

# Металловедение и термическая обработка

## Physical metallurgy and heat treatment

Научная статья

УДК 669.017

DOI: 10.14529/met250202

### МИКРОСТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВОВ M(Cr30W5C1,5)

**Е.Г. Бодров**<sup>1</sup>, [e\\_bodrov@mail.ru](mailto:e_bodrov@mail.ru)

**Д.В. Михайлов**<sup>2</sup>, [a\\_b\\_c81@mail.ru](mailto:a_b_c81@mail.ru)

**М. Насери**<sup>2</sup>, [naserim@susu.ru](mailto:naserim@susu.ru)

**А. Бильгенов**<sup>2</sup>, [bilgenova@susu.ru](mailto:bilgenova@susu.ru)

**Д.А. Шабалина**<sup>2</sup>, [darasabalina359@gmail.com](mailto:darasabalina359@gmail.com)

**М.В. Киселев**<sup>3</sup>, [reos86@gmail.com](mailto:reos86@gmail.com)

**М.Н. Самодурова**<sup>2</sup>, [samodurovamn@susu.ru](mailto:samodurovamn@susu.ru)

**Е.А Трофимов**<sup>2</sup>, [trofimovea@susu.ru](mailto:trofimovea@susu.ru)

<sup>1</sup> АО «КОНАР», Челябинск, Россия

<sup>2</sup> Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия

<sup>3</sup> Уральский федеральный университет имени первого Президента России

Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

**Аннотация.** Исследование направлено на изучение микроструктуры и фазового состава сплавов системы M(Cr30W5C1,5), где M представляет собой комбинацию металлов (Co, Fe, Ni, Al, Mn). Цель работы – оценка потенциала данных материалов в качестве альтернативы дорогостоящим кобальтохромовым сплавам (например, Stellite 6) для применения в условиях экстремальных механических и термических нагрузок. Образцы синтезировались методом вакуумной плавки с последующей термообработкой при 600, 800 и 1000 °С или без обработки. Для их изучения использовались сканирующая электронная микроскопия (SEM), энергодисперсионная спектроскопия (EDS) и рентгеновская дифракция (XRD). Результаты показали, что во всех образцах формируется многокомпонентная матрица (ОЦК и ГЦК) и распределённые в матрице частицы карбидов (Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, WC). Термообработка при 1000 °С усилила карбидообразование в системах Al<sub>2</sub>CoNiFe(Cr30W5C1,5) и CoNiFe(Cr30W5C1,5). Микроструктура сплавов с матрицей на основе CoNiFe подобна структуре традиционных стеллитов. Полученные данные подтверждают, что варьирование состава матрицы позволяет управлять фазовым составом и микроструктурой, в конечном итоге достигая баланса между твёрдостью, термостойкостью и экономичностью (снижение доли кобальта). Исследуемые сплавы демонстрируют потенциал для замены традиционных материалов в энергетике и машиностроении. Дальнейшие исследования целесообразно направить на изучение корреляции между структурой карбидов, механическими свойствами и коррозионной устойчивостью, а также оптимизацию параметров синтеза для промышленного внедрения.

**Ключевые слова:** высокоэнтропийные сплавы, карбиды, микроструктурный анализ, фазовый состав, термообработка, сканирующая электронная микроскопия, многокомпонентные матрицы

**Благодарности.** Работа выполнена при финансовой поддержке Российской Федерации в лице Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, проект № 075-15-2022-1243.

**Для цитирования:** Микроструктура и фазовый состав сплавов M(Cr30W5C1,5) / Е.Г. Бодров, Д.В. Михайлов, М. Насери и др. // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». 2025. Т. 25, № 2. С. 18–34. DOI: 10.14529/met250202

Original article  
DOI: 10.14529/met250202

## MICROSTRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF M(Cr30W5C1.5) ALLOYS

**E.G. Bodrov**<sup>1</sup>, e\_bodrov@mail.ru  
**D.V. Mikhailov**<sup>2</sup>, a\_b\_c81@mail.ru  
**M. Naseri**<sup>2</sup>, naserim@susu.ru  
**A. Bilgenov**<sup>2</sup>, bilgenova@susu.ru  
**D.A. Shabalina**<sup>2</sup>, darasabalina359@gmail.com  
**M.V. Kiselev**<sup>3</sup>, reos86@gmail.com  
**M.N. Samodurova**<sup>2</sup>, samodurovamn@susu.ru  
**E.A. Trofimov**<sup>2</sup>, trofimovea@susu.ru

