

Влияние термообработки на структурно-фазовый состав и свойства жаропрочных кобальтовых сплавов, полученных методом селективного лазерного плавления

С. Н. Григорьев, Т. В. Тарасова, А. П. Назаров

Исследовано влияние последующей термообработки на структурно-фазовый состав и физико-механические свойства образцов, изготовленных из жаропрочных кобальтовых сплавов методом селективного лазерного плавления (СЛП).

Ключевые слова: селективное лазерное плавление, сплавы на основе кобальта.

Введение

В настоящее время наряду с традиционным формообразованием деталей, активно развиваются методы, основанные на послойном добавлении/наложении материала, получившие название “Аддитивное производство” [1 – 3]. Наиболее перспективным направлением “Аддитивного производства” является селективное лазерное плавление (СЛП), поскольку оно позволяет изготавливать сложнопрофильные детали с высокими физико-механическими характеристиками без применения дорогостоящего оборудования.

Метод СЛП подразумевает большую номенклатуру используемых порошковых материалов от пластика и керамики до практически любых видов сталей и сплавов [4 – 10].

Одними из перспективных сплавов являются жаропрочные сплавы на основе кобальта, которые достаточно часто используют в качестве жаропрочных, коррозионностойких и износостойких сплавов, работающих при высоких температурах в агрессивных средах [1, 2, 11]. Сложнопрофильные детали, изготовленные СЛП из порошкового материала жаропрочного кобальтового сплава, могут найти широкое применение в аэрокосмической, энергетической, машиностроительной и других отраслях точного машиностроения [2, 11].

Цель настоящей работы — изучение влияния последующей термообработки на структурно-фазовый состав и физико-механические свойства образцов, изготовленных из жаропрочных кобальтовых сплавов методом СЛП.

Методика проведения исследований

В качестве исходного материала для изготовления опытных образцов и деталей был выбран порошок из жаропрочного сплава CoCrMo, полученный газовой атомизацией. Химический состав порошка приведен в табл. 1.

Гранулометрический состав исследуемого порошка определяли на оптическом грануломере “ОСННО 500nano” фирмы ОСННО S. A. (Бельгия). По результатам гранулометрического анализа построены интегральная и дифференциальная кривые распределения частиц порошка CoCrMo по размерам (рис. 1).

Каждая точка на кривой соответствует сумме фракций меньше определенного диаметра. Гистограмма распределения частиц порошка показывает процентное содержание частиц данного размера. Для исследуемого порошка распределение частиц по размерам соответствует нормальному закону. На графике также приведены основные параметры фракционного состава: объемная доля частиц

Химический состав порошка на основе сплава CoCrMo

	Химический состав, масс.%							
	Co	Cr	Mo	Si	Mn	Fe	C	Ni
Порошок CoCrMo	60 – 65	26 – 30	5 – 7	менее 1	менее 1	менее 0,75	менее 0,16	менее 0,10

размером меньше d_5 не превышает 5%, d_{95} — 95%, а медиана d_{50} представляет собой такой размер частиц, при котором интегральная кривая распределения частиц по размерам принимает значение 50%. Средний размер частиц $d_{СРЕД}$ определен как математическое ожидание дифференциальной кривой распределения частиц по размерам. Установлено, что средний размер частиц порошка CoCrMo составляет $d_{СРЕД} = 30,5$ мкм.

Частицы порошка имеют глобулярную форму и обладают высоким показателем сферичности (среднее значение 67,1%) и низким значением неровности (среднее значение 2,4%), что обеспечивает нанесение равномерного и однородного слоя [12 – 14].

Химический состав порошка был исследован методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на микроскопе VEGA 3 LM фирмы Tescan (Чехия) со встроенным энергодисперсионным анализатором “EDX”. Установлено, что состав порошка соответствует заявленному (табл. 1).

Изготовление опытных образцов и сложнопрофильных деталей осуществляли на установке ПТК-ПС (Россия) по оптимальным параметрам СЛП (табл. 2), установленным в работе [13].

Опытные образцы, полученные СЛП, подвергали последующей термообработке: 5 ч на воздухе при температуре 500 °С, 3 ч на воздухе при температуре 730 °С, 2 ч в вакууме при температуре 1050 °С.

Микроструктуру опытных образцов анализировали методом оптической микроскопии на оптическом микроскопе Olimpus BX51 (Япония) и СЭМ на микроскопе VEGA 3 LM фирмы Tescan (Чехия).

