подложкой являлся металл, полученный путем переплава порошка состава 4Х5МФ1С. В слое из инструментальной стали формируется направленная ячеисто-дендритная структура без видимых изменений между отдельными составляющими слоями.

В зоне сплавления инструментальной стали с никелевым сплавом от оплавленных элементов первичной структуры подложки происходит рост металла аустенитного состава в виде ячеистых дендритов (рис. 7, а). Также как и в инструментальной стали, в прослойке из металла на никелевой основе, происходит рост наплавленного металла в виде ячеистых дендритов от оплавленных элементов первичной структуры подложки (рис. 7, б). На границе сплавления «никелевый сплав – медь» дефекты в виде проникновения меди в подложку отсутствуют (рис. 7, в). Это свидетельствует о высоком качестве переходной зоны. Наплавленный слой из меди имеет типично литую структуру, строение которой при переходе из слоя в слой не имеет существенных различий (рис. 7, г).

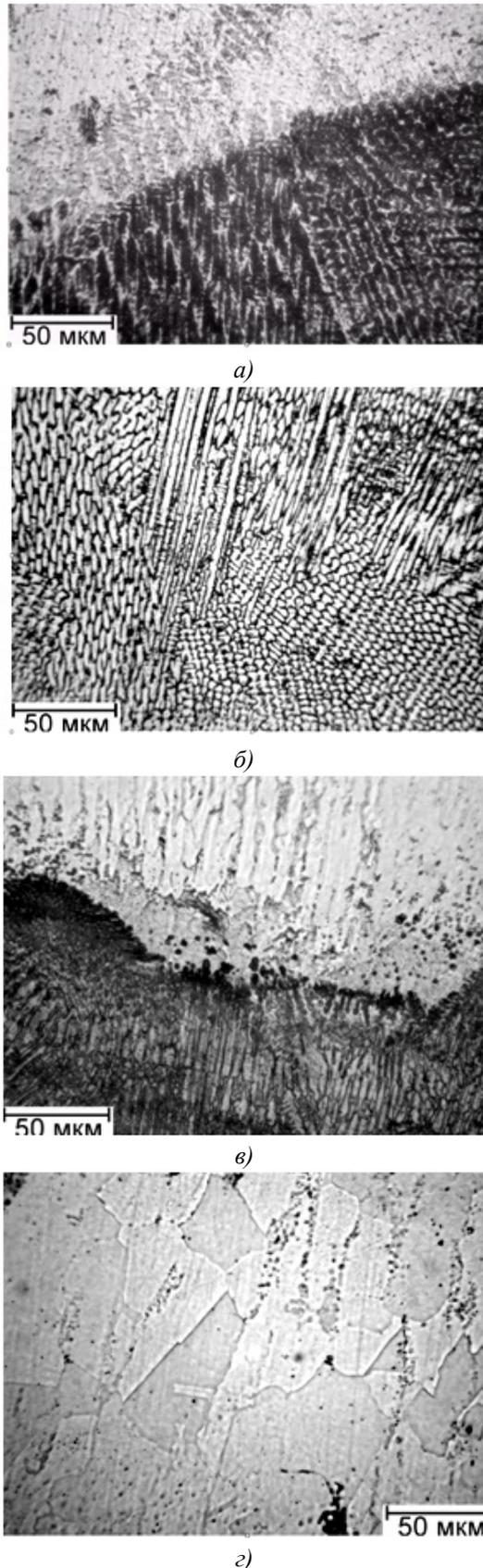


Рис. 7. Структура переходной зоны инструментальная сталь-медь, $\times 200$:
a – граница сплавления «инструментальная сталь – никелевый сплав»; *b* – структура никелевого сплава;
в – граница сплавления «никелевый сплав – медь»;
г – структура слоя из меди

В случае если процесс выращивания происходит на сравнительно высоких погонных энергиях, образуется общая ванна расплава. Переходная зона формируется иначе.

Исследования структуры проводили на образцах, полученных при наплавке стального порошка 316L на бронзу ПР-БрХ и бронзы на сталь. На границе сплавления бронза–сталь не обнаружено дефектов литого происхождения. Линия сплавления между сталью и бронзой имеет резко выраженный характер, с включениями фаз, обогащенных железом и медью различного размера (рис. 8). В том и другом случае, в литом металле бронзы у линии сплавления имеются глобулярные выделения стали. Однако при наплавке стали на бронзу участки, обогащенные железом, могут иметь вытянутую форму. Обнаруженное явление связано с ограниченной растворимостью меди в железе.

