

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОРОШКОВОГО СПЛАВА $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ ПРИ СЕЛЕКТИВНОМ ЛАЗЕРНОМ ПЛАВЛЕНИИ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГАХ

© 2018 В. Е. Терновая¹, С. А. Ивков¹, А. Б. Мазалов², С. В. Рябцев¹, Э. П. Домашевская¹

¹Воронежский государственный университет, Университетская пл., 1 394018 Воронеж, Россия
e-mail: ternovaya@phys.vsu.ru

²АО «Центр технологической компетенции аддитивных технологий»,
ул. Солдатское поле, 285/5, 394056 Воронеж, Россия
e-mail: mab@yselmash.ru

Поступила в редакцию 26.07.2018

Аннотация. В работе исследованы фазовый состав и его изменения при температурных отжигах порошкового сплава $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ и зубной коронки, полученной из того же порошка с помощью 3D-печати методом селективного лазерного плавления.

Рентгенодифракционные исследования исходного порошка $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ и неотожженной коронки показали, что лазерная печать полностью переводит двухфазный порошок (90 % ГЦК + 10 % ГПУ) в однофазный твердый раствор ГЦК на основе высокотемпературной гранецентрированной кубической модификации $\beta\text{-Co}$ с заметным увеличением межплоскостных расстояний по сравнению с $\beta\text{-Co}$.

Ключевые слова: селективное лазерное плавление, 3D-печать, порошковый сплав $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$, метод рентгеновской дифракции, высокотемпературный отжиг.

DOI: <https://doi.org/10.17308/kcmf.2018.20/584>

ВВЕДЕНИЕ

Часто встречающееся в наши дни словосочетание “аддитивное производство” является сложным процессом создания цельных трёхмерных объектов любой геометрической формы на основе цифровой модели. Аддитивные технологии охватывают все новые сферы деятельности человека. Дизайнеры, архитекторы, кондитеры, археологи, астрономы, палеонтологи, преподаватели и представители многих других профессий используют 3D-принтеры для реализации совершенно неожиданных идей и проектов. [1]. При трёхмерной печати металлических изделий широкое применение находит метод селективного лазерного плавления (СЛП).

СЛП состоит в поочередном нанесении порошкового слоя материала и проплавлении его лазерным лучом [2]. В отличие от классического формообразования, где от заготовки «отсекается» все лишнее и за счет этого получается деталь, при аддитивном производстве деталь создается послойным добавлением и наложением материала. СЛП

является технологией прямого изготовления трехмерных объектов с определенными механическими свойствами из трехмерных порошков, при котором происходит последовательное послойное расплавление порошка лазерным излучением. Технология позволяет создавать уникальные изделия на основе трехмерных моделей за один технологический цикл и является полной противоположностью традиционных методов механического производства, таких как резка и фрезеровка [3–5].

Использование метода СЛП может сократить время изготовления и себестоимость деталей сложного профиля при единичном и мелкосерийном производстве за счет отсутствия стадии создания специального инструмента и сокращения количества технологических этапов, а универсальность лазерной обработки дает возможность синтезировать новые материалы и покрытия [6–9]. Изделия, изготовленные с помощью метода СЛП, являются перспективными в использовании, поскольку дают возможность управлять физико-химическими свойствами создаваемого изделия и получать

изделия сложного профиля без применения дорогостоящих станков. [10].

Технология СЛП подразумевает большую номенклатуру порошковых материалов от керамики до стали и различных сплавов. В настоящее время перспективными являются сплавы на основе кобальта. Они являются жаропрочными, износостойкими и коррозионностойкими. Интерес к изучению сплавов на основе кобальта не ослабевает и по сей день, и объясняется более высокой температурой плавления, чем у сплавов на основе никеля и железа, а также стойкостью против горячей коррозии в загрязненных газовых средах газотурбинных двигателей вследствие более высокого содержания хрома [11]. Кобальтовые сплавы часто используют в качестве жаропрочных и коррозионностойких сплавов, работающих в агрессивных средах и при высоких температурах. Изделия, полученные методом СЛП из порошка на основе кобальта, находят высокое применение в машиностроении из-за возможности управления физико-химическими свойствами изделия и возможности получения сложнопрофильных деталей без применения дорогостоящих станков и оснастки [10].

Кроме того, сплавы на основе кобальта широко используются в ортопедических и стоматологических имплантах. Эти сплавы представляют собой аллотропный металл, в котором обычно присутствуют две кристаллические структуры ГПУ (гексагональная плотноупакованная) и ГЦК (гранцентрированная кубическая).

Целью работы является исследование фазового состава и его изменений при температурных отжигах порошкового сплава $Co_{66}Cr_{28}Mo_6$ и зубной коронки, полученной из того же порошка с помощью 3D-печати методом СЛП.