Рентгеноструктурный фазовый анализ (РФА) проводили на рентгеновском аппарате для струк-

турного анализа ALT X'TRA (фирмы Thermo-Fisher Scientific, Швейцария).

Шероховатость поверхностей опытных образцов измеряли на профилографе-профилометре HOMMEL-TESTER T800 (Германия).

Распределение твердости по сечению изучали с применением стандартной методики на автоматическом твердомере ERCOTEST DIGI 25RS.

Измерение механических свойств: предела прочности на растяжение, предела текучести, относительного удлинения — проводили согласно ГОСТ 1497-84 на испытательной машине MTS Insight 100 (фирмы MTS Systems Corporation, США). Ударную вязкость измеряли согласно ГОСТ 4647-80 на испытательной машине Walter and Bai PH 50 (Швейцария).

Износостойкость в условиях абразивного изнашивания определяли с помощью высокоточного прибора kaloMAX NT (Германия) по схеме, представленной на рис. 2. Контргело — стальной шар (100Cr6,

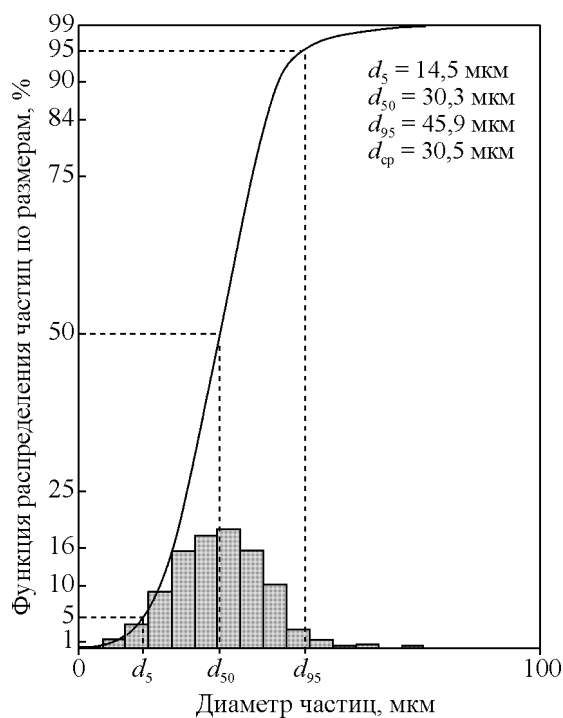


Рис. 1. Интегральная кривая и гистограмма распределения частиц порошка CoCrMo.

Таблица 2

Оптимальные параметры для изготовления деталей методом СЛП на установке ПТК-ПС

Режим работы лазера	Непрерывный
Длина волны, нм	1070
Мощность лазера, Вт	200
Защитная атмосфера	Азот
Толщина порошкового слоя, мкм	50
Скорость сканирования, мм/с	400
Диаметр пятна лазера, мкм	150
Расстояние между соседними векторами, мкм	100
Тип стратегии сканирования	“Двухзонная”

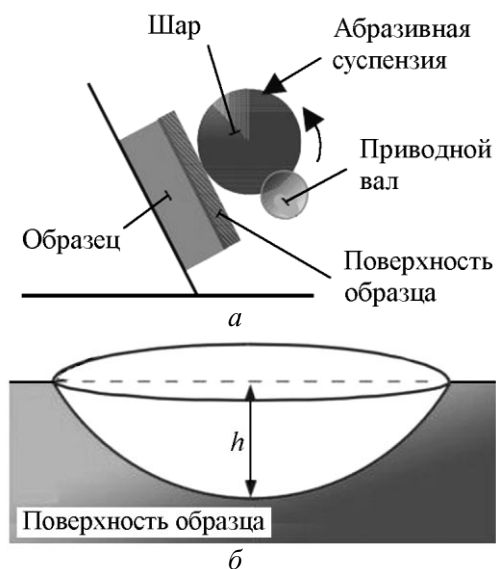


Рис. 2. *a* – схема испытаний на износостойкость в условиях абразивного изнашивания, *б* – лунка, образующаяся на испытываемом образце.

классификация по DIN) диаметром 30 мм. Дистанция скольжения составляла 1400 – 1500 м, несущая способность (или нормальная нагрузка на образец) — 0,54 Н. После взаимодействия в течение 30 мин испытываемого образца и вращающегося шара на поверхности образца образовывалась лунка (рис. 2б). На поверхность шара периодически дозированно поступала абразивная суспензия.