<sup>1</sup> JSC "KONAR", Chelyabinsk, Russia

<sup>2</sup> South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

<sup>3</sup> Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

**Abstract.** The study focuses on the microstructure and phase composition of M(Cr30W5C1.5) alloys, where M represents a combination of metals (Co, Fe, Ni, Al, Mn). The objective is to evaluate the potential of these materials as cost-effective alternatives to expensive cobalt-chromium alloys (e.g., Stellite 6) for applications under extreme mechanical and thermal loads. Samples were synthesized via vacuum melting followed by heat treatment at 600, 800, and 1000 °C or without treatment. Scanning electron microscopy (SEM), energy-dispersive spectroscopy (EDS), and X-ray diffraction (XRD) were employed for analysis. The results revealed the formation of a multicomponent matrix (BCC and FCC structures) with dispersed carbide particles (Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, WC) in all samples. Heat treatment at 1000 °C significantly enhanced carbide formation in the Al<sub>2</sub>CoNiFe(Cr30W5C1,5) and CoNiFe(Cr30W5C1,5) systems. The microstructure of CoNiFe-based alloys resembles that of traditional stellites. The findings demonstrate that adjusting the matrix composition enables control over phase composition and microstructure, achieving a balance between hardness, thermal stability, and cost-effectiveness (reduced cobalt content). These alloys show promise for replacing conventional materials in energy and mechanical engineering. Further research should focus on correlating carbide structure with mechanical properties and corrosion resistance, as well as optimizing synthesis parameters for industrial implementation.

**Keywords:** high-entropy alloys, carbides, microstructural analysis, phase composition, heat treatment, scanning electron microscopy, multicomponent matrices

**Acknowledgments.** The work was carried out with the financial support of the Russian Federation, represented by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation, project No. 075-15-2022-1243.

**For citation:** Bodrov E.G., Mikhailov D.V., Naseri M., Bilgenov A., Shabalina D.A., Kiselev M.V., Samodurova M.N., Trofimov E.A. Microstructure and phase composition of M(Cr30W5C1.5) alloys. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*. 2025;25(2):18–34. (In Russ.) DOI: 10.14529/met250202

### Введение

Современные промышленные технологии предъявляют всё более высокие требования к материалам, используемым для защиты поверхностей, подверженных экстремальным механическим, термическим и химическим нагрузкам. Ключевыми характеристиками таких материалов являются износостойкость, термостойкость и коррозионная устойчивость, что особенно актуально для наплавочных композитов, применяемых в энергетике, машиностроении и горнодобывающей отрасли.

Исторически доминирующими решениями в этой области остаются кобальтохромовые сплавы (например, Stellite 6), сочетающие упрочнение с устойчивой к деформации матрицей [1, 2]. Их исключительные эксплуатационные свойства, включая сохранение твёрдости при температурах выше 700 °C, обусловлены дисперсными карбидами в кобальтовой матрице [3, 4]. Однако высокая стоимость кобальта, его дефицитность и экологические риски, связанные с добычей, стимулируют поиск альтернатив [5, 6]. Железооснов-

ные аналоги, такие как сормаиты, демонстрируют приемлемую твёрдость (~ 50 HRC) за счёт включений карбидных фаз, но уступают в термостойкости и долговечности, что ограничивает их применение в условиях высоких механических нагрузок [7].

Перспективным решением для преодоления перечисленных проблем могут стать высокоэнтропийные сплавы (ВЭС), которые благодаря многокомпонентной основе формируют фазовые структуры с перспективным сочетанием механических характеристик и термической стабильности [8–10]. В частности, работы [11–13] показали, что системы с матрицей на основе Fe–Co–Ni с добавлением углерода и элементов, образующих карбиды (Cr, W, Mo), способны достигать характеристик, сопоставимых с традиционными стеллитами, за счёт комбинации аустенитной матрицы и дисперсных карбидов. Важным преимуществом ВЭС является возможность минимизации использования кобальта за счёт применения более доступных элементов (таких как Fe, Ni, Mn) без существенного ухудшения свойств, что открывает путь к созданию экономичных материалов [14, 15]. Возможность изменения состава матрицы в широких пределах позволяет управлять фазовым составом получаемого материала и, как следствие, – его механическими характеристиками [16, 17].