ОБЪЕКТЫ, МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЯ ОБРАЗЦОВ

В качестве исходного материала был выбран порошок для 3D печати $Co_{66}Cr_{28}Mo_6$, изготовленный компанией Полема [12].

В табл.1 приведены технические требования компании Полема к порошку $Co_{66}Cr_{28}Mo_6$, изготавливаемому методом распыления расплава газом. Средний размер частиц порошка основной фракции составляет около 20 мкм, в том числе содержание частиц сферической формы – не менее 75 %.

Далее, с помощью метода СЛП на 3D-принтере АО «Центр технологической Компетенции аддитивных технологий» из порошка $Co_{66}Cr_{28}Mo_6$ создавалось готовое изделие (коронка). Процесс 3D-печати начинается с разделения цифровой 3D-модели изделия на слои толщиной от 20 до 100 мкм с целью создания 2D-изображения каждого слоя изделия. Отраслевым стандартным форматом является STL-файл. Этот файл поступает в специальное машинное программное обеспечение, где происходит анализ информации и ее соизмерение с техническими возможностями машины. На основе полученных данных запускается процесс 3D-печати, состоящий из множества циклов построения отдельных слоев изделия. Цикл построения слоя состоит из типовых операций: нанесение слоя порошка заданной толщины (20–100 мкм) на плиту построения, закрепленную на подогреваемой платформе; сканирование лучом лазера сечения слоя изделия; опускание платформы вглубь колодца построения на величину, соответствующую толщине слоя построения.

Процесс построения изделий происходит в камере СЛП-системы, заполненной инертным газом азотом при его ламинарном течении. Основной расход инертного газа происходит в начале работы при продувке камеры построения, когда из нее полностью удаляется воздух (допустимое содержание кислорода менее 0.15 %). После построения изделие вместе с плитой извлекается из камеры СЛП-системы, проводится термообработка для снятия внутренних напряжений, после чего изделие отделяется от плиты механическим способом. От построенного изделия удаляются поддерживающие структуры, производится финишная постобработка.

Таблица 1. Технические требования к химическому составу порошка
[Table 1. Technical requirements for the chemical composition of the powder]

Co (at.%)	Cr (at.%)	Mo (at.%)	Si (at.%)	Mn (at.%)	Fe (at.%)	C (at.%)	Ni (at.%)
				Не более [No more than]			
70 Основа [the basis]	26.0–30.0	5.0-7.0	1.0	1.0	0.75	0.16	0.10

Полученные образцы (порошок $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ и готовое изделие – коронка) отжигались в высокотемпературной трубчатой печи. Первый отжиг был проведен в течение 11 часов на воздухе при температуре 500 °С. Второй отжиг был проведен при температуре 800 °С в атмосфере аргона в течение 8 часов.

Исследование структурных свойств образцов проводили методом рентгеновской дифракции на дифрактометре ДРОН 4-07 на кобальтовом излучении. Затем было проведено сравнение дифракционных картин порошка и изготовленной из того же порошка неотожженной коронки, и порошка и коронки после отжигов при 500 и 800 °С.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Сначала были получены дифрактограммы порошка $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ и готового изделия (коронки), полученной из того же порошка методом селективного лазерного плавления (СЛП), которые приведены на рис. 1.

Сравнивая полученные дифрактограммы от двух образцов на рис. 1, мы видим, что дифрактограмма порошка содержит большее число дифракционных линий по сравнению с дифрактограммой коронки, и, следовательно, эти образцы имеют раз-

ный фазовый состав. Поскольку в порошке сплава $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ кобальт является основной составляющей, то мы провели сравнение его состава с гексагональной и высокотемпературной кубической модификациями металлического кобальта.

На следующем рис. 2 представлены дифрактограммы исходного неотожженного порошка $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ в сравнении с металлическим гексагональным α -Co (ГПУ) [13] – (верхняя кривая) и высокотемпературным кубическим β -Co (ГЦК) [14] – (нижняя кривая).

Сравнение дифрактограмм порошка сплава $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ с дифрактограммами металлического кобальта двух модификаций α -Co (ГПУ) [13] и β -Co (ГЦК) [14] из международной базы данных ICDD, приведенных на рис. 2, показывает, что основной в сплаве является кубическая фаза, в то время как гексагональная фаза составляет около 10 %, о чем свидетельствует относительная интенсивность в сплаве самой интенсивной линии α -Co (101) с $d = 1.923 \text{ \AA}$.

Аналогичное сравнение дифрактограммы коронки, изготовленной из порошка того же сплава с дифрактограммами металлического кобальта двух модификаций, приведенных на рис. 3, показывает, что коронка содержит только кубическую фазу.

