

УДК 621.791

Влияние размера и характера распределения карбидных включений на свойства порошкового сплава системы Co–Cr–Mo

Поляков Сергей Алексеевич

sergei.polyakov@uec-saturn.ru
SPIN-код: 1886-4923

Ширяев Евгений Александрович

evgeny.shiryaev@uec-saturn.ru
SPIN-код: 5586-6410

Хрящев Илья Игоревич

ilya.hryashev@uec-saturn.ru
SPIN-код: 6704-3094

ПАО «ОДК-Сатурн», Рыбинск, Россия

Аннотация. Представлены результаты исследования по образованию карбидных включений в опытных партиях порошкового сплава на основе кобальта, их влиянию на микроструктуру и физико-механические свойства синтезированного материала. Получены зависимости размеров и распределения карбидных включений при высоко-температурном испытании на длительную прочность сплава системы Co–Cr–Mo. Указаны возможные причины различного распределения и размеров карбидных включений в материале.

Ключевые слова: кобальтовый сплав, аддитивное производство, селективное сплавление, карбидные включения, механические свойства, металлпорошковая композиция

Influence of the size and distribution of carbide inclusions on the properties of the Co–Cr–Mo powder alloy

Polyakov Sergey Alekseevich

sergei.polyakov@uec-saturn.ru
SPIN-code: 1886-4923

Shiryaev Evgeny Alexandrovich

evgeny.shiryaev@uec-saturn.ru
SPIN-code: 5586-6410

Hryashev Ilya Igorevich

ilya.hryashev@uec-saturn.ru
SPIN-code: 6704-3094

PJSC UEC-Saturn, Rybinsk, Russia

Abstract. The results of a study on the formation of carbide inclusions in test batches of cobalt-based powder alloy, their effect on the microstructure and physical and mechanical properties of the synthesized material are presented. The dependences of the size and distribution of carbide inclusions during high-temperature long-term strength testing of the Co–Cr–Mo alloy are obtained. Possible reasons for the different distribution and sizes of carbide inclusions in the material are indicated.

Keywords: cobalt alloy, additive manufacturing, selective alloying, carbide inclusions, mechanical properties, metal powder composition

Введение. С учетом возможностей и особенностей метода аддитивного производства — селективного лазерного сплавления (СЛС) и используемого синтезируемого жаропрочного сплава системы Co–Cr–Mo, полученного из металлопорошковой композиции (МПК), в состав различных газотурбинных двигателей (ГТД) в настоящее время могут быть внедрены различные детали камеры сгорания и турбины [1].

Исходя из растворимости химических элементов в кобальте, упрочнение сплавов на его основе напрямую связано с образованием включений карбидов, нитридов и боридов на границах зерен в материале. Ранее в источниках [1, 2] уже описывалось влияние количественного содержания азота (N) и углерода (C) в допускаемом диапазоне в сплаве системы Co–Cr–Mo на соотношение ГЦК/ГПУ-фаз, на повышение пластичности и жаропрочности сплава (влияние боридов не учитывалось ввиду отсутствия данного элемента в лигатуре сплава). Но, несмотря на оптимальное количественное значение N и C, опытные партии данного сплава показали лишь незначительное увеличение жаропрочности (см. таблицу).

Изменение свойств сплава системы Co–Cr–Mo после отжига при комнатной и повышенной температурах при оптимальном содержании N и C

Свойства / Химический состав	N — 0,10-0,15 %; C — 0,09-0,14 %	
	Производитель № 1	Производитель № 2
σ_B , МПа (20/900/1000 °C)	1150/365/200	1170/370/220
σ_{02} , МПа (20/900/1000 °C)	636/265/200	690/320/214
δ_5 , % (20/900/1000 °C)	42/45/51	42/48/55
$\sigma_{дл}^{900} = 70$ МПа, время до разрушения, ч	45–70	Более 100
$\sigma_{дл}^{1000} = 35$ МПа, время до разрушения, ч	30–35	Более 100
Соотношение ГЦК / ГПУ-фазы в сплаве	80/20	90/10

Таким образом, целью данной работы стало исследование микроструктуры гранул МПК и синтезированного сплава системы Co–Cr–Mo от различных производителей после температурно-деформационных испытаний на оптическом бинокулярном и сканирующий электронном микроскопах с широким диапазоном увеличения с целью установления причин разброса механических свойств.