Между разнородными слоями, также как и при формировании однородной структуры, устанавливается прочная металлическая связь, выражающаяся в продолжение роста первичной структуры от оплавленной подложки. Полученный переходный слой должен иметь высокие структурно чувствительные свойства

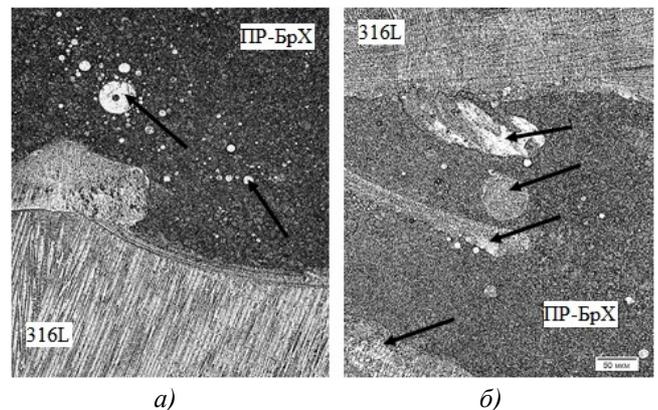


Рис. 8. Структура переходной зоны «сталь – бронза» (*a*) и «бронза-сталь» (*б*). Стрелками показаны включения стали в бронзу

Закключение

Одна из первых отечественных установок КЛП-400 для коаксиального лазерного плавления, изготовленная на малом предприятии МГТУ им. Н.Э. Баумана ООО «Московский центр лазерных технологий», применима для получения биметаллических структур из нержавеющей стали и сплавов меди.

Металлографический анализ структуры биметаллических образцов, выращенных порошками 316L и ПР-БрХ, показал, что при из-

готовлении объемных деталей методом коаксиального лазерного плавления, формируется металл, включая переходный слой, имеющий высокие структурно чувствительные свойства.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Артемов, А.Л., Дядченко, В.Ю., Лукьяшко, А.В., Новиков, А.Н., Попович, А.А., Рудской, А.И., Свечкин, В.П., Скоромнов, В.И., Смоленцев, А.А., Соколов, Б.А., Солнцева, В.Л., Суфияров, В.Ш., Шачнев, С.Ю. Отработка конструктивных и технологических решений для изготовления опытных образцов внутренней оболочки камеры сгорания многофункционального жидкостного ракетного двигателя с использованием аддитивных технологий // *Космическая техника и технологии*. – 2017. – № 1(16). – С. 50-62.
2. Новиченко, Д.Ю., Григорьянц, А.Г., Смунов, И.Ю. Лазерная аддитивная технология изготовления покрытий и деталей из композиционного материала // *Известия ВУЗов. Машиностроение*. – 2011. – № 7. – С. 12-24.
3. Панченко, В.Я., Васильцов, В.В., Грезев, А.Н., Галущкин, М.Г., Егоров, Э.Н., Ильичев, И.Н., Павлов, М.Н., Соловьев, А.В., Мисюров, А.И. Лазерное спекание металлических порошков для изготовления изделий машиностроения с градиентными свойствами // *Технология машиностроения*, – 2011, – №11, – С. 10-14.
4. Mazumder J., Schifferer A., Choi J. Direct materials deposition: designed macro and microstructure // *Mater. Res. Innov.* 1999. Vol. 3, № 3. P. 118-13.
5. Mazumder J. A crystal ball view of direct-metal deposition // *Jom*. 2000. Vol. 52, № 12. P. 28-29.
6. Григорьянц, А.Г., Лукьянов, М.В., Шиганов, И.Н., Третьяков, Р.С., Шелестова, А.К., Александрова, А.А. Повышение эксплуатационных характеристик изделий из композиционного материала на основе жаропрочного сплава, полученного лазерной аддитивной технологией // *Материалы II Международная конференция Аддитивные технологии: настоящее и будущее*, 2016 г., ФГУП ВИАМ.
7. Григорьянц А.Г., Ставертий А.Я., Третьяков Р.С. Пятикоординатный комплекс для выращивания деталей методом коаксиального лазерного плавления порошковых материалов // *Технология машиностроения*. – 2015. – № 10. – С. 22-29.
8. Григорьянц, А.Г., Фунтиков, В.А., Савкин, А.Н., Третьяков, Р.С. Разработка оптической системы волоконного лазера для процесса лазерной полировки деталей // *Научно-технические технологии в машиностроении*. – 2016. – № 9 (63) – С. 16-23.
9. Григорьянц, А.Г., Мисюров, А.И., Третьяков Р.С. Анализ влияния параметров коаксиальной лазерной наплавки на формирование валиков // *Технология машиностроения*. – 2011. – № 11 (113). – С. 19-21.
10. Григорьянц, А. Г., Мисюров А.И., Шиганов,

