

## Структурообразование сплавов на железной основе после лазерного легирования

Кандидаты техн. наук О. В. Дьяченко<sup>1)</sup>, М. А. Кардаполова<sup>1)</sup>,  
инж. Н. Ю. Маркевич<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup>Белорусский национальный технический университет (Минск, Республика Беларусь)

© Белорусский национальный технический университет, 2016  
Belarusian National Technical University, 2016

**Реферат.** Статья посвящена изучению влияния режимов лазерной обработки газотермических и клеевых покрытий из самофлюсующихся порошков на железной основе после оплавления с модифицирующими обмазками на их шероховатость и фазовый состав. Для исследования влияния параметров на микрогеометрию покрытий использован один из методов математического планирования – метод полного факторного эксперимента. В результате проведенных исследований прослежена общая закономерность, не зависящая от вида легирующей обмазки: с увеличением скорости луча лазера относительно обрабатываемой детали, диаметра луча значение параметра  $Ra$  становится меньше. Уменьшение высоты неровностей поверхности с ростом скорости луча лазера связано с интенсификацией процессов испарения. Увеличение диаметра луча уменьшает параметр  $Ra$  поверхности. Это связано с уменьшением плотности мощности при большей степени расфокусирования луча. Коэффициент перекрытия не оказывает заметного влияния на параметр  $Ra$  оплавляемых покрытий. С увеличением скорости движения луча лазера относительно детали структура из дендритной превращается в пересыщенную с выделениями карбидов и боридов. Установлено, что технологические параметры лазерной обработки, в частности скорость луча лазера, влияют на состав покрытий. С увеличением скорости до  $v_5 = 5 \cdot 10^{-3}$  м/с количество хрома стало больше в 1,5 раза, что привело к повышению микротвердости покрытия от 9,5–10,1 до 11,04–15,50 ГПа.

**Ключевые слова:** сплавы, структурообразование, лазерное легирование, железная основа

**Для цитирования:** Дьяченко, О. В. Структурообразование сплавов на железной основе после лазерного легирования / О. В. Дьяченко, М. А. Кардаполова, Н. Ю. Маркевич // *Наука и техника*. 2016. Т. 15, № 1. С. 46–51

## Structure Formation of Alloys on Iron Basis After Laser Alloying

O. V. Diachenko<sup>1)</sup>, M. A. Kardapolova<sup>1)</sup>, N. Yu. Markevich<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup>Belarusian National Technical University (Minsk, Republic of Belarus)

**Abstract.** The paper is devoted to investigations on influence of laser treatment regimes of gas-thermal and adhesive coatings from self-fluxing powders on iron basis and after melting with modifying plaster on their roughness and phase composition. One of mathematical planning methods that is a complete factor experiment method has been used for investigation of parameters' influence on micro-geometry of coatings. The executed investigations have made it possible to observe a general regularity which does not depend on a type of alloying plaster: while increasing speed of laser beam relatively to treated part, beam diameter value of  $Ra$  parameter is becoming less. Decrease in height of surface irregularities in case of increasing laser beam speed is related with intensification of evaporation processes. An increase in beam diameter diminishes  $Ra$  parameter of the surface. This is due to the fact that decrease in power density occurs at high rate of beam defocusing. Overlapping coefficient does not exert a pronounced effect on  $Ra$  parameter of fused coatings. While increasing the speed of laser beam relatively to the part structure is transferred from dendrite into supersaturated one with carbide and boride precipitations. It has been

### Адрес для переписки

Дьяченко Ольга Владимировна  
Белорусский национальный технический университет  
просп. Независимости, 65,  
220013, г. Минск, Республика Беларусь  
Тел.: +375 17 293-95-04  
tiro@bntu.by.ru

### Address for correspondence

Diachenko Olga V.  
Belarusian National Technical University  
65 Nezavisimosty Ave.,  
220013, Minsk, Republic of Belarus  
Tel.: +375 17 293-95-04  
tiro@bntu.by.ru

established that technological parameters of laser treatment and particularly speed of laser beam influence on coating composition. While increasing the speed up to  $v_5 = 5 \cdot 10^{-3}$  m/s amount of chromium has become larger by 1.5-fold that resulted in increase of micro-hardness of the coating from 9.5–10.1 GPa up to 11.04–15.50 GPa.