Интенсивность изнашивания определяли по формуле:

$$V_r = \frac{\pi h^2 (3r - h)}{SF_K}, \quad (1)$$

где V_r — интенсивность изнашивания, $\text{м}^3/(\text{м}\cdot\text{Н})$; h — глубина лунки, м; r — радиус шара, м; S — дистанция скольжения, м; F_K — несущая способность (или нормальная нагрузка на образец), Н.

Результаты исследований и их обсуждение

По оптимальным параметрам (табл. 2) были изготовлены опытные образцы, детали и проведен ряд исследований. Значения точности линейных размеров, шероховатости поверхности, плотности опытных образцов приведены в табл. 3. Следует отметить, что плотность сплава КХС-“Д” (российского аналога порошка CoCrMo) после литья

Таблица 3

Технические параметры опытных образцов	
Точность линейных размеров, мкм	± 60
Шероховатость поверхности Ra , мкм	6 – 10
Плотность, $\text{г}/\text{см}^3$	8,3

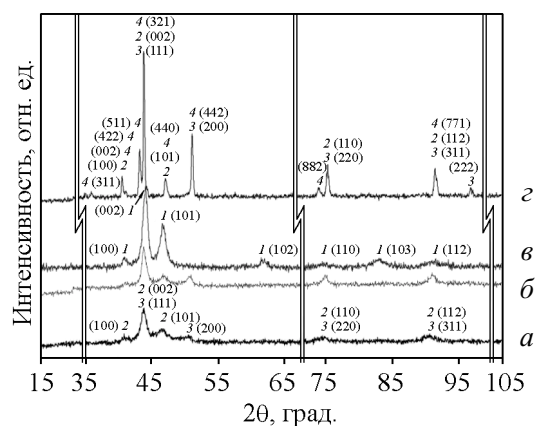


Рис. 3. Рентгенограммы сплава после СЛП и последующей термообработки: *a* — без термообработки, *б* — 5 ч на воздухе при температуре 500 °С, *в* — 3 ч на воздухе при температуре 730 °С, *г* — 2 ч в вакууме при температуре 1050 °С. 1 — ПГУ Co (PDF № 019-71-4652), 2 — ПГУ Co (PDF № 000-01-1278), 3 — ПЦК Co (PDF № 010-71-4238), 4 — ПЦК ($\text{Cr}_{0,77}\text{Co}_{0,15}\text{Mo}_{0,08}$) $_{23}\text{C}_6$ (PDF № 000-37-1229).

составляет 8,4 $\text{г}/\text{см}^3$, что практически идентично плотности опытных образцов (табл. 3).

Рентгенограммы и микроструктуры образцов, полученных СЛП и подвергнутых последующей термообработке, представлены на рис. 3 и 4, соответственно.

Рентгеноструктурный анализ сплава после СЛП и без термообработки показал, что структура сплава состоит из пересыщенного твердого раствора на основе гексагональной низкотемпературной ($\alpha\text{-Co}$) [14] и кубической высокотемпературной ($\beta\text{-Co}$) [14] модификаций кобальта (рис. 3а, 4а, б). На рентгенограмме (рис. 3а) наблюдается значительное уширение рентгеновских линий. Появление широких “диффузных” линий с малой амплитудой является следствием малых размеров блоков когерентного рассеяния (субмикрозерен), составляющих порядка 30 нм и внутренних напряжений в сплаве. Неравновесная структура сплава, представленная пересыщенным твердым раствором на основе гексагональной низкотемпературной и кубической высокотемпературной модификаций кобальта, может быть объяснена высокой скоростью охлаждения в присутствии легирующих компонентов (хрома и молибдена).

Последующий отжиг на воздухе при температуре 500 °С в течение 5 ч практически не оказывает влияния на структуру сплава (рис. 3б, 4в).

Термообработка на воздухе при 730 °С в течение 3 ч приводит к частичному изменению фазовых равновесий, что отражается на рентгенограмме в виде перераспределения интенсивности линий гекса-

