

СТРУКТУРА,  
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.25'26'28:539.374

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ  
СПЛАВА Co–Cr–Mo, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ 3D-ПЕЧАТИ

© 2019 г. Н. В. Казанцева<sup>a, b, \*</sup>, И. В. Ежов<sup>a</sup>, Д. И. Давыдов<sup>a</sup>, А. Г. Меркушев<sup>b</sup>

<sup>a</sup>Институт физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

<sup>b</sup>Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
ул. Ленина, 51, Екатеринбург, 620002 Россия

\*e-mail: kazantseva-11@mail.ru

Поступила в редакцию 20.05.2019 г.

После доработки 09.07.2019 г.

Принята к публикации 13.07.2019 г.

Проведено сравнительное исследование микроструктуры и прочностных характеристик сплава Co–Cr–Mo, полученного аддитивным методом, использующим селективное лазерное сплавление (СЛС) в 3D-принтере EOSINT M280, и дуговой плавкой в атмосфере гелия. Обнаружено протекание мартенситного превращения в СЛС-образцах. Методом наноиндентирования обнаружено, что микротвердость  $H_{IT}$  СЛС сплава выше, чем литого, что, вероятно, связано с обнаруженным высоким уровнем поверхностных остаточных напряжений в СЛС-образце. Обнаружено, что СЛС-сплав после стандартного отжига имеет двухфазную (ГЦК + ГПУ)-структуру, в отличие от литого сплава, который после такого отжига сохраняет однофазную ГЦК-структуру.

*Ключевые слова:* аддитивные технологии, сплав Co–Cr–Mo, микроструктура, фазовый состав, механические свойства

DOI: 10.1134/S0015323019120088

ВВЕДЕНИЕ

Co–Cr–Mo-сплавы более 70 лет успешно используются в медицине как ортопедические имплантаты благодаря их высокой биосовместимости, хорошей комбинации прочности и сопротивления усталостному разрушению, низкой ползучести и высокому сопротивлению коррозии [1]. Другим направлением применения этого сплава в медицине является стоматология, в частности, сплав Co–Cr–Mo служит материалом для изготовления зубных протезов [2]. Этот сплав устойчив в агрессивной среде ротовой полости, а его высокая прочность и износостойкость служат залогом хорошего качества и долговечности зубопротезных конструкций [3].

В отличие от традиционных методов изготовления, метод аддитивных технологий позволяет производить детали с геометрией любой сложности, например, специальные пористые структуры и решетки или полые конструкции. Это позволяет использовать аддитивные технологии в медицине, поскольку возможно изготовление имплантатов с большой точностью и с учетом индивидуальных особенностей человеческого организма. Перечисленные преимущества аддитивных технологий при реализации в медицине вызывают в настоящее время большой интерес у исследователей. Обнаруже-

но, что сплавы Co–Cr–Mo, полученные методом селективного лазерного сплавления (СЛС), обладают специфической микроструктурой, определяющей их механические свойства [4].

Механические свойства СЛС-сплавов Co–Cr–Mo зависят не только от химического состава использованного порошка, но также от условий получения и ориентации образца к направлению роста при его синтезе [2]. Аналогичная зависимость была обнаружена в СЛС титановых сплавах и сталях [5, 6]. Необходимо учитывать особенности метода селективного лазерного сплавления и их влияние на механические свойства полученных сплавов [7]. Основной проблемой СЛС-сплавов на основе Co–Cr–Mo на сегодня является получение материалов с низкой дефектностью и высокими механическими свойствами [8]. Присутствие тугоплавкого молибдена в составе исходного порошка в большинстве случаев приводит к формированию непроплавленных порошинок или пор в СЛС материале, которые служат концентраторами напряжений и провоцируют быстрое разрушение изделия [2]. Плотность СЛС-сплава Co–Cr–Mo очень сильно зависит от параметров процесса сплавления. Максимальная плотность СЛС-сплава Co–Cr–Mo по литературным данным составила 99.8% [8].

**Таблица 1.** Химический состав порошка (ТУ), мас. %

Co	Cr	Mo	Si	Mn	Fe
66.64	26.8	5.35	0.31	0.27	0.25
Ni	S	P	O	N	C
0.1	0.0015	0.03	0.029	0.14	0.082

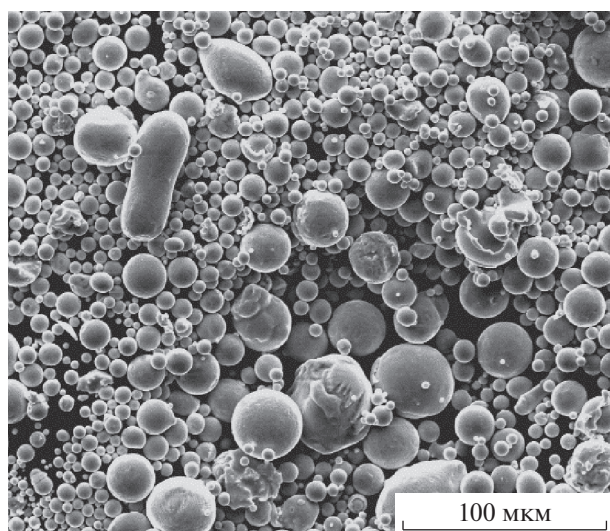
Целью данной работы является анализ микроструктуры и механических характеристик (микротвердости и модуля упругости) сплава Co–Cr–Mo, полученного методом селективного лазерного сплавления.

## МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Для изготовления образцов был взят порошок Co–Cr–Mo, произведенный компанией “Полема” (Россия). Химический состав порошка по ТУ 14-22-265-2016, марка ПР-КХ28М6, близкий к сплаву ASTM F1537, используемому для получения изделий медицинского назначения, приведен в табл. 1 [9].

Структура исходного порошка представлена на рис. 1. Максимальный размер порошинок составил 40–50 мкм.

Образцы размерами 10 × 10 × 100 мм были получены методом СЛС с помощью установки EOS-SINT M280 (EOS GmbH), оборудованной итербиевым волоконным лазером, работающим на длине волны 1075 нм (IPG Photonics Corp.), в Региональном инжиниринговом центре УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина. Толщина порошкового слоя составляла 30 мкм, использовалась схема возвратно-поступательного сканирования в атмосфере азота с расстоянием между проходами лазера при ска-

**Рис. 1.** Структура исходного Co–Cr–Mo порошка.

нировании 100 мкм. Концентрация кислорода в камере составляла 0.07–0.12%. Мощность лазера и скорость сканирования составили 400 Вт и 2 м/с, соответственно. Для сравнения из этого же порошка был выплавлен образец диаметром 10 длиной 60 мм в дуговой печи в атмосфере гелия с трехкратным переплавом и с последующей разливкой в медную изложницу. Для снятия упругих напряжений в полученных образцах был проведен стандартный для образцов, полученных обычными способами литья, отжиг при 1150°C в течение 30 мин в вакууме.

Механические свойства при наноиндентировании (микротвердость и модуль упругости) были измерены в центре коллективного пользования ИФМ УрО РАН при комнатной температуре с помощью установки NanoTest, при нагрузке 32 мН и времени приложения нагрузки 10 с. Расчет упругих модулей был выполнен по методу Оливера и Парра [10]. Исследование структуры было выполнено с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) Теснаі G2 30 Twin, сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) QUANTA-200, оборудованного энерго-дисперсионным спектрометром для элементного анализа EDAX, и оптического микроскопа Микромемед Мет. Рентгеноструктурный анализ был выполнен с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-3 в излучении  $\text{CuK}\alpha$ . Плотность полученных образцов определяли методом Архимеда. Подготовку образцов для СЭМ и оптической микроскопии проводили с использованием общепринятых процедур полировки. После этого осуществляли электрополировку в растворе этилового (70%) и бутилового (15%) спиртов с хлорной кислотой (15%). Для выявления микроструктуры был использовали метод травления в том же растворе.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

### Рентгеноструктурный анализ

Результаты рентгеноструктурного анализа исследованных образцов представлены на рис. 2. Был выбран диапазон углов, в котором должны наблюдаться самые сильные линии ГЦК- и ГПУ-фаз. Как можно видеть из рис. 2, независимо от метода получения сплав является однофазным ( $\gamma$ -фаза, ГЦК) как в исходном состоянии, так и после отжига. При этом отмечается наличие ростовой кубической текстуры в литом сплаве по изменению после отжига интенсивности дифракционных линий (в общем случае для ГЦК самая сильная линия (111)). Дополнительных линий от интерметаллидных фаз (типа  $\text{Co}_2\text{Cr}_3$ ) или карбидов, которые могли бы образоваться в этих сплавах, не обнаружено.

Изменения параметра решетки ( $a$ )  $\gamma$ -фазы исследованных образцов в зависимости от способа получения и термообработки представлены в

**Таблица 2.** Параметры кристаллической решетки ГЦК  $\gamma$ -фазы исследованных образцов

Параметр	Литой	Литой (отжиг)	СЛС	СЛС (отжиг)
$a$ , нм $\pm 0.0002$	0.3581	0.3549	0.3556	0.3568

табл. 2. Параметр ГЦК-кристаллической решетки был рассчитан по линии (311).

В отличие от литого сплава, в котором обнаружены крупные зерна миллиметровых размеров, микроструктура СЛС-сплава имеет мелкокристаллическое строение (рис. 3).

Размер зерен в СЛС-образце составляет 10–20 мкм (рис. 3). Дендритную структуру сплава, полученного дуговой плавкой, и СЛС-сплава можно видеть на рис. 3а, 3б. После релаксационного отжига в литом сплаве дендритная структура сохраняется (рис. 3в).

В СЛС-сплаве после отжига дендриты не наблюдаются, при этом мелкокристаллическая структура сохраняется (рис. 3г).

Результаты химического микроанализа образцов в исходном состоянии (литой и СЛС) по данным СЭМ приведены в табл. 3, 4. (Средний по образцу химический состав определяли по 10 точкам.)

В литом образце наблюдаются области, обогащенные и обедненные молибденом вследствие дендритной ликвации. В результате в литом образце ниже среднее содержание молибдена и выше кобальта по сравнению с СЛС образцом. При исследовании литого образца методами СЭМ были обнаружены крупные (~2 мкм) частицы, обогащенные молибденом. Пористость, оцененная по данным СЭМ, в литом образце оказалась выше, чем в образце, изготовленном СЛС. Измеренная плотность полученных образцов составила 8.22 г/см<sup>3</sup> – для литого и 8.25 г/см<sup>3</sup> – для СЛС. В сравнении с плотностью сплава ASTM F1537 (8.29 г/см<sup>3</sup>) [9] полученная плотность составляет 99.1% для литого и 99.6% – для СЛС образца.