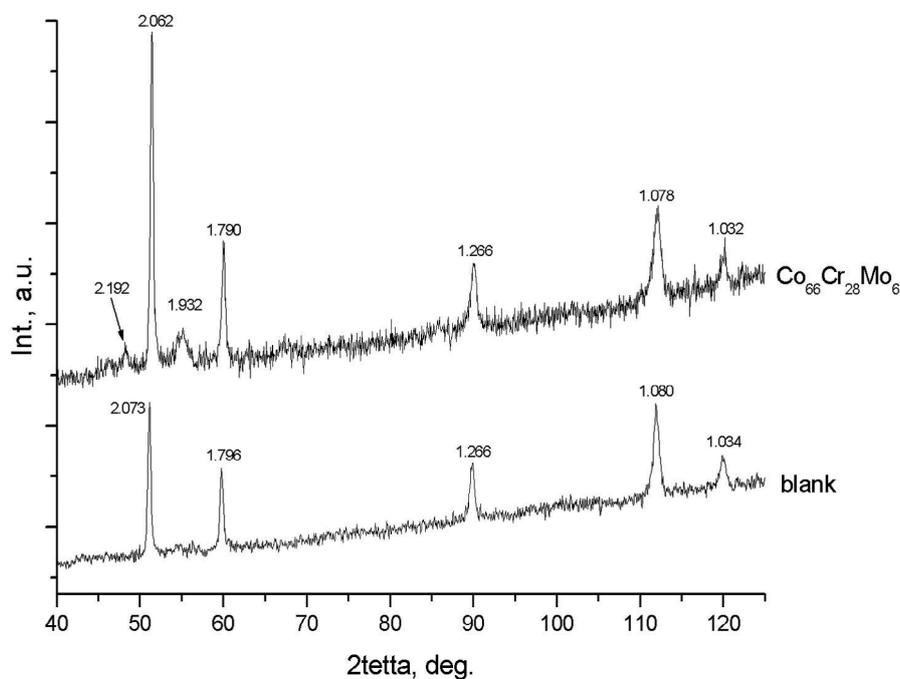


Рис. 1. Дифрактограммы порошка $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ и коронки, изготовленной из того же порошка методом селективного лазерного плавления

[Fig. 1. Diffractograms of $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ powder and a blank made from the same powder by selective laser melting method]

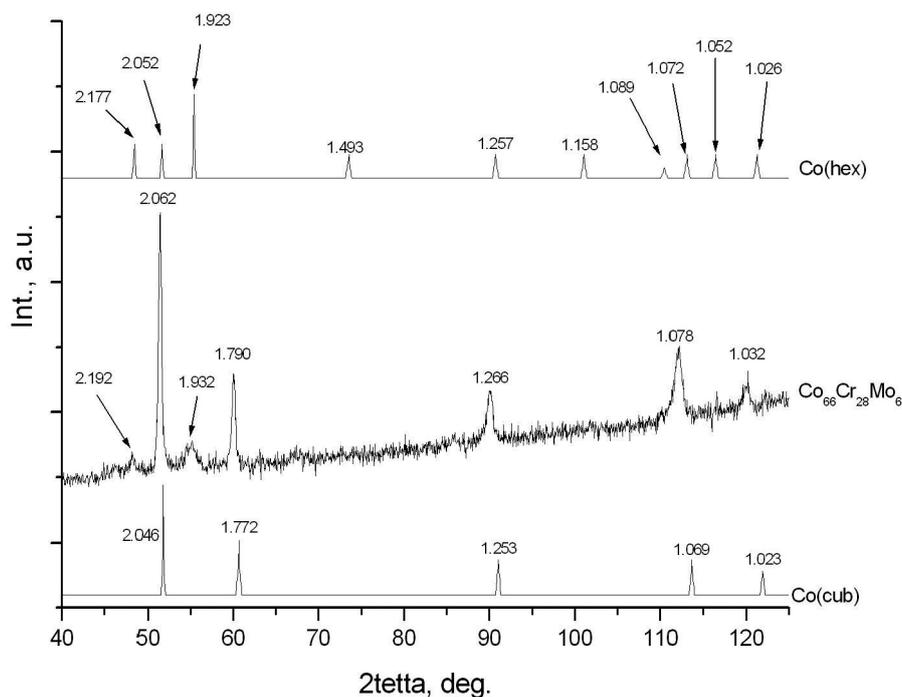


Рис. 2. Диффрактограммы образца исходного порошка сплава $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ в сравнении с металлическим гексагональным α -Co (ГПУ) [13] (верхняя кривая) и кубическим β -Co (ГЦК) [14] (нижняя кривая)
[Fig. 2. Diffractograms of the original powder made of $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ alloy in comparison with metallic hexagonal α -Co (hex) [13] (upper curve) and cubic β -Co (fcc) [14] (lower curve)]