Материалы и методы исследований. Для изучения микроструктур гранул МПК и синтезированного сплава системы Co–Cr–Mo, и их зависимости влияния на свойства было выполнено:

- сравнение и оценка на электронном микроскопах структуры СЛС-сплава (подготовка микрошлифов с травлением электролитическим способом в растворе Каллинга), подвергающихся различным температурно-деформационным испытаниям;

– измерение физико-механических свойств термообработанного материала (кратковременная и длительная прочность материала) при комнатной и повышенной температурах на образцах, выполненных и испытанных по ГОСТ 1497, 9651, 10145.

Результаты. Было проведено исследование исходной МПК и синтезированного материала после различных испытаний на длительную прочность для выявления факторов влияния на физико-механические свойства. При этом параметры синтеза МПК и термической обработки синтезированного материала Co–Cr–Mo не претерпевали изменений для всех образцов исследования. В результате наблюдения и сравнения срезов гранул МПК (рис. 1) было обнаружено, что в МПК производителя № 1 присутствует фаза белого цвета по границам зерен; в МПК производителя № 2 в микроструктуре гранул МПК присутствует сильно выраженная фаза белого цвета не только по границам зерен, но и в самих зернах. По результатам химического анализа фаз в гранулах МПК, проведенного на электронном микроскопе, было отмечено, что в фазах белого цвета во всех МПК наблюдается увеличение углерода, кремния, молибдена и марганца. На основании данного наблюдения, химического анализа на электронном микроскопе, анализа литературных источников [3–5] и принципа получения такой структуры (высокоскоростная кристаллизация), был сделан вывод, что белая фаза — это пересыщенный раствор легкоплавких элементов в ГЦК-фазы γ -Co и карбидных/нитридных мелких включений.

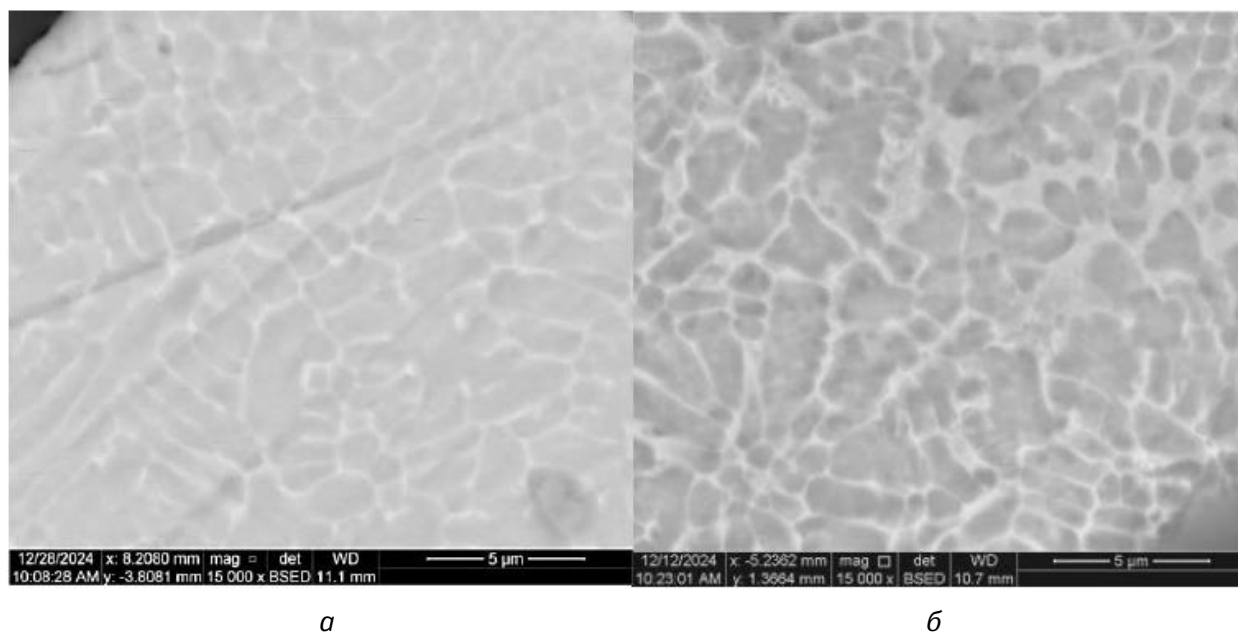


Рис. 1. Сравнение микроструктур гранул МПК различных производителей:

а — производитель № 1 (гранула МПК, газовая атомизация в инертном газе), X15000;
б — производитель № 2 (гранула МПК, газовая атомизация в инертном газе), X15000

Таким образом, большее количество мелкодисперсных карбидных включений содержится в материале производителя № 2 в исходных гранулах. И это несмотря на схожее весовое содержание углерода в сплавах производи-

теля № 1 (0,11 %) и № 2 (0,12 %). При этом за счет использования азота (содержание в обоих вариантах сплава не менее 0,1 %) была достигнуто достаточное количество ГЦК-фазы в сплаве. Однако это не способствовало достижению требуемой жаропрочности.