И.Н., Кротких, А.Д. Исследование технологических особенностей лазерной объемной наплавки // *Сб. докладов, V Международной научно-технической конференции «Лучевые технологии и применение лазеров»*, Санкт-Петербург, 2006г. – С. 137-142.

REFERENCES

1. Artyomov, A.L., Dyadchenko, V.Yu., Lukiashko, A.V., Novikov, A.N., Popovich, A.A., Rudskoy, A.I., Svechkin, V.P., Skoromnov, V.I., Smolentsev, A.A., Sokolov, B.A., Solntsev, V.L., Sufiyarov, V.Sh., Shachnev, S.Yu. Optimization of design and technological solutions for manufacturing the inner shell prototypes of a combustion chamber in a multi-functional liquid jet propulsion using additive technologies // *Aerospace Equipment and Technologies*. – 2017. – No.1(16). – pp. 50-62.
2. Novichenko, D.Yu., Grigoriyants, A.G., Smurov, I.Yu. Laser additive technology for manufacturing coatings and composite parts // *College Proceeding. Mechanical Engineering*. – 2011. – No.7. – pp. 12-24.
3. Panchenko, V.Ya., Vasiltsov, V.V., Grezev, A.N., Galushkin, M.G., Yegorov, E.N., Ilyichyov, I.N., Pavlov, M.N., Soloviyov, A.V., Misyurov, A.I. Metal powder laser sintering for manufacturing engineering products with gradient properties // *Engineering Technique*, - No. 11, - 2011, - pp. 10-14.
4. Mazumder J., Schifferer A., Choi J. Direct materials deposition: designed macro and microstructure // *Mater. Res. Innov.* 1999. Vol. 3, № 3. P. 118-13.
5. Mazumder J. A crystal ball view of direct-metal deposition // *Jom*. 2000. Vol. 52, № 12. P. 28-29.
6. Grigoriyants, A.G., Lukiyanov, M.V., Shiganov, I.N., Tretiyakov, R.S., Shelestova, A.K., Alexandrova, A.A. Increase of operating characteristics in composite products based on heat-resistant alloy manufactured by laser additive technology // *Proceedings of the II-d Inter. Conf. Additive Technologies: Present and Future*, 2016, FSIP VIAM.
7. Grigoriyants A.G., Staverty A.Ya., Tretiyakov P.C. Five-coordinate complex for parts growth by method of co-axial laser fusion of powder materials // *Engineering Technique*. – 2015. – No.10. – pp. 22-29.
8. Grigoriyants, A.G., Funtikov, V.A., Savkin, A.N., Tretiyakov, R.S. development of fiber laser optical system for parts laser polishing // *Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*. – 2016. – No. 9(63). – pp. 16-23.
9. Grigoriyants, A.G., Misyurov, A.I., Tretiyakov, R.S. Impact analysis of coaxial laser weld deposition parameters upon roller formation // *Engineering Technique*. – 2011. – No.11(113). – pp. 19-21.
10. Grigoriyants, A.G., Misyurov, A.I., Shiganov, I.N., Krotkikh, A.D. Technological peculiarity investigation of laser volume deposition // *Proceedings of the V-th Inter. Scientific-Tech. Conf. "Beam Technologies and Laser Use"*, Saint-Petersburg, 2006. – pp. 137-142.

Рецензент д.т.н. Б.Ф. Якушин