### Наноиндентирование

В табл. 5 приведены результаты наноиндентирования исследованных образцов. Погрешность измерений при наноиндентации, рассчитанная по методу Стьюдента, составила 2%. Величины модуля упругости при индентировании ( $E_{IT}$ ) литого и СЛС сплава близки, однако микротвердость при индентировании ( $H_{IT}$ ) сильно различается. Взяв за эталонное состояние полученную при индентировании микротвердость в литом отожженном сплаве ( $H_{IT0}$ ), была рассчитана величина остаточных упругих поверхностных напряжений ( $\sigma_{ост}$ ) в образцах как разность между  $H_{IT}$  и  $H_{IT0}$  [11]. Можно обратить внимание на различие в знаках полученных значений упругих поверхностных напряжений. Для СЛС-образцов  $\sigma_{ост}$  имеют положительные значения, что означает присут-

**Таблица 3.** Средний по образцу химический состав литого сплава, мас. %

Co	Cr	Mo	Si	Mn	Fe
66.16	27.25	4.45	0.38	0.75	1.01

**Таблица 4.** Средний по образцу химический состав СЛС сплава, мас. %

Co	Cr	Mo	Si	Mn	Fe
62.75	27.26	7.39	0.51	0.85	1.23

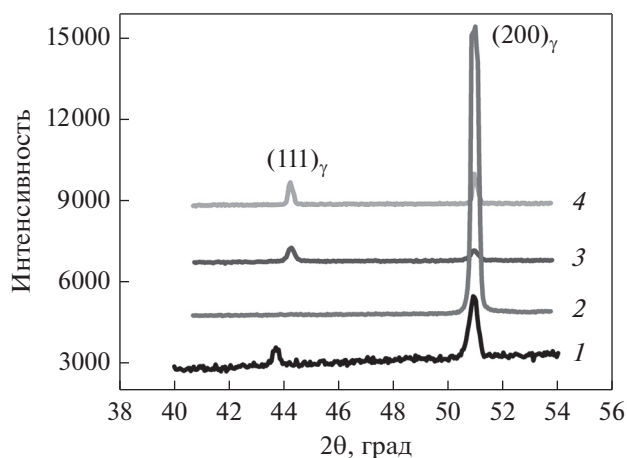
**Таблица 5.** Результаты наноиндентирования сплава в различном состоянии

Параметр	Литой	СЛС	Литой (отжиг)	СЛС (отжиг)
$E_{IT}$ , ГПа	296	295	295	310
$H_{IT}$ , ГПа	4.9	6.3	5.1	5.3
$\sigma_{ост}$ , МПа	–200	1200	–	200

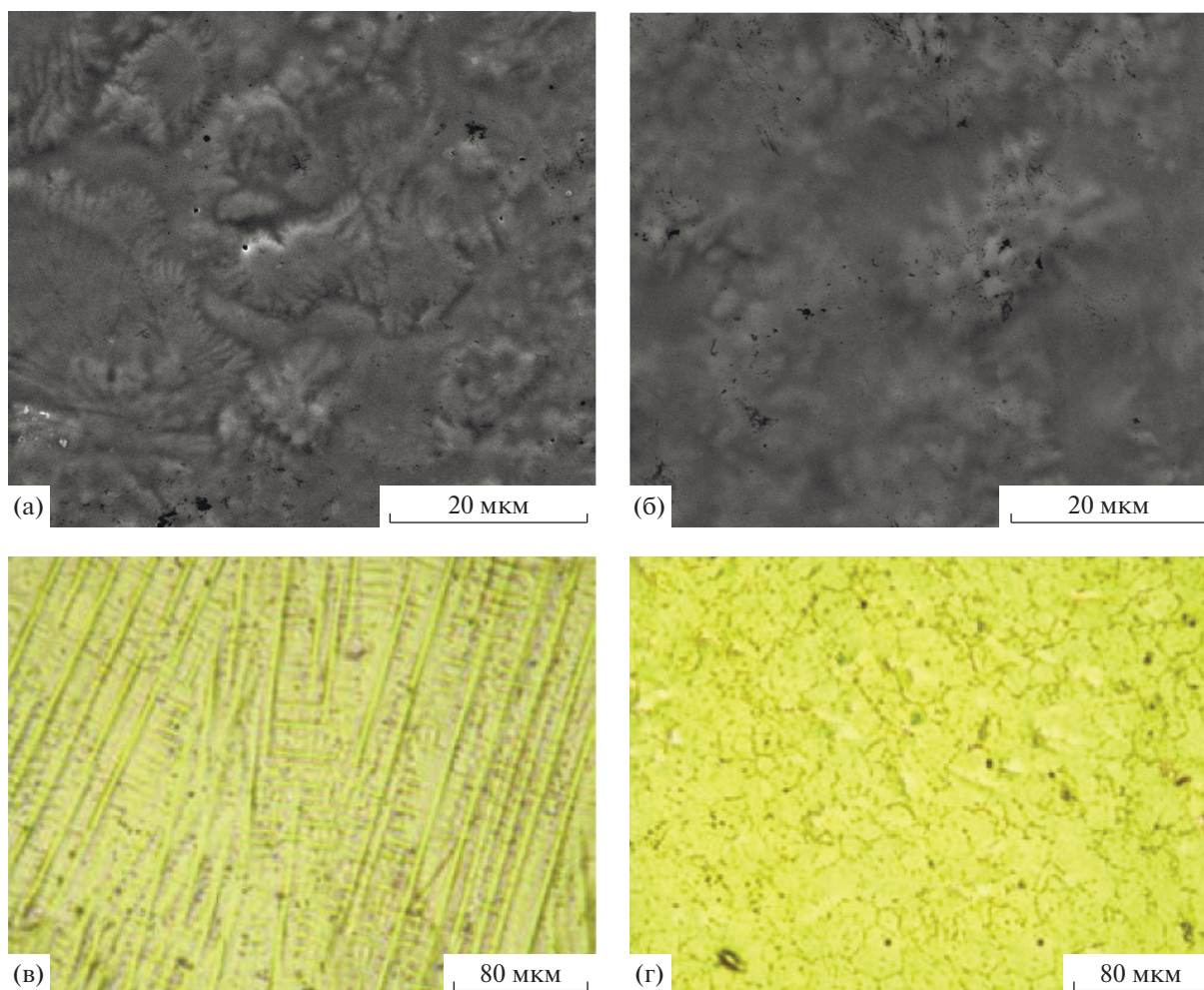
ствии растягивающих напряжений. В литом образце  $\sigma_{ост}$  – отрицательные, т.е. присутствуют сжимающие остаточные упругие напряжения. Подобный характер остаточных упругих напряжений был обнаружен нами ранее в титановых образцах Ti–6Al–4V, также полученных методом СЛС [5].