**Keywords:** alloys, structure formation, laser alloying, iron basis

**For citation:** Diachenko O. V., Kardapolova M. A., Markevich N. Yu. (2016) Structure Formation of Alloys on Iron Basis after Laser Alloying. *Science & Technique*. 15 (1), 46–51 (in Russian)

## Введение

Обеспечение длительного срока службы режущего инструмента для нарезания гастрономических продуктов, его надежности и стойкости, определяющих длительность и эффективность его эксплуатации, зависит в первую очередь от механических свойств рабочих поверхностей инструмента. В последнее время пристальное внимание уделяется разработкам самофлюсующихся сплавов на железной основе, содержащих бор и кремний. Эти материалы можно считать более перспективными при получении дешевых покрытий, чем порошки на никелевой основе [1].

Для изучения формирования покрытий интересно изучить влияние режимов лазерной обработки и легирующих компонентов на фазовый состав и микрогеометрию покрытий [1–8]. При лазерном упрочнении и легировании след (дорожка) лазерного воздействия имеет в поперечном сечении форму пика, высота которого зависит от режимов обработки.

Цель настоящей работы – исследовать шероховатость и фазовый состав покрытий (после плазменного напыления и клеевых покрытий) самофлюсующегося сплава на железной основе.

## Методика исследований

Опыты проводили на образцах  $\varnothing 50$  мм из стали 40Х. В качестве материала для напыления использовали самофлюсующийся сплав из порошка ПР-Х4Г2Р4С2Ф следующего химического состава: 83,1–87,6 % Fe, 3,3–4,3 % В, 3,5–4,5 % Cr, 2,0–2,5 % Si, 2,0–2,5 % Mn, 1,0–1,2 % С, 0,5–0,9 % V, 0,05–0,5 % Al, 0,05–0,5 % Cu.

Подслой наносили на поверхность методом плазменного напыления с использованием установки УПУ-3Д с источником питания ИПН-160/600 и плазмотроном ПП-25 на режимах:  $I = 250$  А;  $U = 80$  В;  $p = 0,6$  МПа. Толщина

слоя 0,6 мм. Клеевое покрытие наносили на связке (3 % клея АГО в ацетоне).

Легирующие элементы наносили на поверхность плазменно напыленных покрытий в виде порошковых обмазок В<sub>4</sub>С, ТаВ, МоВ на клеевой связке (3 % клея АГО в ацетоне) [2, 3]. Толщина слоя обмазки составляла 0,09–0,11 мм и контролировалась толщиномером МТ-40НЦ. Оплавление осуществляли с помощью непрерывного лазера ЛПН-702 мощностью  $N = 800$  Вт при диаметрах лазерного луча  $d_1 = 1,0 \cdot 10^{-3}$  м;  $d_2 = 3,0 \cdot 10^{-3}$  м, со скоростями перемещения  $v_1 = 0,83 \cdot 10^{-3}$  м/с;  $v_2 = 1,67 \cdot 10^{-3}$  м/с;  $v_3 = 3,33 \cdot 10^{-3}$  м/с;  $v_4 = 5 \cdot 10^{-3}$  м/с;  $v_5 = 2,5 \cdot 10^{-3}$  м/с, с коэффициентами перекрытия  $k_1 = 0,8$  и  $k_2 = 1,2$  с целью получения единого фазового состава и заданных свойств по всей толщине покрытия.

После напыления и оплавления измеряли шероховатость образцов профилографом-профилометром по ГОСТ 2789–73. Точечный микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) проводили на рентгеновском микроскопе МРЭМ-200. Микрошлифы травили в 5%-м растворе пикриновой кислоты в спирте, затем в 5%-м растворе азотной кислоты в спирте.