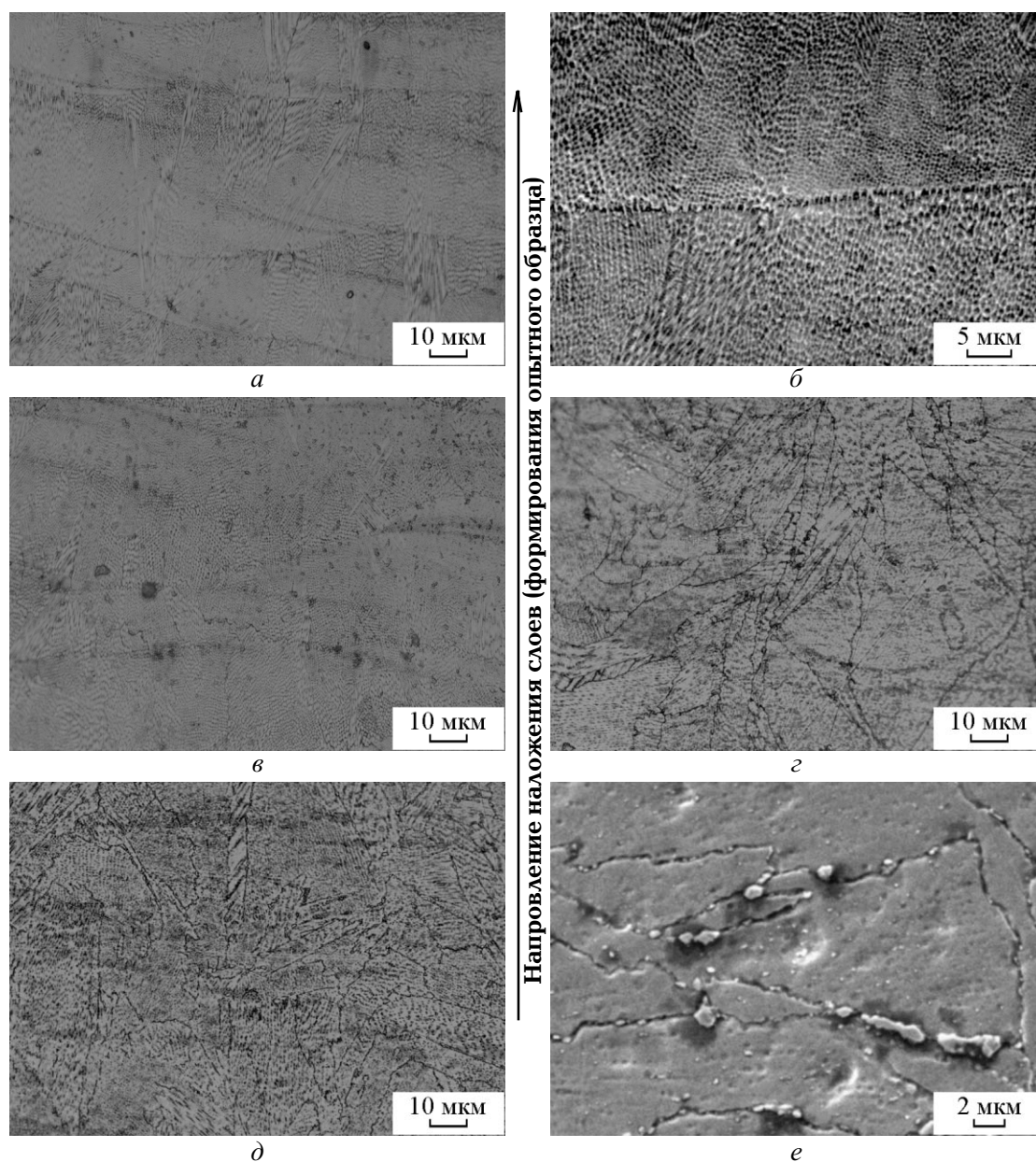


Рис. 4. Микроструктуры образцов, полученных СЛП и подвергнутых последующей термообработке: *a, б* – без термообработки, *в* – 5 ч на воздухе при температуре 500 °С, *г* – 3 ч на воздухе при температуре 730 °С, *д* – 2 ч в вакууме при температуре 1050 °С, *е* – 2 ч в вакууме при температуре 1050 °С.

гональной фазы [14]. Внутренние напряжения в сплаве при этой температуре не исчезают: линии на рентгенограмме существенно уширены, интенсивность уменьшается, а ширина линий существенно возрастает с увеличением угла регистрации (рис. 3в, 4г). Поверхность образцов начинает активно окисляться на воздухе, поэтому термообработку при более высоких температурах следует производить в среде защитного газа или вакууме.