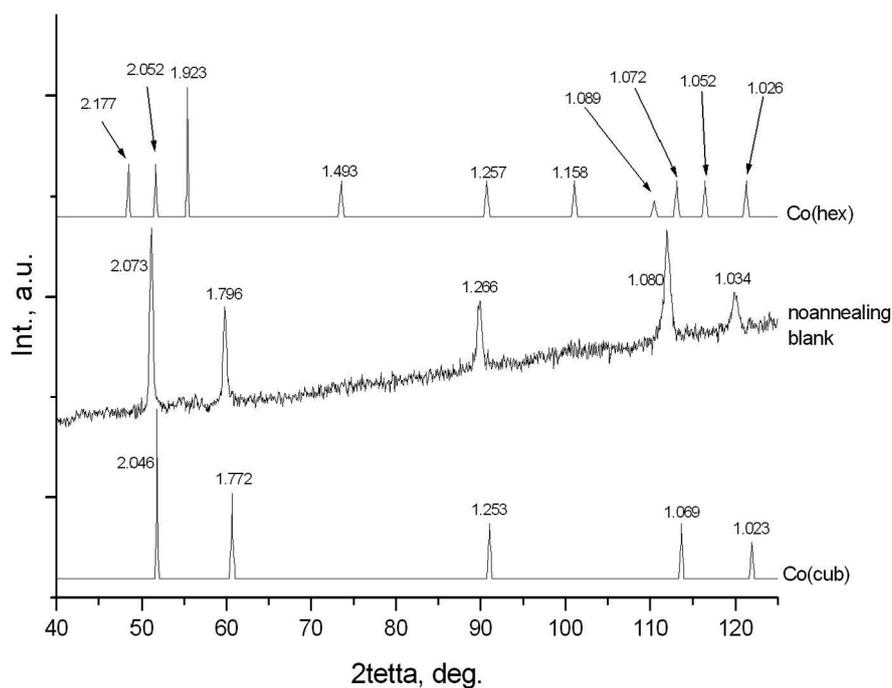


Рис. 3. Диффрактограммы образца коронки, изготовленной из порошка $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$, в сравнении с металлическим гексагональным α -Co (ГПУ) [13] (верхняя кривая) и кубическим β -Co (ГЦК) [14] (нижняя кривая)
[Fig. 3. Diffractograms of a blank made from $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ powder, in comparison with metallic hexagonal α -Co (hex) [13] (upper curve) and cubic β -Co (fcc) [14] (lower curve)]

Этот результат, свидетельствующий о переходе исходного двухфазного порошка в однофазное состояние кубической модификации коронки при лазерном плавлении порошка в процессе изготовления коронки, находится в соответствии с известными данными о фазовом переходе металлического кобальта при 427-430 °С из ГПУ в высокотемпературную ГЦК модификацию [15]. В связи с полученными данными было принято решение о проведении высокотемпературных отжигов порошка $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ и коронки. Вначале был проведен отжиг при температуре 500 °С, то есть выше температуры фазового перехода металлического кобальта, а затем второй высокотемпературный отжиг при 800 °С в течение 8 часов в атмосфере аргона.

На рис. 4 и в табл. 2 представлены результаты рентгенодифракционных исследований порошка сплава $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ при отжигах в сравнении с его исходным состоянием и соответствующими данными для металлического кобальта двух модификаций.

Полученные результаты показывают, что последовательные отжиги приводят сначала к увеличению доли ГПУ фазы по сравнению с исходным по-

рошком $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$, а затем к фактически полному переходу к гексагональной фазе при отжиге 800 °С. Увеличение межплоскостных расстояний d в исходном порошке сплава $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ (см. табл. 2) по сравнению со значениями d в металлическом β -Co и α -Co свидетельствуют о существовании в порошке твердого раствора на основе кобальта.

Одновременно с высокотемпературными отжигами порошка сплава $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ осуществлялись отжиги коронки. Результаты исследований, приведенных на рис. 5 и в табл. 3 показывают, что после отжига при температуре 500 °С в течение 11 часов на дифрактограмме коронки появляются следы ГПУ фазы, которая становится единственной при последующем высокотемпературном отжиге при 800 °С в атмосфере аргона в течение 8 часов (рис. 5). Этот результат является следствием предварительного воздействия лазерного отжига на порошок в процессе 3D-печати.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, результаты рентгенодифракционных исследований исходного порошка $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ и неотожженной коронки показали,