Для исследования влияния параметров на структуру и некоторые физико-механические свойства покрытий использовали один из методов математического планирования – метод полного факторного эксперимента [9, 10]. Поскольку число варьируемых параметров невелико, оказалось возможным реализовать полную реплику, в которой число опытов равно 2 в степени, равной числу факторов ( $N = 2k$ ), позволяющую в ходе эксперимента варьировать одновременно несколькими параметрами различной физической природы и получать отдельную, независимую оценку коэффициентов, что невозможно, например, при реализации дробной реплики. При этом необходимо, чтобы все независимые переменные, влияющие на процесс,

изменялись на двух уровнях: минимальном и максимальном.

Серия состояла из восьми основных опытов. Полученная модель считалась линейной и учитывала взаимодействие факторов

$$Y = B_0 + B_1X_1 + B_2X_2 + B_3X_3 + B_{12}X_1X_2 + B_{13}X_1X_3 + B_{23}X_2X_3, \quad (1)$$

где  $Y$  – параметр оптимизации;  $X_i$  – варьируемые факторы;  $B_{ij}$  – коэффициенты регрессии, описывающие направление и степень влияния каждого из факторов на параметры оптимизации;  $X_1$  – нормированное значение скорости перемещения лазерного луча (фактически производилось перемещение образца под лучом);  $X_2$  – то же диаметра луча лазера в месте соприкосновения с поверхностью материала;  $X_3$  – то же коэффициента перекрытия лазерных дорожек, т. е. отношение шага поперечной подачи (расстояние между средними линиями дорожек) к диаметру пятна.

Если фактор  $X_3 < 1$ , то происходило двукратное воздействие лазерного луча на часть поверхности металла.

### Результаты исследований и их обсуждение

Рассмотрим особенности формирования микрорельефа поверхности, подвергнутой лазерному воздействию. Лазерная дорожка в поперечном сечении обычно имеет форму пика, высота которого зависит от режима обработки. По обе стороны от возвышения дорожки расположены углубления, причем их суммарный объем значительно меньше объема возвышения. Это можно объяснить увеличением объема материала, имеющим место при мартенситных превращениях.

Особенности изменения параметра  $Ra$  покрытий необходимо учитывать при выборе оптимальных режимов лазерного оплавления, поскольку знание закономерностей формирования микрорельефа позволяет оперативно управлять качеством поверхности [6]. Оценка проведена по значению параметра  $Ra$ , которое измерено вдоль и поперек лазерной дорожки. Поскольку такое значение  $Ra$  служит оценочным параметром, используемым при назначении припуска,

особое внимание уделяли именно этой характеристике.

При малых значениях скорости луча лазера  $v_1 = 0,83 \cdot 10^{-3}$  м/с и плотности мощности  $q = 1,01 \cdot 10^9$  Вт/м<sup>2</sup> в случае оплавления плазменных покрытий без легирования среднее арифметическое отклонение  $Ra$  имеет наивысшее значение – 49 мкм. С увеличением скорости до  $v_4 = 5 \cdot 10^{-3}$  м/с и при  $q = 1,01 \cdot 10^9$  Вт/м<sup>2</sup> значение параметра  $Ra$  уменьшилось до 39 мкм. Для клеевого покрытия без легирования при тех же скоростях луча лазера величина  $Ra$  варьировалась от 50 до 42 мкм.

В случае лазерного легирования плазменных покрытий ТаВ, МоВ и В<sub>4</sub>С для проведения эксперимента выбрали план  $N = 2^3$  для трех качественных факторов (скорость луча лазера, диаметр луча, коэффициент перекрытия). Результаты планируемого эксперимента обработаны на ЭВМ. Полученные уравнения регрессии приведены в табл. 1.

Таблица 1

Уравнения регрессии, связывающие параметр  $Ra$  оплавленной поверхности и режимы лазерной обработки

Regression equation connecting  $Ra$  parameter of fused coating and laser treatment regimes

Легирующий элемент	Уравнение регрессии	Параметр $Ra$ , мкм
ТаВ	$Y = 0,055 - 0,0102X_1 - 0,0055X_2 + 0,0048X_3 - 0,001X_1X_3 + 0,0015X_1X_2X_3$	45–54
МоВ	$Y = 0,06 - 0,0079X_1 - 0,00588X_2 + 0,0011X_3 - 0,00188X_1X_2 + 0,0006X_1X_2X_3$	46–70
В <sub>4</sub> С	$Y = 0,056 - 0,0066X_1 - 0,00388X_2 + 0,0011X_3$	34–50

По уравнениям регрессии построены зависимости  $Ra$  от параметров лазерного легирования (рис. 1).