### Просвечивающая электронная микроскопия

Структура ГЦК  $\gamma$ -фазы с повышенной плотностью дефектов и двойниками наблюдается в ли-



**Рис. 2.** Дифрактограммы исследованных сплавов: 1 – литой; 2 – литой (отжиг); 3 – СЛС; 4 – СЛС (отжиг).



**Рис. 3.** Изображения микроструктуры исследованного сплава: а – литой; б – СЛС; в – литой (отжиг), г – СЛС (отжиг), а, б – СЭМ, в, г – оптическая металлография.

том сплаве (рис. 4). На рис. 4 представлены темнопольные снимки, полученные в рефлексе двойника и матрицы, плоскость двойникования типа  $\{111\}$ .

Диффузное рассеяние (тяжи) на электронограммах, полученных с областей с двойниками, сопровождают основные рефлексы, указывая на наличие дефектов упаковки.

После отжига литого образца в структуре обнаружены ГЦК-микродвойники (рис. 5). Крупных ГЦК-двойников и областей ГПУ-фазы не обнаружено.

Структура СЛС-сплава в исходном состоянии и после отжига представлена на рис. 6 и 7. На снимках микроструктуры СЛС-сплава в исходном состоянии можно видеть однофазную  $\gamma$ -область с большим количеством двойников внутри (рис. 6). При этом плотность двойников в этом образце выше, чем в литом.

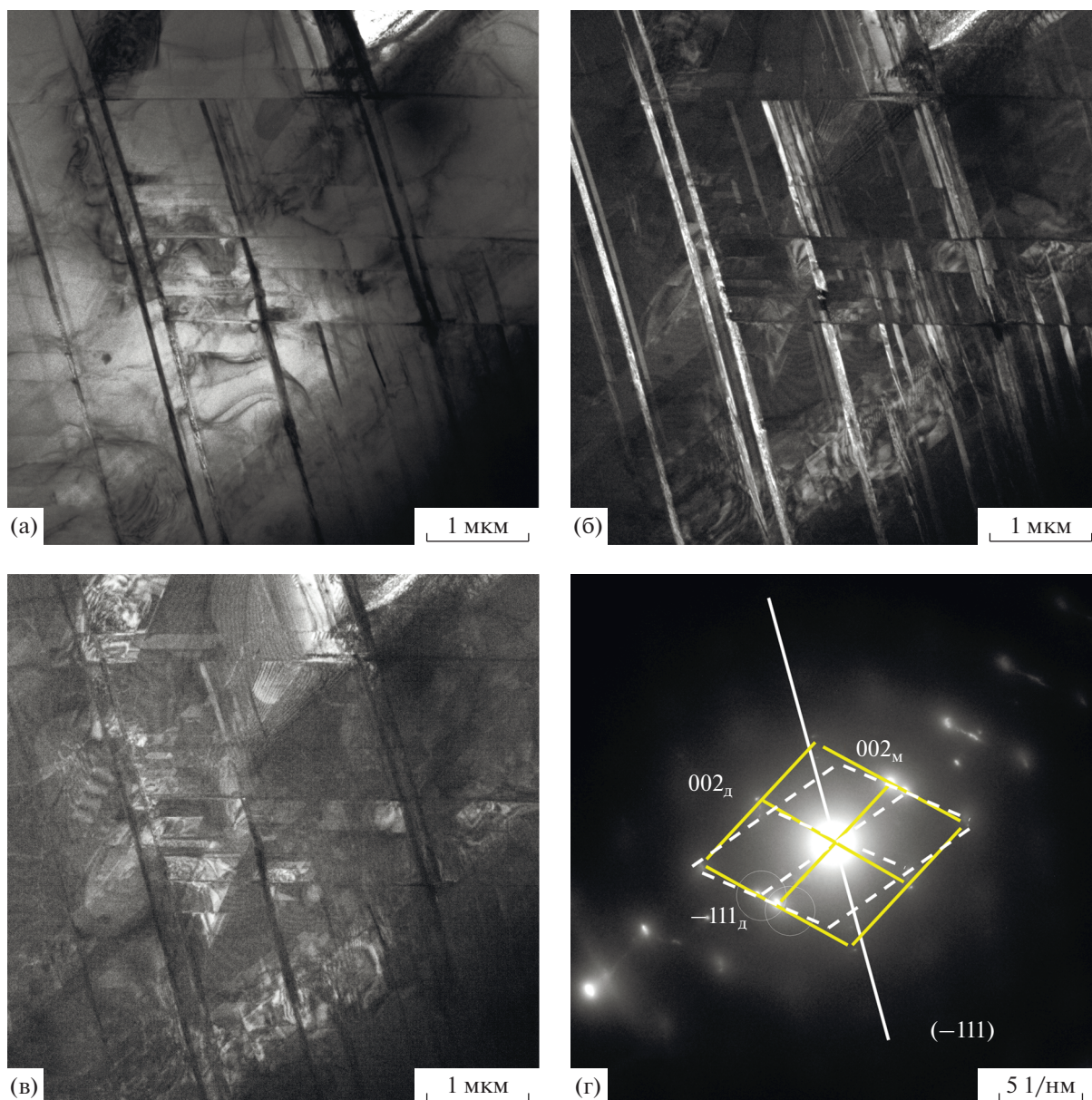
На микроэлектронограммах, полученных от областей, содержащих двойники, также можно видеть характерные тяжи (диффузное рассеяние),