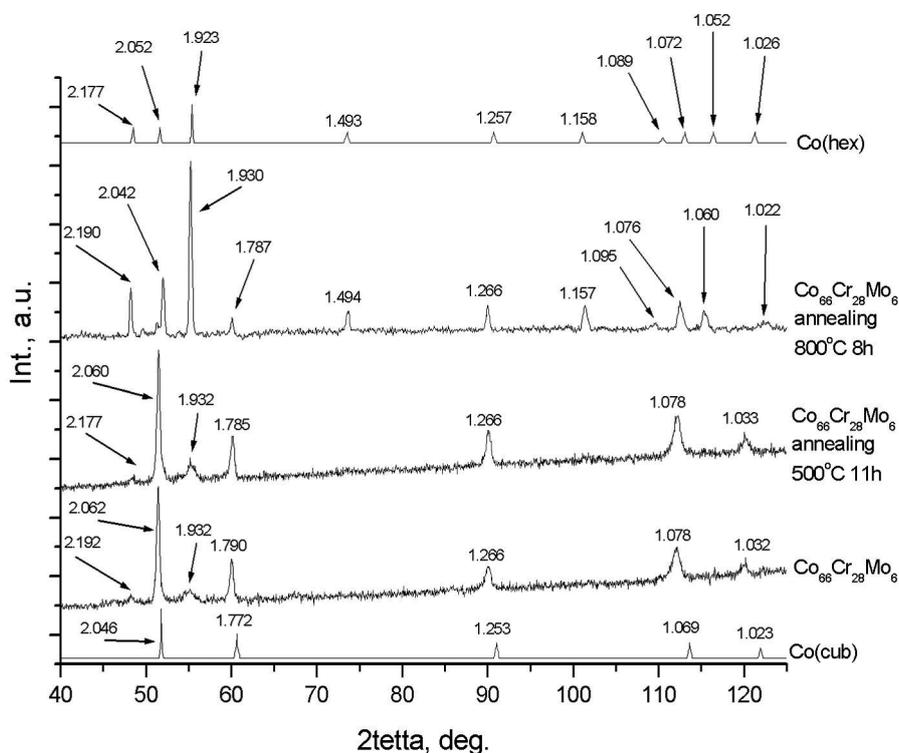


Рис. 4. Дифрактограммы образцов исходного порошка $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ и отожженных при 500 и 800 °С в сравнении с металлическим гексагональным α -Co (ГПУ) [13] (верхняя кривая) и кубическим β -Co (ГЦК) [14] (нижняя кривая)

[Fig. 4. Diffraction patterns of the original $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ powder annealed at 500 and 800 °С in comparison with metallic hexagonal α -Co (hcp) [13] (upper curve) and cubic β -Co (fcc) [14] (lower curve)]

Таблица 2. Данные рентгеновской дифракции исходного порошка $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ и отожженного при температурах 500 и 800 °С

[Table 2. X-ray diffraction data of the original $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ powder and data of annealed powder at 500 and 800 °C]

Co(Cub) [14]		Исходный [Initial]		Отжиг 500 °С [Annealed at 500 °C]		Отжиг 800°С [Annealed at 800 °C]		Co(Hex) [13]	
$d, \text{Å}$	$I, \%$ (hkl)	$d, \text{Å}$	$I, \%$	$d, \text{Å}$	$I, \%$	$d, \text{Å}$	$I, \%$	$d, \text{Å}$	$I, \%$ (hkl)
		2.192	9	2.177	8	2.190	28	2.177	27 (100)
2.046	100 (111)	2.062	100	2.060	100	2.042	34	2.052	28 (002)
		1.932	11	1.932	18	1.930	100	1.923	100 (101)
1.772	42 (200)	1.790	35	1.785	33	1.787	11		
						1.494	14	1.493	11 (102)
1.253	17 (220)	1.266	19	1.266	28	1.266	17	1.257	10 (110)
						1.157	16	1.158	10 (103)
						1.095	5	1.089	1 (200)
1.069	16 (311)	1.078	28	1.078	33	1.076	18	1.072	9 (112)
						1.060	12	1.052	6 (201)
1.023	4 (222)	1.032	16	1.033	18	1.022	6	1.026	1 (004)