Прослежена общая закономерность – с увеличением скорости луча лазера и диаметра луча значение параметра  $Ra$  уменьшается. Снижение высоты неровностей поверхности с ростом скорости луча лазера связано с интенсификацией процессов испарения. Уменьшение параметра  $Ra$  с увеличением диаметра луча связано со снижением плотности мощности при увеличении степени расфокусирования луча.

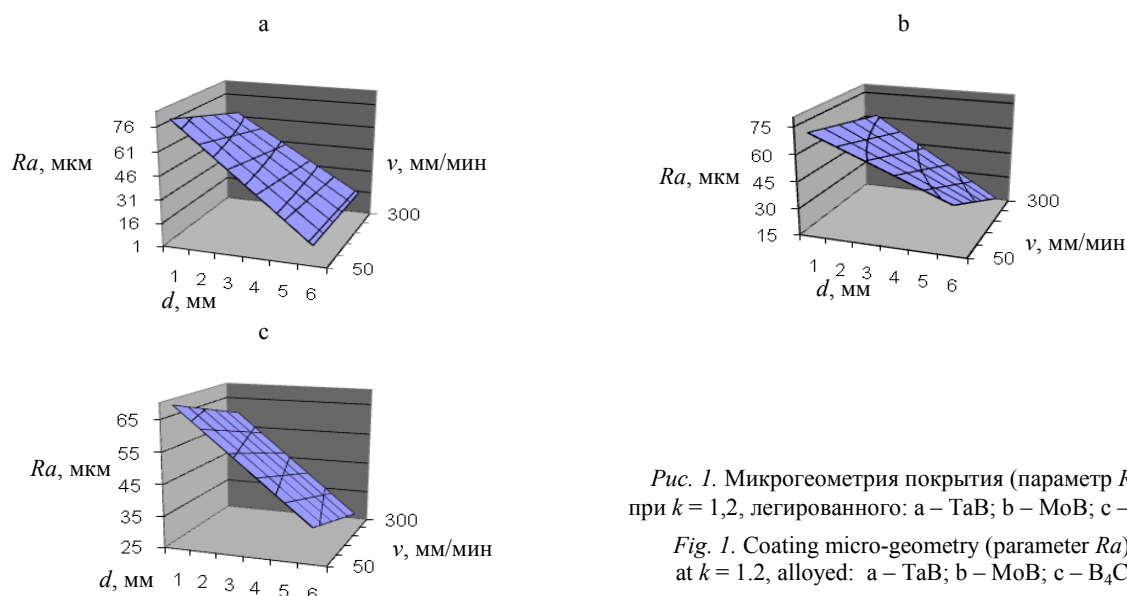


Рис. 1. Микрогеометрия покрытия (параметр  $Ra$ ) при  $k = 1,2$ , легированного: а – TaB; б – MoB; в –  $B_4C$

Fig. 1. Coating micro-geometry (parameter  $Ra$ ) at  $k = 1,2$ , alloyed: а – TaB; б – MoB; в –  $B_4C$

Коэффициент перекрытия не оказывает заметного влияния на параметр  $Ra$  оплавленных покрытий. При обработке с коэффициентом перекрытия 0,8 при наложении второй дорожки происходит оплавление первичного «гребешка» и образование вторичного ближе к центру первой дорожки. В результате рельеф поверхности представляет собой чередование «первичных» впадин и «вторичных» гребешков. Но не замечено какого-либо существенного изменения микронеровностей.

Установлено, что  $Ra$  зависит не только от лазерной обработки, но и от состава легирующего компонента. Это происходит из-за того, что легирующие вещества меняют коэффициент поверхностного натяжения, а образовавшиеся вследствие термокапиллярного эффекта после остывания обрабатываемой поверхности микронеровности также изменяются. Параметр  $Ra$  уменьшался от 49 мкм в покрытиях без легирования до 34 мкм в покрытиях после легирования  $B_4C$ . Из всего перечисленного выше следует: максимальный припуск на механическую обработку необходим после лазерного оплавления клеевых покрытий без легирования, а минимальный – после лазерного легирования карбидом бора.