После термообработки в вакууме в течение двух часов при температуре 1050 °С резко изменяется структура сплава (рис. 3г, рис. 4д, е). Субзерна укрупняются, снимаются структурные напряжения в сплаве, что выражается в появлении на рентгенограмме отчетливых острых максимумов рентгеновских дифракционных линий, уменьшении их ширины и росте максимальной амплитуды. Данная термообработка приводит к образованию трех-

Таблица 4

Механические характеристики образцов, полученных селективным лазерным плавлением на установке ПТК-ПС и литого сплава КХС-“Д”

Характеристика / Термообработка	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности, σ_B , МПа	Относительное удлинение, δ , %	Ударная вязкость, КСУ, Дж/см ²	Твердость, HRC
СЛП, порошок CoCrMo / Без термообработки	1050 ± 150	1300 ± 150	не менее 6	21 ± 1	38 – 46
СЛП, порошок CoCrMo / 2 ч в вакууме при 1050 °С	1000 ± 150	1250 ± 150	не менее 6	—	38 – 46
Литье КХС-“Д” / Без термообработки	600 ± 50	850 ± 50	не менее 7,5	—	32 – 36

Таблица 5

Значение интенсивности изнашивания для образцов, полученных СЛП на установке ПТК-ПС из порошка CoCrMo и литого сплава КХС-“Д”

Образцы	Интенсивность изнашивания, 10 ⁻¹⁵ , м ³ /(м·Н) при термообработке		
	Без термообработки	3 ч на воздухе при 730 °С	2 ч в вакууме при 1050 °С
СЛП, порошок CoCrMo	3,1 ± 0,2	3,4 ± 0,2	3,3 ± 0,2
Литье КХС-“Д”	5,4 ± 0,2	5,1 ± 0,2	5,2 ± 0,2

фазного сплава. Большая часть этого сплава состоит из твердого раствора хрома и молибдена в кобальте с кубической элементарной гранецентрированной ячейкой ($Fm\bar{3}m$, $a = 0,35688(7)$ нм). Также была выявлена фаза, которая может отвечать реальному сложному карбиду $(Cr_{0,77}Co_{0,15}Mo_{0,08})_{23}C_6$ ($Fm\bar{3}m$, $a = 10,875(4)$ нм) [14]. На рентгенограмме присутствуют еще две слабых линии, которые нельзя отнести ни к одной из указанных фаз. Эти линии, с высокой вероятностью принадлежат твердым растворам на основе гексагональной модификации кобальта ($P63/mmc$).

На микроструктуре сплава после термообработки при температуре 1050 °С (рис. 4e) хорошо видны карбидные выделения $(Cr_{0,77}Co_{0,15}Mo_{0,08})_{23}C_6$ по границам зерен.

Результаты сравнительных механических испытаний приведены в табл. 4. Анализ полученных данных показывает, что механические характеристики опытных образцов гораздо выше, чем у литого сплава-аналога, что характерно для сплавов, полученных в результате лазерной обработки с оплавлением поверхности [6, 7, 15 – 20].

Результаты сравнительных испытаний износостойкости в условиях абразивного изнашивания литых образцов сплава-аналога и образцов, изготовленных методом СЛП, приведены в табл. 5. Из табл. 5 видно, что интенсивность изнашивания для СЛП-образцов в 1,7 – 1,5 раза меньше, чем у литого сплава-аналога и практически не зависит от последующей термообработки. Данное явление объясняется тем, что в процессе термообработки происходит снятие

внутренних напряжений и выделение мелкодисперсных карбидов.

По оптимальным режимам на установке ПТК-ПС методом СЛП из порошка CoCrMo были изготовлены детали, некоторые можно использовать в конструкции экспериментального роторного волнового криогенератора, описанного в [21].

Выводы

1. Установлено, что структура образцов, полученных методом СЛП, представляет собой пересыщенный твердый раствор на основе гексагональной низкотемпературной (α -Co) и кубической высокотемпературной (β -Co) модификаций кобальта.

2. Определены значения точности линейных размеров, шероховатости поверхности и физико-механические свойства опытных образцов, полученных методом СЛП из порошка CoCrMo. Показано, что свойства сплава полученного методом СЛП из порошка CoCrMo не уступают, а в ряде случаев превосходят свойства литого сплава-аналога.

3. Показано, что последующая термообработка влияет на структуру и свойства образцов, изготовленных методом СЛП. Отжиг при температуре выше 730 °С на воздухе приводит к частичному снятию напряжений и значительному окислению поверхности. Отжиг образцов в вакууме в течение 2 ч при температуре 1050 °С после СЛП приводит к образованию в сплаве трехфазной структуры: 1) основы сплава, состоящей из твердого раствора хрома и молибдена в кобальте с кубической элементарной

гранцентрированной ячейкой; 2) сложного карбида ($Cr_{0,77}Co_{0,15}Mo_{0,08}$) $_{23}C_6$; 3) фазы, соответствующей твердому раствору на основе гексагональной модификации кобальта. Физико-механические свойства образцов остаются практически неизменными.