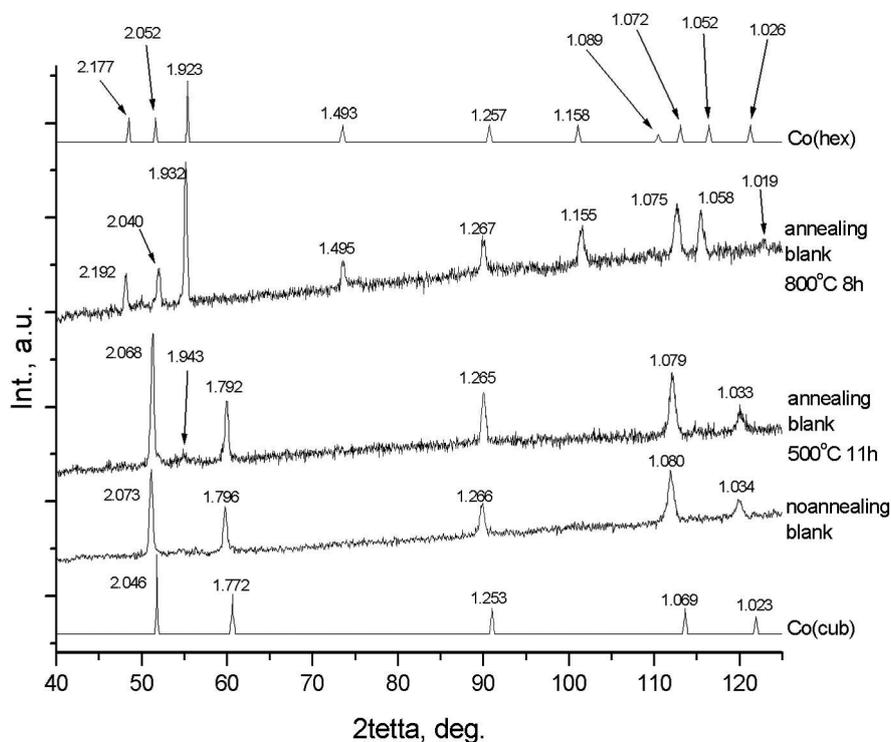


Рис. 5. Дифрактограммы неотожженной коронки, полученной из порошка $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ (нижняя кривая) и отожженной при 500 и 800 °С в сравнении с металлическим Co ГПУ (верхняя кривая)

[Fig. 5. Diffractograms of the non-annealed blank obtained from $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ powder (lower curve) and annealed at 500 and 800 °C in comparison with the metal Co-hex (upper curve)]

Таблица 3. Данные рентгеновской дифракции для коронки, полученной из порошка $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ методом СЛП, и после отжига при 500 и 800 °С

[Table 3. X-ray diffraction data for a blank obtained from $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ powder by the selective laser melting method, and after annealing at 500 and 800 °C]

Co(Cub) [14]		Исходный [Initial]		Отжиг 500 °С [Annealed at 500 °C]		Отжиг 800 °С [Annealed at 500 °C]		Co(Hex) [13]	
<i>d</i> , Å	<i>I</i> , % [hkl]	<i>d</i> , Å	<i>I</i> , %	<i>d</i> , Å	<i>I</i> , %	<i>d</i> , Å	<i>I</i> , %	<i>d</i> , Å	<i>I</i> , % [hkl]
						2.192	28	2.177	27 [100]
2.046	100 [111]	2.073	100	2.068	100	2.040	30	2.052	28 [002]
				1.943	15	1.932	100	1.923	100 [101]
1.772	42 [200]	1.796	52	1.792	48				
						1.495	23	1.493	11 [102]
1.253	17 [220]	1.266	37	1.265	43	1.267	31	1.257	10 [110]
						1.155	31	1.158	10 [103]
								1.089	1 [200]
1.069	16 [311]	1.080	62	1.079	50	1.075	40	1.072	9 [112]
						1.058	35	1.052	6 [201]
1.023	4 [222]	1.034	24	1.033	24	1.019	10	1.026	1 [004]

что лазерная печать полностью переводит двухфазный порошок (90 % ГЦК +10 % ГПУ) в однофазный твердый раствор ГЦК на основе высокотемпературной гранецентрированной кубической модификации β -Co с заметным увеличением межплоскостных расстояний по сравнению с β -Co.

После отжига при температуре 500 °С в течение 11 часов на дифрактограмме коронки появляются следы ГПУ фазы, которая становится единственной при последующем высокотемпературном отжиге при 800 °С в атмосфере аргона в течение 8 часов. Одновременные отжики исходного порошка привели к подобным результатам.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания ВУЗам в сфере научной деятельности на 2017–2019 годы. Проекты № 3.6263.2017/ВУ и № 16.8158.2017/8.9.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Зленко М. А., Нагайцев М. В., Довбыш В. М. *Аддитивные технологии в машиностроении. Пособие для инженеров.* М.: ГНЦ РФ ФГУП «НАМИ», 2015, 220 с.

2. Тарасова Т. В., Назаров А. П., Шалапка Ю. И. // *Трение и износ*, 2014, т. 35, № 5, с. 546–556.

3. Шишковский И. В. *Лазерный синтез функционально-градиентных мезоструктур и объемных изделий.* М.: Физматлит., 2009, 424 с.