При исследовании режимов лазерной обработки на микроструктуру покрытий использовали точечный МРСА. Образцы оплавливали по режимам:  $v_1 = 1,67 \cdot 10^{-3}$  м/с;  $d = 1,0 \cdot 10^{-3}$  м;  $k = 0,8$  и  $v_2 = 5 \cdot 10^{-3}$  м/с;  $d = 1,0 \cdot 10^{-3}$  м;  $k = 0,8$  (табл. 2).

При обработке более жестким режимом (образец № 1) преобладающая структура – мелкие дендриты, ориентированные в направлении теплоотвода. При более мягком режиме (образец № 2) структура представляет собой пересыщенный твердый раствор с включениями карбидов и боридов. Измерения проводили по телу дендрита и в междендритном пространстве (рис. 2а, б).

Таблица 2

Анализ структурных составляющих покрытия  
Analysis of coating structural components

Элемент		Содержание составляющих, %				
Образец	Точка	Cr	Si	Mn	V	Fe
Область дендритов, образец № 1	1	3,28	1,01	1,77	1,05	Основа
	2	3,18	1,38	1,97	0,90	
	3	3,99	0,82	1,50	0,99	
	4	3,82	0,57	1,50	0,91	
	5	2,95	1,00	1,81	0,91	
	6	2,46	0,79	1,30	0,45	
	7	8,15	0,40	1,17	0,76	
	8	3,81	0,68	1,39	0,58	
Область карбидов, образец № 2	9	5,18	0,37	1,56	1,27	Основа
	10	5,14	0,50	1,67	0,89	
	11	3,42	0,57	1,97	1,12	
	12	4,12	0,52	1,42	0,60	
	13	5,71	0,81	1,35	0,83	
	14	5,63	0,29	1,21	0,80	
	15	4,48	0,46	1,22	0,57	
	16	3,04	0,87	1,84	0,85	
	17	5,02	0,43	1,05	0,79	
	18	4,11	1,23	1,86	0,77	
	19	5,48	0,82	1,17	0,83	

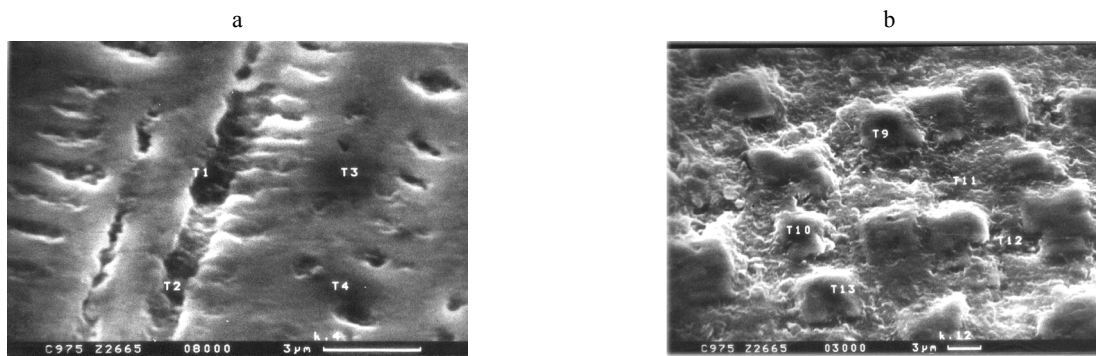


Рис. 2. Микроструктура покрытий, полученных оплавлением порошка ПР-Х4Г2Р4С2Ф, легированного В<sub>4</sub>С при:  
 а –  $v_1 = 0,83 \cdot 10^{-3}$  м/с; б –  $v_2 = 5 \cdot 10^{-3}$  м/с

Fig. 2. Micro-structure of coatings obtained due to melting of ПР-Х4Г2Р4С2Ф powder alloyed by В<sub>4</sub>С at:  
 а –  $v_1 = 0,83 \cdot 10^{-3}$  m/s; б –  $v_2 = 5 \cdot 10^{-3}$  m/s