4. Проведены сравнительные испытания износостойкости в условиях абразивного изнашивания: интенсивность изнашивания для СЛП-образцов в 1,7 – 1,5 раза меньше, чем у литого сплава-аналога. Интенсивность изнашивания для СЛП-образцов практически не зависит от последующей термообработки.

Данная работа проведена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках государственного задания в сфере научной деятельности МГТУ «СТАНКИН».

Литература

1. Назаров А.П., Окунькова А.А. Технология селективного лазерного спекания. Вестник машиностроения, 2012, № 11, с. 85 – 88.
2. Павлов М.Д., Конов С.Г., Окунькова А.А., Назаров А.П. Особенности использования средств оптического контроля при изготовлении изделий методом селективного лазерного плавления. Контроль. Диагностика, 2012, № 12, с. 45 – 50.
3. Шишковский И.В. Лазерный синтез функционально-градиентных мезоструктур и объемных изделий. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2009, 424 с.
4. Назаров А. П. Перспективы быстрого прототипирования методом селективного лазерного спекания/плавления. Вестник МГТУ Станкин, 2011, № 4, т. 1 (16), с. 46 – 51.
5. Волосова М.А., Окунькова А.А. Пути оптимизации процесса селективного лазерного плавления при помощи выбора стратегии обработки лазерным лучом. Известия Самарского научного центра Российской академии наук, 2012, т. 14, № 4, с. 587 – 591.
6. Grigoriev S. N., Gribkov A. A. Methods of increasing the productivity of precision batch proportioning of granular materials. Measurement Techniques, 2012, v. 55, iss. 6, p. 643 – 647.
7. Grigoriev S.N., Krasnovskii A.N. Distribution of the density of material in the pressing channel in continuous forming of nanocrystalline composite powders. Metal Science and Heat Treatment, 2012, v. 54, no. 3 – 4, p. 135 – 138.
8. Krasnovskii, A.N., Grigoriev, S.N. A study of the process of continuous forming of nanocrystalline composite powders. Metal Science and Heat Treatment, 2012, v. 54, no. 1 – 2, p. 13 – 16.
9. Grigoriev S.N., Krasnovskii A.N. Study of the tribo-engineering characteristics of ultradispersed composite powder materials. Journal of Friction and Wear, 2011, v. 32, no. 3, p. 164 – 166.
10. Dmitriev A. M., Grigoriev S. N., Korobova N. V. et al. A study of the quality of preforms from iron-base powders produced by forming combined with sintering by electric current pulses. Metal Science And Heat Treatment, 2012, v. 54, iss. 1 – 2, p. 17 – 21.
11. Григорьев С.Н. Решение задач технологического перевооружения машиностроения. ИТО: Инструмент – технология – оборудование, 2008, № 10, с. 14 – 19.
12. Григорьев С.Н., Тарасова Т.В., Гвоздева Г. О., Новотни С. Микро-лазерная наплавка сплавов системы Al – Si. Металловедение и термическая обработка металлов, 2013, № 5, с. 16 – 21.
13. Tarasova T.V., Nazarov A.P. Investigation on selective laser melting of high-temperature cobalt alloys. Сборник трудов международного симпозиума “Фундаментальные основы лазерных микро- и нанотехнологий” (FLAMN-13). Санкт-Петербург, 24 – 28 июня 2013 г., Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, с. 87 – 88.
14. A comprehensive database of powder diffraction patterns – ICDD PDF-2. The International Centre for Diffraction Data.
15. Grigoriev S.N., Fominskii V.Yu., Gusarov A.V. Features of micro- and nanostructures of Au – Ni alloys obtained on nickel due to different modes of pulse laser alloying. Metal Science And Heat Treatment, 2012, v. 54, iss. 1 – 2, p. 34 – 40.
16. Grigoriev S.N., Romanov R.I., Fominskii V.Yu. Dependence of mechanical and tribological properties of diamond-like carbon coatings on laser deposition conditions and alloying by metals. Journal of Friction and Wear, 2012, v. 33, iss. 4, p. 253 – 259.
17. Fominskii V.Y., Romanov R.I., Grigoriev S.N., Nevolin V.N. Effect of the pulsed laser deposition conditions on the tribological properties of thin-film nanostructured coatings based on molybdenum diselenide and carbon. Technical Physics, 2012, v. 57, no. 4, p. 516 – 523. DOI: 10.1134/S1063784212040081.
18. Grigoriev S.N., Fominski V.Yu., Celis J.P., Romanov R.I., Oshurko V.B. Structure and mechanical properties of W – Se – C/diamond-like carbon and W-Se/diamond-like carbon bi-layer coatings prepared by pulsed laser deposition. Thin Solid Films, 2012, v. 520, no. 21, p. 6476 – 6483.
19. Tarasova T.V. Prospects of the use of laser radiation for raising the wear resistance of corrosion-resistant steels. Metal Science and Heat Treatment, 2010, v. 52, no. 5 – 6, с. 284 – 288.
20. Vlasov N.G., Kalenkov S.G., Sazhin A.V. Solution of the phase problem by means of the modified method of phase steps. Laser Physics, 1996, v. 6, no. 2, p. 401 – 403.
21. Архаров А.М., Семенов В.Ю., Савицкий А.И. Анализ рабочих процессов в роторном волновом криогенераторе. Химическое и нефтегазовое машиностроение, 2012, № 7, с. 15 – 20.