4. Gibson I., Rosen D. W., Stucker B. *Additive Manufacturing Technologies: Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing.* Springer, NewYork, 2009, pp. 36–119.

5. Григорьев С. Н. *Решение задач технологического перевооружения машиностроения // ИТО: Инструмент – технология – оборудование*, 2008, № 10, с. 14–19.

6. Григорьев С. Н., Тарасова Т. В., Гвоздева Г. О., Новотни С. // *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2013, № 5, с. 16–20.

7. Григорьев С. Н., Фоминский В. Ю., Гусаров А. В. // *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2012, № 1, с. 8–11.

8. Григорьев С. Н., Романов Р. И., Фоминский В. Ю. // *Трение и износ*, 2012, т. 34, № 4, с. 342–350.
9. Fominskii V. Y., Romanov R. I., Grigoriev S. N., Nevolin V. N. // *Technical Physics. The Russian Journal of Applied Physics*, 2012, т. 57, № 4, с. 516–523.
10. Тарасова Т. В., Назаров А. П. // *Станкоинструмент*, 2015, № 1 (1), с. 52–57.
11. Шаипов Р. Х., Керимов Э. Ю., Слюсаренко Е. М. // *Вестник Московского университета. Серия 2: Химия*, 2013, т. 54, № 6, с. 342–345.
12. <http://www.polema.net/>
13. *The International Centre for Diffraction Data*. PDF release 2012.01-071-4652.
14. *The International Centre for Diffraction Data*. PDF release 2012.01-089-4307.
15. *Физическая энциклопедия под ред. А. М. Прохорова*. М.: Советская энциклопедия, 1990, т. 2, с. 389.

PHASE TRANSFORMATIONS OF $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ POWDER ALLOY IN SELECTIVE LASER MELTING AND HIGH TEMPERATURE ANNEALING

© 2018 V. E. Ternovaya¹, S. A. Ivkov¹, A. B. Mazalov², S. V. Ryabtsev¹, E. P. Domashevskaya¹

¹Voronezh State university, 1 Universitetskaya pl., 394018 Voronezh, Russia

e-mail: ternovaya@phys.vsu.ru

²JSC «Addictive Technologies Center», 394056 Voronezh, Russia

e-mail: mab@vselmash.ru

Received 26.07.2018

Abstract. The paper investigates the phase composition of a $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ powder alloy and its changes due to temperature annealing and a dental crown obtained from the same powder created by 3D printing using the selective laser melting (SLM) method. SLM is a technology for the direct production of three-dimensional objects with certain mechanical properties using three-dimensional powders, in which a sequential layer-by-layer melting of the powder by laser radiation takes place. This technology allows you to create unique products based on three-dimensional models in one technological cycle and is the complete opposite to traditional methods of mechanical production, such as cutting and milling.

The dental crown was made from a $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ powder alloy in a selective laser melting plant in the “Additive Technologies Centre”. Structural studies of the $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ alloy and the finished product (dental crown) were carried out at the Department of Solid State Physics and Nanostructures of Voronezh State University using a DRON 4-07 diffractometer.

X-ray diffraction studies of the original $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ powder and the non-annealed crown showed that the laser printing completely converts the two-phase powder (90 % fcc + 10 % hex) into a single-phase fcc solid solution based on the high-temperature face-centred cubic modification of the β -Co with a noticeable increase in the interplanar distances in comparison to the β -Co.

After high-temperature annealing at a temperature of 500 °C for 11 hours, the traces of the hexagonal phase appear on the diffractogram of the crown. This is the only phase in the subsequent 8-hour high-temperature annealing at 800 °C in an argon atmosphere. An increase in the interplanar distances d in the initial powder of the $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ alloy in comparison to the values of the interplanar distances in metallic β -Co and α -Co indicates the existence of a cobalt-based solid solution in the powder. The results obtained in the course of the study show that successive annealing leads first to an increase in the fraction of the hexagonal phase as compared to the original $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ powder, and then to the actual complete transition to the hexagonal phase during high-temperature annealing in argon at 800 °C.

Keywords: selective laser melting, 3D-printing, $\text{Co}_{66}\text{Cr}_{28}\text{Mo}_6$ powder alloy, diffractometry method, high temperature annealing.

DOI: <https://doi.org/10.17308/kcmf.2018.20/584>

ACKNOWLEDGMENTS

The work was supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation in the framework of the state order to higher education institutions in the sphere of scientific research for years 2017 - -2019. Projects No 3.6263.2017/VU and No 16.8158.2017/8.9.