Из данных табл. 2 следует, что дендриты обогащены хромом. Дендриты первого порядка (режим I, рис. 2а) закристаллизовались в первую очередь и максимально обогащены хромом (3,18–3,98 %). Дендриты второго порядка менее обогащены легирующими веществами, в частности хромом (3,28 %). Микротвердость дендритов составила 9,5–10,1 ГПа. В междендритной области количество V и Cr свидетельствовало о смеси фаз, в том числе боридов и карбидов хрома и ванадия; причем хрома, кремния, марганца и ванадия несколько меньше, чем в дендритной. Микротвердость в данном случае уменьшилась до 6,8 ГПа. С приближением к основе наблюдалось некоторое снижение хрома в дендритах от 3,18–3,28 до 2,46–2,95 %, а также Si от 1,01–1,38 до 0,79–1,00 %, что и уменьшает микротвердость до 8,4–8,9 ГПа. В точке T7 (дендрит) наблюдался резкий скачок содержания Cr до 8,15 % и уменьшение количества до 0,40 %. Это свидетельствует об образовании карбида хрома Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>. Микротвердость основы колебалась незначительно (от 3,9 до 4,3 ГПа).

При повышенной скорости сканирования лучом лазера (режим II:  $v_2 = 5 \cdot 10^{-3}$  м/с,  $d_1 = 1,0 \cdot 10^{-3}$  м,  $k_1 = 0,8$ , рис. 2б) в структуре наблюдались избыточные выделения боридов и карбидов размером примерно 5–8 мкм.

В пересыщенной карбидо-боридной фазе (рис. 2б) отмечены резкое (в 1,5 раза) повышение содержания хрома и снижение примерно в 2,5–2,7 раза кремния. Микротвердость данной фазы возросла до 11,04–15,45 ГПа. В твер-

дом растворе содержание хрома уменьшилось (3,04–4,12 %), содержание кремния также снизилось до 0,87–1,23 %, что и привело к уменьшению микротвердости до 6,77–7,95 ГПа. Микротвердость в переходной зоне между покрытием и основой составила 5,84–6,13 ГПа, микротвердость основы 4,12 ГПа.

Параметры лазерной обработки сыграли существенную роль в изменении микроструктуры, микротвердости и химического состава получаемых покрытий. С увеличением скорости луча лазера структура из дендритной превратилась в пересыщенную с выделениями карбидов и боридов. При этом в покрытии повысилось содержание хрома, снизилось содержание кремния, а микротвердость возрасла.

## ВЫВОДЫ

1. Установлено, что на значение *Ra* оказывают влияние легирующие добавки, но в большей степени параметры лазерной обработки. Это происходит следующим образом: с ростом скорости луча лазера высота неровностей поверхности снижается; увеличение диаметра луча уменьшило микрогеометрию поверхности; коэффициент перекрытия не оказал заметного влияния на микрогеометрию оплавляемых покрытий.

2. С увеличением скорости движения луча лазера относительно детали структура из дендритной превращается в пересыщенную с выделениями карбидов и боридов. При этом в покрытии наблюдается повышение содержания хрома и снижение количества кремния.

3. Установлено, что технологические параметры лазерной обработки, в частности скорость луча лазера, влияют на состав покрытий. Покрытие, оплавленное на скорости  $v_1 = 0,83 \cdot 10^{-3}$  м/с при плотности мощности  $q = 1,01 \cdot 10^9$  Вт/м<sup>2</sup>, представляет собой смесь  $\alpha$ - и  $\gamma$ -железа, обогащенного Cr (3,18–3,98 %). С ростом скорости до  $v_5 = 5 \cdot 10^{-3}$  м/с количество Cr увеличилось в 1,5 раза, что привело к повышению микротвердости покрытия от 9,5–10,1 до 11,04–15,5 ГПа.