References

1. Nazarov A.P., Okunkova A.A. Tekhnologiya selektivnogo lazernogo spekaniya [Technology of selective laser sintering]. *Vestnik mashinostroyeniya – Russian Engineering Research*, 2012, no. 11, pp. 85 – 88.
2. Pavlov M.D., Konov S.G., Okunkova A.A., Nazarov A.P. Osobennosti ispolzovaniya sredstv opticheskogo kontrolya pri izgotovlenii izdely metodom selektivnogo lazernogo plavljeniya [Features of optical control under manufacture of products by selective laser melting]. *Kontrol. Diagnostika – Testings. Diagnostics*, 2012, no. 12, pp. 45 – 50.
3. Shishkovsky I.V. *Lazerny sintez funktsionalno-gradiyentnykh mezostruktur i obyemnykh izdely* [Laser synthesis of functional-gradient meso-structures and bulk products]. Moscow, FIZMATLIT Publ., 2009, 424 p.
4. Nazarov A.P. Perspektivy bystrogo prototipirovaniya metodom selektivnogo lazernogo spekaniya/plavljeniya [Prospects of fast prototyping by selective laser sintering / melting]. *Vestnik MGTU Stankin – Reports of Stankin Univ.*, 2011, vol. 1 (16), no.4, pp. 46 – 51.
5. Volosova M.A., Okunkova A.A. Puti optimizatsii protsesssa selektivnogo lazernogo plavljeniya pri pomoshchi vybora strategii obrabotki lazernym luchom [Optimization of selective laser melting process by laser beam control]. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossyskoy akademii nauk – Proceedings of Samara scientific center RAS*, 2012, vol. 14, no. 4-2, pp. 587 – 591.
6. Grigoriev S.N., Gribkov A.A. Methods of increasing the productivity of precision batch proportioning of granular materials. *Measurement techniques*, 2012, vol. 55, iss. 6, pp. 643 – 647.
7. Grigoriev S.N., Krasnovskii A.N. Distribution of the density of material in the pressing channel in continuous forming of nanocrystalline composite powders. *Metal science and heat treatment*, 2012, vol. 54 (3 – 4), pp. 135 – 138.
8. Krasnovskii A.N., Grigoriev S.N. A study of the process of continuous forming of nanocrystalline composite powders. *Metal science and heat treatment*, 2012, vol. 54 (1 – 2), pp. 13 – 16.
9. Grigoriev S.N., Krasnovskii A.N. Study of the tribo-engineering characteristics of ultradispersed composite powder materials. *Journal of friction and wear*, 2011, vol. 32 (3), pp. 164 – 166.
10. Dmitriev A.M., Grigoriev S.N., Korobova N.V., et al. A study of the quality of preforms from iron-base powders produced by forming combined with sintering by electric current pulses. *Metal science and heat treatment*, 2012, vol. 54, iss. 1 – 2, pp. 17 – 21.
11. Grigoryev S.N. Resheniye zadach tekhnologicheskogo perevoorzheniya mashinostroyeniya [Solving problems of technological re-engineering of engineering industry]. *I/O: Instrument – tekhnologiya – oborudovaniye – TTE: Tools – Technology – Equipment*, 2008, no. 10, pp. 14 – 19.
12. Grigoryev S.N., Tarasova T.V., Gvozdeva G.O., Novotni S. Mikro-lazernaya naplavka splavov sistemy Al – Si. [Micro laser cladding of Al – Si alloys]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov – Metal science and heat treatment*, 2013, no. 5, pp. 16 – 21.
13. Tarasova T.V., Nazarov A.P. Investigation on selective laser melting of high-temperature cobalt alloys. *Proc. Int. Symposium: Fundamental of Laser Assisted Micro- and Nanotechnologies (FLAMN-13)*. St.-Petersburg, 2013, 24 – 28 June, pp. 87 – 88.
14. A comprehensive database of powder diffraction patterns – ICDD PDF-2. The International Centre for Diffraction Data.
15. Grigoriev S.N., Fominskii V.Yu., Gusarov A.V. Features of micro- and nanostructures of Au – Ni alloys obtained on nickel due to different modes of pulse laser alloying. *Metal science and heat treatment*, 2012, vol. 54, iss. 1 – 2, pp. 34 – 40.
16. Grigoriev S.N., Romanov R.I., Fominskii V.Yu. Dependence of mechanical and tribological properties of diamond-like carbon coatings on laser deposition conditions and alloying by metals. *Journal of friction and wear*, 2012, vol. 33, iss. 4, pp. 253 – 259.
17. Fominskii V.Yu., Romanov R.I., Grigoriev S.N., Nevolin V.N. Effect of the pulsed laser deposition conditions on the tribological properties of thin-film nanostructured coatings based on molybdenum diselenide and carbon. *Technical Physics. The Russian Journal of Applied Physics*, 2012, vol. 57, no. 4, pp. 516 – 523.
18. Grigoriev S.N., Fominski V.Yu., Celis J.P., Romanov R.I., Oshurko V.B. Structure and mechanical properties of W-Se-C diamond-like carbon and W-Se diamond-like carbon bi-layer coatings prepared by pulsed laser deposition. *Thin Solid Films*, 2012, vol. 520 (21), pp. 6476 – 6483.
19. Tarasova T.V. Prospects of the use of laser radiation for raising the wear resistance of corrosion-resistant steels. *Metal science and heat treatment*, 2010, vol. 52, no. 5 – 6, pp. 284 – 288.
20. Vlasov N.G., Kalenkov S.G., Sazhin A.V. Solution of the phase problem by means of the modified method of phase steps. *Laser Physics*, 1996, vol. 6, no. 2, pp. 401 – 403.
21. Arkharov A.M., Semenov V.Yu., Savitsky A.I. Analiz rabochikh protsessov v rotornom volnovom kriogeneratore [Analysis of workflows in a rotary wave cryogenerator]. *Khimicheskoye i neftegazovoye mashinostroyeniye – Chemical and petroleum engineering*. 2012, no. 7, pp. 15 – 20.