REFERENCES

1. Zlenko M. A., Nagaitsev M. V., *Dovbysh V. M. Additivnye tehnologii v mashinostroyenii. Posobie dlya inzhenerov* [Additive Manufacturing in Mechanical Engineering. Allowance for Engineers.], Moscow, State Research Center of the Russian Federation FSUE "NAMI" Publ., 2015, 220 p. (in Russ.)
2. Tarasova T. V., Nazarov A. P., Shalapko Y. I. *Trenye i iznos* [Journal of Friction and Wear], 2014, vol. 35, no. 5, pp. 365–373. DOI: 10.3103/S1068366614050158
3. Shishkovsky I. V. Laser synthesis of functional-gradient mesostructures and volumetric products. Moscow, Fizmatlit, Publ, 2009, 424 p. (in Russ.)
4. Gibson I., Rosen D. W., Stucker B. *Additive Manufacturing Technologies: Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing*. Springer, New York, 2009, pp. 36–119.
5. Grygoryev S. N. *ITO: Instrument-Technology-Equipment*, 2008, no. 10, pp. 14–19. (in Russ.)
6. Grygoryev S. N., Tarasova T. V., Gvozdeva T. O., Novotny S. *Metallovedeniye I termicheskaya obrabotka metallov* [Metal Science and Heat Treatment], 2013, no. 5, pp. 242–246. DOI: 10.1007/s11041-013-9613-9
7. Grygoryev S. N., Fominsky V. Yu. Gusarov A. V. *Metallovedeniye I termicheskaya obrabotka metallov* [Metal Science and Heat Treatment], 2012, no. 1, pp. 34–40. DOI: 10.1007/s11041-012-9460-0
8. Grygoryev S. N., Romanov N. I., Fominsky V. Yu. *Trenye i iznos* [Journal of Friction and Wear], 2012, vol. 34, no. 4, pp. 262–269. DOI: 10.3103/S1068366613040053
9. Fominskii V. Y., Romanov R. I., Grigoriev S. N., Nevolin V. N. *Technical Physics. The Russian Journal of Applied Physics*, 2012, vol. 57, no. 4, pp. 516–523. DOI: 10.1134/S1063784212040081
10. Tarasova T. V., Nazarov A. P. *Stankoinstrument*, 2015, no. 1 (1), pp. 52–57. (in Russ.)
11. Shaipov R. H., Kerimov E. Yu., Slysarenko E. M. *Vestnik Moscovskogo unversiteta. Series 2: Chemistry* [Moscow University Chemistry Bulletin], 2013, vol. 68, no. 6, pp. 290–292. DOI: 10.3103/S0027131413060060
12. <http://www.polema.net/>
13. *The International Centre for Diffraction Data*. PDF release 2012.01-071-4652.
14. *The International Centre for Diffraction Data*. PDF release 2012.01-089-4307.
15. *Physical Encyclopedia*. Ed. A. M. Prokhoroviy Moscow, Soviet Encyclopedia Publ., 1990, vol. 2, pp. 389. (in Russ.)

Терновая Вера Евгеньевна – к. ф.-м. н., старший преподаватель кафедры физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет; тел.: +7(951) 8715347, e-mail: ternovaya@phys.vsu.ru

Ивков Сергей Александрович – аспирант, ведущий электроник кафедры физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет; тел.: +7(473) 2208363

Мазалов Алексей Борисович – генеральный директор АО «Центр технологической компетенции аддитивных технологий»; тел. +7(909) 2101144, e-mail: mab@vselmash.ru

Домашевская Эвелина Павловна – д. ф.-м. н., профессор, зав. кафедрой физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет, тел.: +7(473)2208363, e-mail: ftt@phys.vsu.ru

Рябцев Станислав Викторович – д. ф.-м. н., с. н. с. кафедры физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет; тел.: +7(951) 5609911, e-mail: ryabtsev@phys.vsu.ru

Vera E. Ternovaya – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Lecturer of Solid State Physic and Nanostructures Department; tel.: +7(951) 8715347, e-mail: ternovaya@phys.vsu.ru

Sergey A. Ivkov – post-graduate student, Leading Electronics of Solid State Physic and Nanostructures Department, Voronezh State University; tel.: +7(473) 2208363

Aleksey B. Mazalov – General Director of JSC «Addictive Technologies Center»; tel. +7(909) 2101144, e-mail: mab@vselmash.ru

Evelina P. Domashevskaya – Dr. Sci. (Phys.-Math.), Full Professor, Head of Solid State Physic and Nanostructures Department, Voronezh State University; tel.: +7(473) 2208363, e-mail: ftt@phys.vsu.ru

Stanislav V. Ryabtsev – Dr. Sci. (Phys.-Math.), Senior Researcher of the Solid State Physics and Nanostructures Department, Voronezh State University; tel.: +7(951) 5609911, e-mail: ryabtsev@phys.vsu.ru