В последние годы значительное внимание уделяется системам, где карбидные фазы формируются *in situ* в процессе синтеза, обеспечивая гомогенное распределение упрочняющих частиц [18, 19]. Например, в работе [20] сплав FeCoCrNiW<sub>0,3</sub> + 5 ат. % C продемонстрировал износостойкость, аналогичную Stellite 6, благодаря карбидам хрома и вольфрама в аустенитной матрице. Аналогичные результаты были получены для систем CoCrFeNiScC<sub>x</sub> [21]. Эти исследования подтверждают, что комбинация ВЭС-матрицы и карбидного упрочнения может стать основой для материалов нового поколения, сочетающих преимущества стеллитов и сормаитов.

В настоящей работе исследуются сплавы системы M(Cr<sub>30</sub>W<sub>5</sub>C<sub>1,5</sub>), где M представляет собой комбинацию от одного до четырёх следующих металлов: Co, Fe, Ni, Al, Mn. Такой подход позволяет варьировать состав матрицы, изучая влияние многокомпонентности на формирование микроструктуры и фазовый состав. Рассматриваются как системы с эквимольной

основой матрицы (AlCoNiFe(Cr<sub>30</sub>W<sub>5</sub>C<sub>1,5</sub>), MnCoNiFe(Cr<sub>30</sub>W<sub>5</sub>C<sub>1,5</sub>), CoNiFe(Cr<sub>30</sub>W<sub>5</sub>C<sub>1,5</sub>)), так и состав с двукратным преобладанием одного элемента (Al<sub>2</sub>CoNiFe(Cr<sub>30</sub>W<sub>5</sub>C<sub>1,5</sub>)), что связано с попыткой выявления роли алюминия в стабилизации твёрдорастворной металлической фазы и карбидообразовании. Для сравнения также были изучены сплавы с матрицей на основе одного элемента (Co(Cr<sub>30</sub>W<sub>5</sub>C<sub>1,5</sub>), Ni(Cr<sub>30</sub>W<sub>5</sub>C<sub>1,5</sub>), Fe(Cr<sub>30</sub>W<sub>5</sub>C<sub>1,5</sub>)). Сопоставление должно помочь оценить вклад высокой энтропии в формирование микроструктуры.

Исследование опирается на предположение, что использование многокомпонентной матрицы (M) в сочетании с карбидами хрома и вольфрама позволит достичь оптимального баланса между твёрдостью, термостойкостью и пластичностью. Это связано с тем, что высокая конфигурационная энтропия в ВЭС позволит замедлить диффузионные процессы, стабилизируя наноструктурированные карбиды и подавляя рост зёрен [22, 23]. Помимо этого, варьирование состава M может влиять на формирование оксидных слоёв (например, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), повышающих коррозионную стойкость [24].

Целью настоящей работы является комплексное изучение микроструктуры и фазового состава сплавов системы M(Cr<sub>30</sub>W<sub>5</sub>C<sub>1,5</sub>) методами сканирующей электронной микроскопии (SEM), энергодисперсионной спектроскопии (EDS), EDS-картирования и рентгеновской дифракции (XRD). Полученные данные позволят оценить потенциал этих материалов в качестве альтернативы традиционным кобальтохромовым сплавам и установить взаимосвязь между составом матрицы, структурой карбидов и эксплуатационными характеристиками. Особое внимание уделено изучению влияния на микроструктуру материалов отжига металла при различных температурах (600, 800, 1000 °C)

#### **Методика исследования**

Экспериментальные образцы сплавов системы M(Cr<sub>30</sub>W<sub>5</sub>C<sub>1,5</sub>) (составы приведены в таблице) были синтезированы методом вакуумной плавки. Исходные материалы – порошки и куски простых веществ чистотой ≥ 99,9 % (Al, Co, Ni, Fe, Mn, Cr, W, графит) – дозировались в соответствии с массовыми долями, рассчитанными для общей массы каждого образца 100 г. Выплавка проводилась в