4. По результатам исследований установлено, что максимальный припуск на механическую обработку необходим после лазерного оплавления клеевых покрытий без легирования, а минимальный – после лазерного легирования карбидом бора.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Особенности образования структуры в сталях, подвергнутых лазерному поверхностному легированию / А. Б. Лысенко [и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1995. № 12. С. 10–12.
2. Григорьянц, А. Г. Технологические процессы лазерной обработки / А. Г. Григорьянц, И. Н. Шиганов, А. И. Мисюров / под ред. А. Г. Григорьянца. М.: Изд-во МГТУ имени Н. Э. Баумана. 2006. 664 с.
3. Коваленко, В. С. Прогрессивные методы лазерной обработки материалов / В. С. Коваленко. Киев: Вища шк., 1985. 88 с.
4. Декер, И. Промышленное применение лазера / И. Декер // Семинар в Брауншвейге (Германия). 1990. С. 351–355.
5. Астапчик, С. А. Высокоэнергетические методы обработки материалов (лазер, электроэрозия, магнитное поле, водяная струя высокого давления, электротермия) / С. А. Астапчик // *Весті НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук*. 2002. № 1. С. 39–48.
6. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений / А. Г. Алексеев [и др.] // Под ред. Т. Я. Косолаповой. М.: *Металлургия*, 1986. 928 с.
7. Савицкий, Е. М. Тугоплавкие металлы и сплавы / Е. М. Савицкий, Г. С. Бурханов, К. Б. Поварова. М.: *Металлургия*, 1986. С. 116.
8. Стерин, И. С. Машиностроительные материалы. Основы металловедения и термической обработки / И. С. Стерин. СПб.: Изд-во «Политехника», 2003. 343 с.
9. Вознесенский, В. А. Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях / В. А. Вознесенский. М.: *Финансы и статистика*, 1991. 264 с.
10. Каледин, Б. А. Планирование экспериментов в порошковой металлургии. Минск: Изд-во БПИ, 1982. Ч. I: Планы первого порядка. 61 с.

Поступила 12.03.2015

Подписана в печать 15.05.2015

Опубликована онлайн 22.01.2016

## REFERENCES

1. Lysenko A. B., Kozina N. N., Miroshnichenko I. S., Borisova G. V. (1995) Peculiar Features in Structure Formation of Steels Subjected to Laser Surface Alloying. *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov* [Metal Science and Thermal Treatment of Metals], (12), 10–12 (in Russian).
2. Grigoryants A. G., Shiganov I. N., Misiurov A. I. (2006) *Technological Processes of Laser Treatment*. Moscow: Publishing House of Bauman Moscow State Technical University. 664 p. (in Russian).
3. Kovalenko V. S. (1985) *Progressive Methods for Material Laser Treatment*. Kiev, Visha Shkola. 88 p. (in Russian).
4. Deker I. (1990) Industrial Laser Application. *Workshop in Braunschweig* (Germany), 351–355.
5. Astapchik S. A. (2002) High-Energy Methods for Material Treatment (Laser, Electro-Erosion, Magnetic Field, High-Pressure Water Jet, Electrothermy). *Izvestiia Natsionalnoi Akademii Nauk Belarusi. Ser. Fiziko-Tekhnicheskikh Nauk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physico-Technical Series], (1), 39–48 (in Russian).
6. Alekseev A. G., Bovkun G. A., Bolgar A. S., Borisova A. L., Brakhnova I. T., Vinitskii I. M., Tordienko S. P. (1986) *Properties, Obtaining and Application of High-Melting Compounds: Reference Book*. Moscow, Metallurgiya. 928 p. (in Russian).
7. Savitsky E. M., Burkhanov G. S., Povarova K. B. (1986) *High-Melting Metals and Alloys*. Moscow, Metallurgiya, 116. (in Russian).
8. Sterin I. S. (2003) *Engineering Materials. Fundamentals of Metal Science and Thermal Treatment*. Saint-Petersburg, Publishing House “Politekhnik”. 343 p. (in Russian).
9. Voznesensky V. A. (1991) *Statistical Methods for Experiment Planning in Technical and Economical Investigations*. Moscow, Publishing House “Finansy i Statistika”. 264 p. (in Russian).
10. Kaledin B. A. (1982) *Planning of Experiments in Powder Metallurgy. Vol. I: Plans of 1<sup>st</sup> Order*. Minsk: Publishing House of Belarusian Polytechnical Institute. 61 p. (in Russian).

Received: 12.03.2015

Accepted: 15.05.2015

Published online: 22.01.2016