свидетельствующие о присутствии дефектов упаковки (рис. 6г).

В СЛС-сплаве после отжига обнаружено присутствие двухфазных  $\gamma + \epsilon$ -областей (рис. 7). На микроэлектронограммах вместо тяжелой можно видеть хорошо выраженные рефлексы ГПУ-фазы (рис. 7б).

Ориентационные соотношения между ГЦК- и ГПУ-фазой в этом сплаве соответствуют ориентационным соотношениям Нишиямы–Ваасермана [12]. Поскольку присутствие ГПУ  $\epsilon$ -фазы обнаружено только по данным просвечивающей электронной микроскопии и не обнаружено с помощью рентгеноструктурного анализа, это может означать, что ее содержание в сплаве низкое (менее 5%).

Кроме того, во всех исследованных образцах обнаружены мелкие частицы. Размер и количество частиц увеличивается при отжиге. Химический анализ в сканирующем режиме ПЭМ показал, что эти частицы обогащены кремнием. Поскольку те же самые частицы обнаружены и в



**Рис. 4.** ПЭМ-изображения микроструктуры литого сплава: (а) светлопольное изображение, (б) темнопольное изображение в рефлексе двойника, (в) темнопольное изображение в рефлексе матрицы, (г) соответствующая микроэлектроннограмма, ось зоны [110], плоскость двойникового  $(\bar{1}11)_{ГЦК}$ . Сплошной линией выделена ячейка для матрицы, штрихом – для двойника.

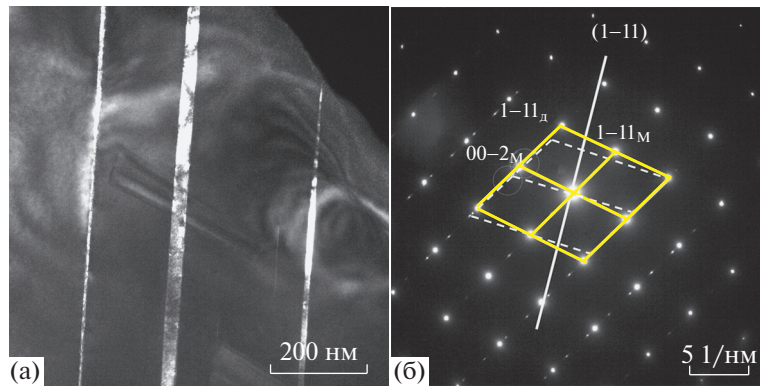
литом, и в СЛС сплаве, то их появление, очевидно, не связано с технологией селективного лазерного сплавления. Анализ кристаллической структуры и химического состава частиц будет представлен в отдельной работе.

### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

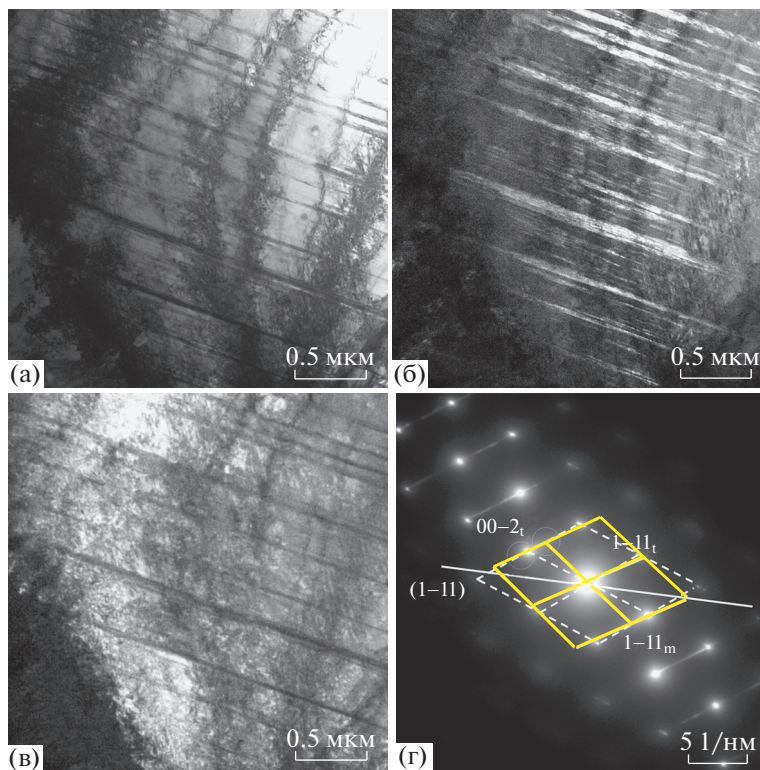
Структура сплава Co–28Cr–6Mo состоит из двух основных фаз: ГЦК  $\gamma$ -фазы и ГПУ  $\epsilon$ -фазы, кроме того могут присутствовать карбиды хрома и молибдена [13]. Количество и состав карбидов

зависит от химического состава сплава Co–Cr–Mo и определяет его трибологические свойства [13]. В сплавах Co–Cr–Mo температура полиморфного превращения ГЦК–ГПУ составляет  $970^\circ\text{C}$ . Переход в этих сплавах от фазы (ГЦК) к фазе (ГПУ) очень медленный из-за низкой величины химической движущей силы, таким образом, метастабильная  $\gamma$ -фаза становится доминирующей фазой [14]. Образование ГПУ  $\epsilon$ -фазы происходит по мартенситному механизму.

Таким образом, наличие в литом сплаве только ГЦК  $\gamma$ -фазы хорошо согласуется с литератур-



**Рис. 5.** ПЭМ-изображения микроstructures литого отожженного сплава: (а) темнопольное изображение в рефлексе ГЦК двойника, (б) соответствующая микроэлектронограмма, ось зоны  $[110]_{\text{ГЦК}}$ , плоскость двойникования  $(-111)_{\text{ГЦК}}$ . Сплошной линией выделена ячейка для матрицы, штрихом – для двойника.



**Рис. 6.** ПЭМ-изображения микроstructures СЛС сплава: а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение в рефлексе двойника (штрих); в – темнопольное изображение в рефлексе матрицы; г – соответствующая микроэлектронограмма, ось зоны  $[110]_{\gamma}$ . Сплошной линией выделена ячейка для матрицы, штрихом – для двойника.

ными данными. Проведение релаксационного отжига с последующим медленным охлаждением литого сплава также не приводит к мартенситному переходу ГЦК–ГПУ (рис. 2, 4–5). Согласно литературным данным, ГЦК–ГПУ превращение в сплавах Со–Сг–Мо может быть достигнуто с помощью пластической деформации [15], закалкой из ГЦК-высокотемпературной области [15] или посредством изотермического старения в температурном диапазоне 800–850°C [16]. Энергия дефектов упаковки в ГЦК кобальте очень низкая и

составляет 10–50 мДж/м<sup>2</sup> [17]. Дефекты упаковки, образованные частичными дислокациями Шокли, служат зародышами для образования ГПУ фазы. Эти же дефекты упаковки участвуют и в формировании ГЦК-двойников. В сплавах Со–Сг–Мо было обнаружено, что структура мартенситной ГПУ ε-фазы содержит большое количество дефектов упаковки [13]. Двухфазная γ + ε-структура была также обнаружена в СЛС-сплаве Со–29Сг–6Мо в [18]. Причиной возникновения такой структуры является выбор режима работы

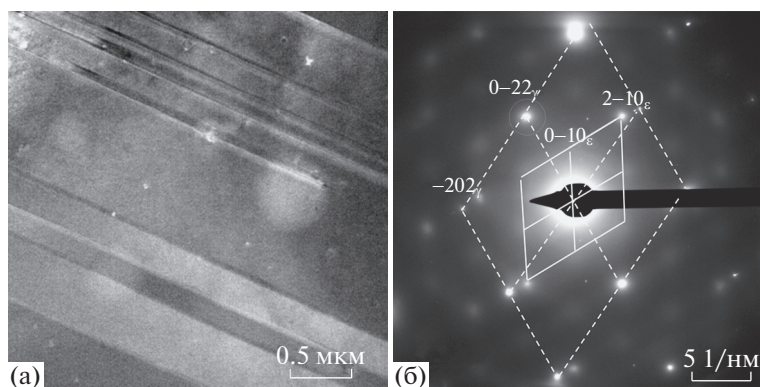


Рис. 7. ПЭМ-изображения микроструктуры отожженного СЛС сплава: а – темнопольное изображение в рефлексе (2–20) $\epsilon$ ; б – соответствующая микроэлектронграмма, ось зоны [0.01] $_{\text{ГПУ}} \parallel [111]_{\text{ГЦК}}$ .