Химические составы выплавляемых образцов, масс. %  
Chemical compositions of the cast samples, Wt. %

Сплав	Элемент							
	Al	Co	Ni	Fe	Cr	W	C	Mn
AlCoNiFe(Cr30W5C1,5)	8,5473	18,6691	18,5921	17,6915	30	5	1,5	–
Al <sub>2</sub> CoNiFe(Cr30W5C1,5)	15,0666	16,4543	16,3864	15,5927	30	5	1,5	–
MnCoNiFe(Cr30W5C1,5)	–	16,384	16,3165	15,5261	30	5	1,5	15,2734
CoNiFe(Cr30W5C1,5)	–	21,5729	21,4839	20,4432	30	5	1,5	–
Co(Cr30W5C1,5)	–	63,5	–	–	30	5	1,5	–
Ni(Cr30W5C1,5)	–	–	63,5	–	30	5	1,5	–
Fe(Cr30W5C1,5)	–	–	–	63,5	30	5	1,5	–

корундовых тиглях с использованием лабораторной печи VHT8-22-GR Nabertherm, оснащённой графитовыми нагревателями. Для большинства составов температура плавления достигала 1650 °С (скорость нагрева 600 °С/ч), после чего расплав выдерживался 30 мин для гомогенизации. Исключение составил сплав с марганцем, где максимальная температура ограничивалась 1450 °С для минимизации испарения компонента. Охлаждение до комнатной температуры осуществлялось со скоростью 600 °С/ч, после чего слитки извлекались из тиглей путём их разрушения.

Полученные слитки подвергались механической обработке (резка, шлифовка) и последующей термообработке части полученных образцов в вакуумной печи при температурах 600, 800 и 1000 °С с выдержкой 5 ч и охлаждением в печи (со скоростью 600 °С/ч). Это позволило получить образцы, необходимые для изучения влияния отжига на микроструктуру. Для микроструктурного анализа подготовленные образцы полировались до зеркального блеска.

Исследование микроструктуры и элементного состава проводилось с использованием сканирующего электронного микроскопа Jeol JSM-7001F, оснащённого энергодисперсионным спектрометром Oxford INCA X-max 80. Для визуализации распределения элементов в объёме материала выполнялось EDS-картирование. Особое внимание уделялось зонам межфазных границ и областям с видимыми включениями различных типов.

Для изучения фазового состава образцов систем с многокомпонентной основой использовалась рентгеновская дифракция (Rigaku Ultima IV) с излучением  $\text{Cu-K}\alpha$  ( $\lambda = 0,154$  нм). Диапазон углов  $2\theta$  составлял 5–95° при скорости сканирования 5°/мин.

### Результаты и их обсуждение

На рис. 1–4 представлены дифрактограммы изученных образцов, построенные по результатам исследования методом XRD, а также некоторые результаты их расшифровки. Данные сгруппированы по химическим составам изученных образцов так, чтобы на каждом из этих рисунков была представлена информация по образцам одного состава, обработанным при разных температурах (600, 800, 1000 °С), а также данные, полученные при изучении литого образца (то есть части выплавленного металла, избежавшей последующей термообработки). Судя по интенсивности обнаруживаемых на рис. 1–4 пиков, преобладающими фазами во всех случаях являются твёрдые растворы – с ОЦК структурой для систем AlCoNiFe(Cr30W5C1,5) и Al<sub>2</sub>CoNiFe(Cr30W5C1,5), и с ГЦК структурой для MnCoNiFe(Cr30W5C1,5) и CoNiFe(Cr30W5C1,5). В первых двух системах дифрактограммы позволяют предположить также наличие заметного количества фазы со структурой ГЦК.