Далее на оптическом и электронном микроскопах была оценена микроструктура образцов сплава системы Co–Cr–Mo производителей № 1 и 2, подвергнутым идентичным по нагрузке и времени испытаниям (35 МПа, 1000 °С, выдержка 28 часов). Время нагрузки в 28 часов было установлено ввиду разрушения образца КХ28М6 из МПК производителя № 1. Под температурно-деформационным воздействием данных испытаний образец из МПК производителя № 1 был разрушен, а образец из МПК производителя № 2 был снят с испытания без разрушения с аналогичным временем.

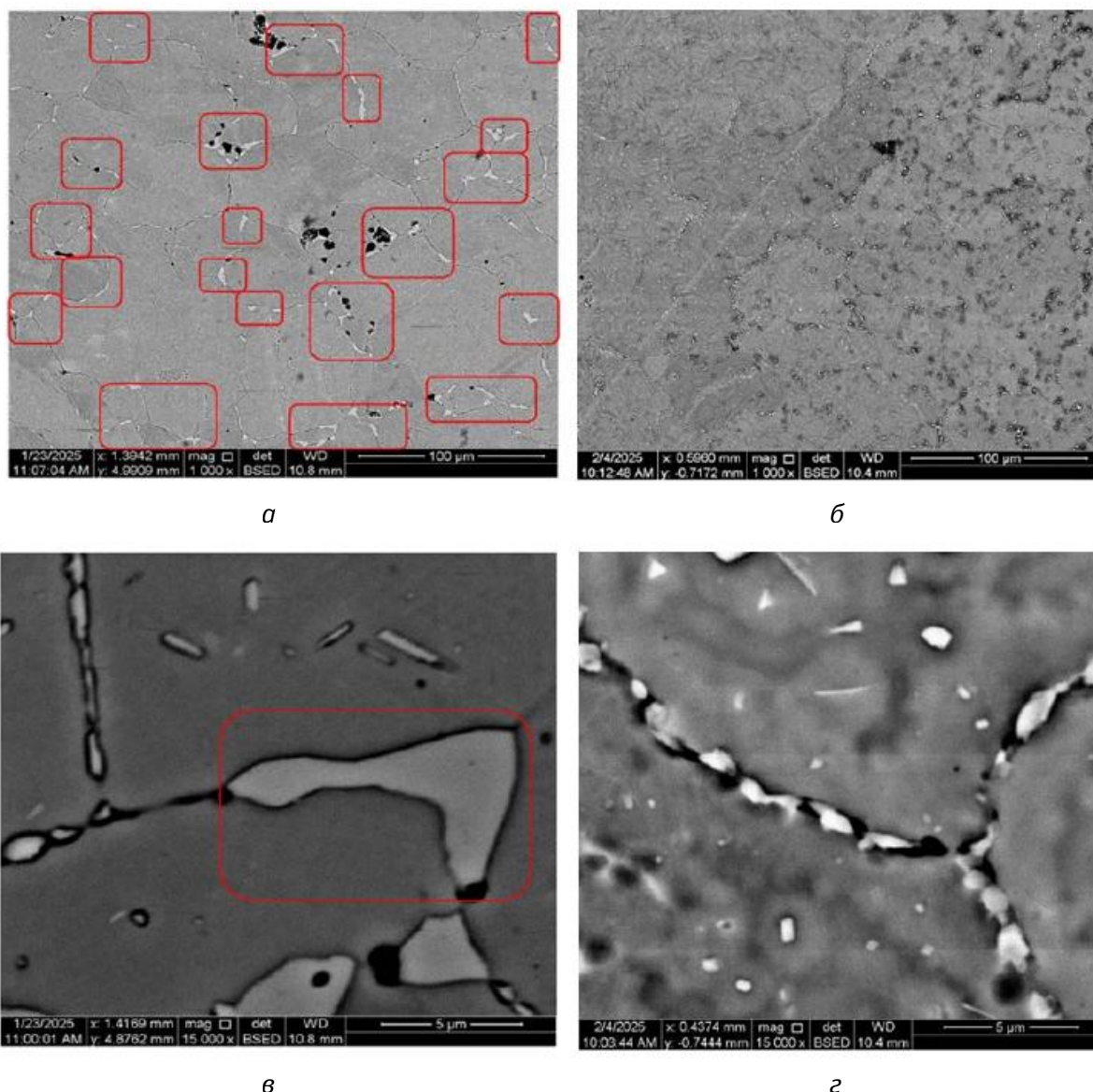


Рис. 2. Микроструктура КХ28М6 двух производителей (рамками выделены крупные карбиды) на электронном микроскопе после испытаний:

а, в — производитель № 1, микроструктура: 1000 °С 35 МПа, 28 часов нагрузки (образец разрушен);
б, г — производитель № 2, микроструктура: 1000 °С, 35 МПа, 28 часов нагрузки (образец не разрушен)

Результаты исследований данных образцов на электронном микроскопе показали, что микроструктуры материалов двух производителей (рис. 2) в диапазоне температур образования карбидных соединений (800–1000 °С) при схожей зерненной структуре показали существенную разницу в размерах образующихся карбидных включений материала. У производителя № 1 карбидные включения по границам зерен обладают существенно большим размером (5–10 мкм и более), а также меньшим их количеством и распределением как по границам зерен, так и внутри самих зерен в отличие от материала производителя № 2 (размер включений не превышает 5 мкм). Данное наблюдение подтверждается на изображениях при увеличении от 1000 до 15000х.

Обсуждение полученных результатов. Избыточно крупные карбидные включения и их недостаточно равномерное распределение по границам зерен в материале Co–Cr–Mo могут являться одним из основных факторов охрупчивания материала и снижения его длительной прочности, даже несмотря на стабилизацию ГЦК-фазы в сплаве и идентичные значения параметров МПК.

Ввиду одинаковых параметров синтеза МПК и термической обработки сплава на формирование размера и распределения карбидных включений в исходных гранулах и синтезированном материале могут оказывать влияние параметры технологии получения МПК, а именно параметры процесса получения жидкого расплава перед атомизацией и самого процесса атомизации расплава. Основными влияющими параметрами могут быть:

- время от полного расплава до атомизации (не считая времени откачки);
- температура выдержки и слива расплава перед атомизацией;
- способ, продолжительность и время введения углерода в жидкий расплав относительно других компонентов шихты;
- скорость охлаждения расплава при атомизации;
- давление распылительного газа, тип газа и распыляющей форсунки.

Заключение. По результатам сравнительного исследования опытных партий сплава системы Co–Cr–Mo была установлена предположительная причина их низкой жаропрочности — карбидные включения по границам зерен обладают существенно большим размером, а также меньшим количеством и неравномерным распределением как по границам зерен, так и внутри самих зерен в отличие от материала с удовлетворительной жаропрочностью. Ввиду одинаковых параметров синтеза МПК и термической обработки сплава на формирование карбидных включений в исходных гранулах и синтезированном материале могут оказывать влияние параметры технологии получения МПК, а именно параметры процесса получения жидкого расплава перед атомизацией и самого процесса атомизации расплава. Таким образом, полученный в исходном состоянии сырьевой материал в виде гранул МПК зависим от своих параметров расплава и атомизации (технологии получения). Карбидные включения в материале далее по прошествии операций технологии синтеза и термической обработки не распределяются должным образом для получения оптимальных свойств, несмотря на то, что материал в процессе синтеза претерпевает полное расплавление, хотя и в микрообъемах. Соот-

ветственно низкие свойства не связаны с химическим составом в пределах требований к сплаву, а существенно зависят от технологии выплавки и атомизации.

Список источников

- [1] Поляков С.А., Федосеев Д.В., Шатульский А.А. Влияние различных режимов термической обработки и количественного содержания примесей на микроструктуру и механические свойства СЛС-сплава КХ28М6. *Морской вестник*, 2024, № 3 (91), с. 38–42.
- [2] Симс Ч.Т., Столофа Н.С., Хагеля У.К. *Суперсплавы. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок*. Москва, Металлургия, 1995, 385 с.
- [3] Alvarez-Vera M., Hernández-Rodríguez A., Hernández-Rodríguez M.A.L., Juárez Hernández A., Benavides-Treviño J.R., García-Duarte J.H. Effect of cooling rate during solidification on the hard phases of M23C6-type of cast CoCrMo alloy. *Metalurgija*, 2016, vol. 55 (3), pp. 382–384.
- [4] Reimann L., Dobrzański L.A. Influence of the casting temperature on dental Co-base alloys properties. *Archives of Materials Science and Engineering*, 2013, vol. 60, iss. 1, pp. 5–12.
- [5] Yamanaka K., Mori M., Chiba A. Assessment of precipitation behavior in dental castings of a Co–Cr–Mo alloy. *J Mech Behav Biomed Mater.*, 2015, vol. 50. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2015.06.020>