лазера и стратегии сканирования в 3D-принтере. В нашем случае, в полученном методом СЛС-сплаве формирование нестабильной однофазной  $\gamma$ -структуры с большим количеством двойников происходит в процессе его синтеза за счет быстрого теплоотвода окружающим порошком. Такой эффект является специфической особенностью метода селективного лазерного сплавления [7]. В работе [19] сообщалось, что мартенситное превращение  $\gamma \rightarrow \epsilon$  в закаленных сплавах Co–Cr–Mo, полученных обычным способом литья, зависит от размера зерна, и может быть подавлено при размере зерна меньше 90 мкм. В исследованном СЛС-сплаве, подвергающемся быстрому охлаждению при изготовлении в 3D принтере, размер зерна составил 10–20 мкм. Проведенный в настоящей работе релаксационный отжиг СЛС-сплава при 1150°C в течение 30 мин способствует снижению внутренних напряжений, что подтверждается появлением ГПУ-рефлексов на ПЭМ дифракционных снимках (рис. 7), и снижению микротвердости (табл. 5).

Кроме карбидов в сплавах Co–Cr–Mo, полученных обычным способом литья, может образовываться сигма фаза  $\text{Cr}_{0,6}\text{Co}_{0,4}$  ( $\sigma$ -фаза, структурный тип  $\text{Cr}_{0,49}\text{Fe}_{0,51}$ , пространственная группа  $P42/mnm$  (136)). В сплавах Co–Cr–Mo в состав сигма-фазы также входит молибден ( $\text{Co}_{0,6}(\text{Cr},\text{Mo})_{0,4}$ ). Эта фаза является равновесной согласно диаграмме состояния Co–Cr–Mo [20]. Сигма-фаза относится к разряду топологически плотноупакованных фаз (ТПУ) и является нежелательной фазой, поскольку приводит к сильному охрупчиванию сплава [21]. В сплаве Co–29Cr–6Mo, полученном обычным способом литья, образование сигма-фазы было обнаружено на границах зерен после изотермического отжига при 800°C в течение 24 ч [22]. Также было показано, что в литом сплаве Co–Cr–Mo (ASTM F-75) образование сигма фазы происходит при карбидных превращениях во время затвердевания сплава [23]. В настоящем исследовании присутствие сигма-фазы не

было обнаружено ни в исходном литом сплаве, ни в литом сплаве после отжига. Возможно, это связано с тем, что в качестве исходной лигатуры был взят порошок Co–Cr–Mo, что позволило получить более однородный состав сплава. В СЛС-сплавах Co–Cr–Mo сигма-фаза была обнаружена после дополнительного старения при 900°C в течение 2-х ч, что сопровождалось резким повышением микротвердости по сравнению с исходным значением (СЛС, ASTM F75) [24]. В СЛС-сплаве, полученном в настоящем исследовании, предварительный анализ морфологии различных выделений и их химического состава не показал присутствие сигма-фазы ни в исходном (СЛС) состоянии, ни после отжига при 1150°C в течение 30 мин. Это может свидетельствовать о том, что данный режим релаксационной термообработки может быть достаточно успешно использован для получения необходимого фазового и структурного состояния изделий из сплава Co–Cr–Mo, полученных методом селективного лазерного сплавления. Повышение микротвердости СЛС-сплава по сравнению с литым состоянием, обнаруженное в данной работе, согласуется с литературными сведениями. Повышение прочностных характеристик в сплаве Co–Cr–Mo, полученном методом СЛС, по сравнению с литым состоянием, также было обнаружено в работе [25].

## ВЫВОДЫ

При исследовании структуры, фазового состава и механических свойств (модулей упругости и микротвердости) сплава Co–Cr–Mo, полученного методом селективного лазерного сплавления (СЛС) или дуговой плавкой в атмосфере гелия, сделаны следующие выводы:

1. СЛС-сплав имеет однофазное (ГЦК) нестабильное состояние.
2. После отжига СЛС-сплава обнаружено протекание мартенситного  $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращения. Выбранный режим релаксационной термообработки

приводит к формированию равновесного двухфазного состояния.

3. Обнаружен высокий уровень поверхностных растягивающих остаточных упругих напряжений в СЛС-сплаве.