Анализируя данные о фазовом составе изученных образцов после термообработки, следует принимать во внимание довольно низкую скорость охлаждения печи после изотермической выдержки. В результате обнаруживаемые в образцах фазы могут не соответствовать основной температуре обжига и в большей степени быть близки литому металлу. Так или иначе, термообработка в условиях, которые были использованы при исследовании, не привела к изменению доминирующей металлической фазы ни в одном из случаев. Вообще, судя по всему, термообработка до температуры 800 °С не привела к заметным изменениям фазового состава образцов. Ситуация несколько меняется после термообработки при 1000 °С прежде всего

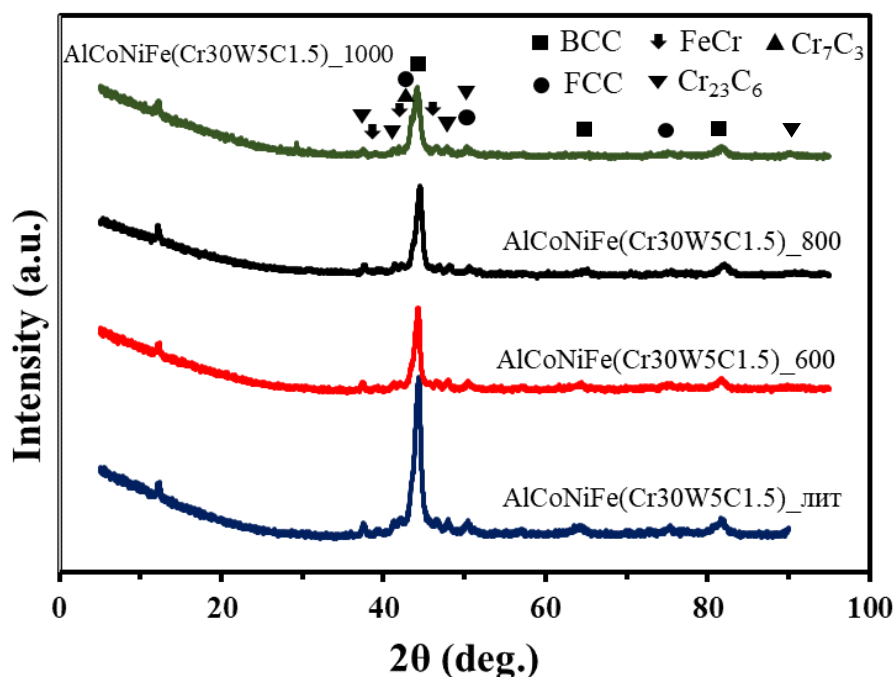


Рис. 1. Результаты исследования методом порошковой дифрактографии образцов AlCoNiFe(Cr30W5C1,5): литого и отожжённых в вакууме при 600, 800, 1000 °C

Fig. 1. Results of the powder diffraction analysis of AlCoNiFe(Cr30W5C1.5) samples: as-cast and annealed in vacuum at 600, 800, and 1000 °C

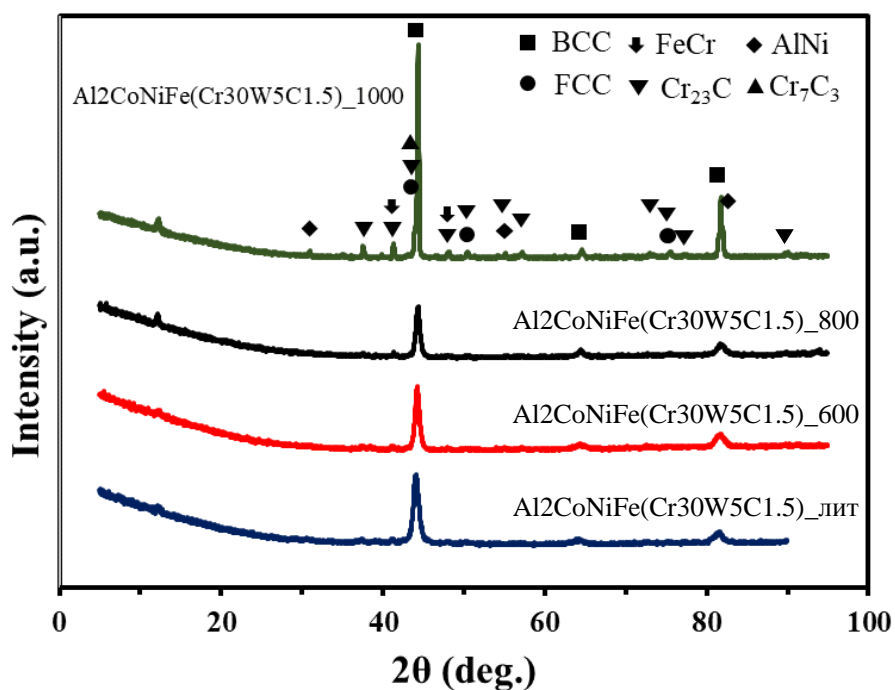


Рис. 2. Результаты исследования методом порошковой дифрактографии образцов Al<sub>2</sub>CoNiFe(Cr30W5C1,5): литого и отожжённых в вакууме при 600, 800, 1000 °C