Статья поступила в редакцию 15.10.2013 г.

Григорьев Сергей Николаевич — ФГБОУ ВПО МГТУ “СТАНКИН” (г. Москва), доктор технических наук, профессор, ректор, специалист в области технологических процессов ионно-плазменной обработки. E-mail: rector@stankin.ru.

Тарасова Татьяна Васильевна — ФГБОУ ВПО МГТУ “СТАНКИН” (г. Москва), кандидат технических наук, доцент, специалист в области аддитивных технологий. E-mail: tarasova952@mail.ru

Назаров Алексей Петрович — ФГБОУ ВПО МГТУ “СТАНКИН” (г. Москва), инженер, аспирант, специалист в области аддитивных технологий. E-mail: nazarovstankin@mail.ru.

Influence of heat treatment on structural-phase composition and properties of heat resisting cobalt alloys obtained by selective laser melting

S. N. Grigoriev, T. V. Tarasova, A. P. Nazarov

Influence of the subsequent heat treatment on structural-phase composition and physicomechanical properties of the samples, made from heat resisting cobalt alloys by a method of selective laser melting, is investigated.

Key words: selective laser melting, Co-based alloys.

Grigoriev Sergey — Moscow State University of Technology “STANKIN”, Russia, D.Sci.(Eng), professor, head of sub-department “High Effective Technologies of Machining”, E-mail: science@stankin.ru.

Tarasova Tatiana — Moscow State University of Technology “STANKIN”, Russia, PhD, associate professor. E-mail: tarasova952@mail.ru

Nazarov Alexey — Moscow State University of Technology “STANKIN”, Russia, postgraduate student. E-mail: nazarovstankin@mail.ru