Работа выполнена в рамках государственного задания по темам: “Диагностика” № АААА-А18-118020690196-3 и “Давление” № АААА-А18-118020190104-3, а также при поддержке РФФИ (грант № 17-03-000-84). Образцы для исследования были изготовлены в Региональном инжиниринговом центре, УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина. Структурные исследования и наноиндентирование были выполнены в центрах коллективного пользования ИФМ УрО РАН.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Disegi J.A., Kennedy R.L., Pilliar R.* Cobalt-Base Alloys for Biomedical. Applications Virginia: ASTM STP 1365, 1999. 229 p.
2. *Dikova T.* Bending fracture of Co–Cr dental bridges, produced by additive technologies: experimental investigation // *Procedia Structural Integrity*. 2018. V. 13. P. 461–468.
3. *Anusavice K.J., Shen C., Rawls H.R.* Phillips' science of dental materials. Elsevier Health Sciences, 2013. 592 p.
4. *Lu Y., Wu S., Gan Y., Li J., Zhao C., Zhuo D., Lin J.* Investigation on the microstructure, mechanical property and corrosion behavior of the selective laser melted Co–CrW alloy for dental application // *Mater. Sci. Eng.: C*. 2015. V. 49. P. 517–525.
5. *Kazantseva N.V., Ezhov I.V., Vinogradova N.I., Karabanalov M.S., Fefelov A.S., Oleneva O.A.* Effect of Built Geometry on the Microstructure and Strength Characteristics of the Ti–6Al–4V Alloy Prepared by the Selective Laser Melting // *The Phys. Met. Metal*. 2018. V. 119. № 11. P. 1079–1086.
6. *Alsalla H., Hao L., Smith C.W.* Effect of build orientation on the surface quality, microstructure and mechanical properties of selective laser melting 316l stainless steel // *Rapid prototyping journal*. 2018. V. 24. № 1. p. 9–17.
7. *Kazantseva N.* Main factors affecting the structure and properties of titanium and cobalt alloys manufactured by the 3D printing // *IOP Conf. Series: Journal of Physics: Conf. Series*. 2018. V. 1115. P. 042008 (1–6).
8. *Liverania E., Balbob A., Monticellib C., Leardinic A., Belvederec C., Fortunato A.* Corrosion resistance and mechanical characterization of ankle prostheses fabricated via selective laser melting // *Procedia CIRP*. 2017. V. 65. P. 25–31.
9. *Rosenthal R., Cardoso B.R., Bott I.S., Paranhos R.P.R., Carvalho E.A.* Phase characterization in as-cast F-75 Co–Cr–Mo–C alloy // *J. Mater. Sci*. 2010. V. 45. P. 4021–4028.
10. *Oliver W.C., Pharr G.M.* An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // *J. Mat. Res*. 1992. V. 7. P. 1564–1583.
11. ГОСТ РФ No 57172-2016 “Определение поверхностных остаточных напряжений методом наноиндентирования”. М: Стандартинформ, 2016.
12. *Balagna C., Spriano S., Faga M.G.* Characterization of Co–Cr–Mo alloys after a thermal treatment for high wear resistance // *Mater. Sci. Eng. C*. 2012. V. 32. P. 1868–1877.
13. *Omori T., Ito W., Ando K., Oikawa K., Kainuma R., Ishida K.* FCC/HCP Martensitic Transformation and High-Temperature Shape Memory Properties in Co–Si Alloys // *Mater. Transactions*. 2006. V. 47. № 9. P. 2377–2380.
14. *Atamert S., Bhadeshia H.* Comparison of the microstructures and abrasive wear properties of stellite hardfacing alloys deposited by arc-welding and laser cladding // *Metal. Trans. A - Physical Metallurgy and Mater. Sci*. 1989. V. 20. № 6. P. 1037–1054.
15. *Huang P., Lopez H.F.* Effects of grain size on development of athermal and strain induced epsilon martensite in Co–Cr–Mo implant alloy // *Mater. Sci. Techn*. 1999. V. 15. № 2. P. 157–164.
16. *Saldívar A.J., López H.F.* Role of aging on the martensitic transformation in a cast cobalt alloy // *Scripta Materialia*. 2001. V. 45. № 4. P. 427–433.
17. *Persson D.H.E., Jacobson S., Hogmark S.* Effect of temperature on friction and galling of laser processed Norem 02 and Stellite 21 // *Wear*. 2003. V. 255. № 1. P. 498–503.
18. *Takaichi A., Suyalatu, Nakamoto T., Joko N., Nomura N., Tsutsumi Y., Migita S., Doi H., Kurosu S., Chiba A., Wakabayashi N., Igarashi Y., Hanawa T.* Microstructures and mechanical properties of Co–29Cr–6Mo alloy fabricated by selective laser melting process for dental applications // *J. Mech. Behav. Biomed. Mater*. 2013. V. 21. P. 67–76.
19. *Huang P., Lopez H.F.* Athermal  $\epsilon$ -martensite in a Co–Cr–Mo alloy: Grain size effects // *Mater. Letters*. 1999. V. 39. P. 249–253.
20. *Шаунов П.Х., Керимов Э.Ю., Слюсаренко Е.М.* Фазовые равновесия в сплавах системы Co–Cr–Mo при 1375 К с содержанием кобальта более 50 ат. % // *Вестн. Моск. ун-та. Сер. 2. Химия*. 2013. Т. 54. № 6. С. 342–345.
21. *Yamanaka K., Mori M., Kuramoto K., Chiba A.* Development of new Co–Cr–W-based biomedical alloys: Effects of microalloying and thermo-mechanical processing on microstructures and mechanical properties // *Mater. & Design*. 2014. V. 55. P. 987–998.
22. *Mori M., Yamanaka K., Chiba A.* Phase decomposition in biomedical Co–29Cr–6Mo–0.2N alloy during isothermal heat treatment at 1073 K // *J. Alloys and Compounds*. 2014. V. 590. P. 411–416.
23. *Ramírez L.E., Castro M., Méndez M., Lacaze J., Herrera M., Lesoult G.* Precipitation path of secondary phases during solidification of the Co–25.5%Cr–5.5%Mo–0.26%C alloy // *Scripta Materialia*. 2002. V. 47. № 12. P. 811–816.
24. *Zhang M., Yang Y., Song C., Bai Y., Xiao Z.* An investigation into the aging behavior of CoCrMo alloys fabricated by selective laser melting // *J. Alloys and Compounds*. 2018. V. 750. P. 878–886.
25. *Тарасова Т.В., Назаров А.П., Прокофьев М.В.* Влияние режимов селективного лазерного плавления на структуру и физико-механические свойства жаропрочных кобальтовых сплавов // *ФММ*. 2015. Т. 116. № 6. С. 636–641.