Fig. 2. Results of the powder diffraction analysis of Al<sub>2</sub>CoNiFe(Cr30W5C1.5) samples: as-cast and annealed in vacuum at 600, 800, and 1000 °C

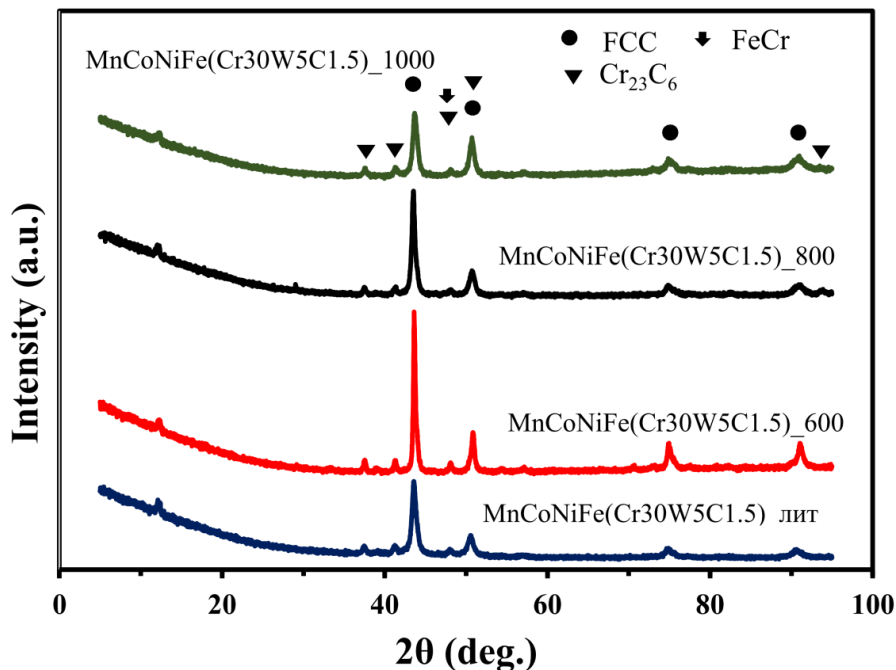


Рис. 3. Результаты исследования методом порошковой дифрактографии образцов  $\text{MnCoNiFe}(\text{Cr30W5C1,5})$ : литого и отожжённых в вакууме при 600, 800, 1000 °C

Fig. 3. Results of the powder diffraction analysis of  $\text{MnCoNiFe}(\text{Cr30W5C1,5})$  samples: as-cast and annealed in vacuum at 600, 800, and 1000 °C

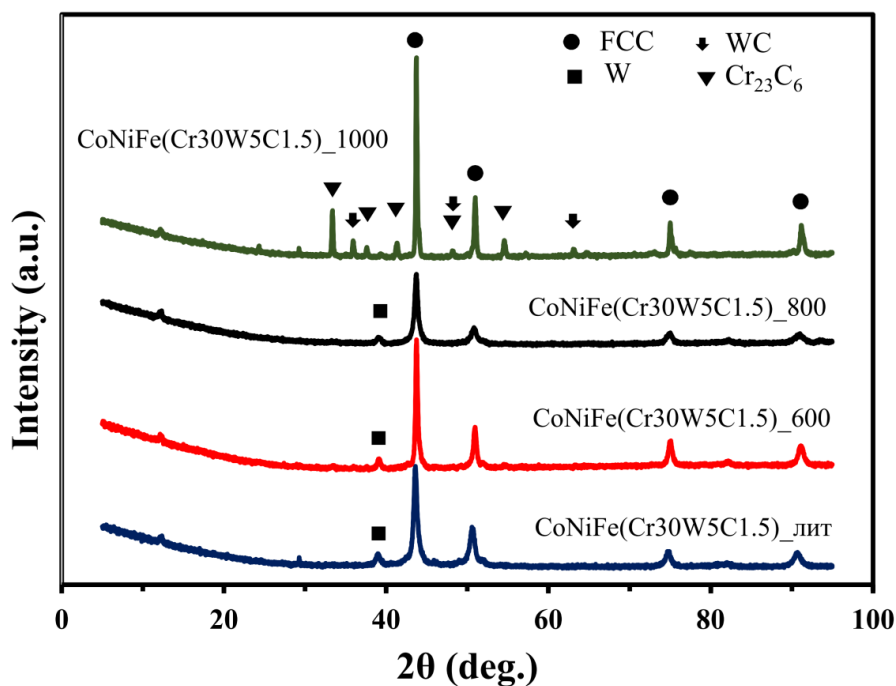


Рис. 4. Результаты исследования методом порошковой дифрактографии образцов  $\text{CoNiFe}(\text{Cr30W5C1,5})$ : литого и отожжённых в вакууме при 600, 800, 1000 °C

Fig. 4. Results of the powder diffraction analysis of  $\text{CoNiFe}(\text{Cr30W5C1,5})$  samples: as-cast and annealed in vacuum at 600, 800, and 1000 °C

для образцов  $\text{Al}_2\text{CoNiFe}(\text{Cr30W5C1,5})$  и  $\text{CoNiFe}(\text{Cr30W5C1,5})$ .

Для всех образцов заметны пики, соответствующие присутствию фаз со структурой  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  и в некоторых случаях  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ . Для составов  $\text{Al}_2\text{CoNiFe}(\text{Cr30W5C1,5})$  и  $\text{CoNiFe}(\text{Cr30W5C1,5})$  обработка при  $1000^\circ\text{C}$  привела к тому, что пики, соответствующие карбидам хрома, стали выше. У других систем такого эффекта не наблюдалось. Также на некоторых дифрактограммах можно различить небольшие пики, соответствующие наличию интерметаллидов ( $\text{AlNi}$ ), металлическому вольфраму и карбиду вольфрама  $\text{WC}$ . В целом оценивая данные XRD, можно сделать вывод о высокой стабильности и предсказуемости фазового состава исследуемых систем.

Если изучение дифрактограмм, полученных для образцов, термообработанных при разных температурах, позволяет найти некоторые заметные отличия образцов, обработанных при высоких температурах, от литых образцов, электронномикроскопическое исследование не позволяет обнаружить заметных отличий. На рис. 5–11 представлены некоторые результаты, полученные при исследовании шлифов образцов. В основном представлены результаты изучения литого металла, но для системы  $\text{CoNiFe}(\text{Cr30W5C1,5})$  показаны результаты изучения металла, термообработанного при  $600^\circ\text{C}$ . Наряду с изображениями, полученными в обратно рассеянных электронах, на рис. 5–11 представлены результаты элементного картирования и результаты определения химических составов (масс. %, за вычетом углерода, поскольку результаты определения углерода явно завышены) в некотором количестве избранных точек – для иллюстрации химического состава, характерного для наблюдаемых элементов микроструктуры.

#### Микроструктура образцов $\text{AlCoNiFe}(\text{Cr30W5C1,5})$

довольно сложна и включает в себя довольно большое количество относительно крупных частиц карбидов хрома и вольфрама переменного состава (более светлые участки на изображении, представленном на рис. 5). Металлическая фаза (более темное поле) по своему составу соответствует представлениям о ВЭС, но содержит большое количество мелких лёг-

ких включений (чёрные точки на изображении, вероятно, графит).

#### Микроструктура образцов $\text{Al}_2\text{CoNiFe}(\text{Cr30W5C1,5})$

также включает в себя большое количество крупных частиц карбидов хрома и вольфрама переменного состава (более светлые участки на изображении, представленном на рис. 5). Наблюдаемая металлическая матрица представляет собой ВЭС с эвтектической структурой, в котором встречаются небольшие тяжёлые частицы (белые точки,  $\text{W}$  или  $\text{WC}$ ).

#### В составе образцов $\text{MnCoNiFe}(\text{Cr30W5C1,5})$

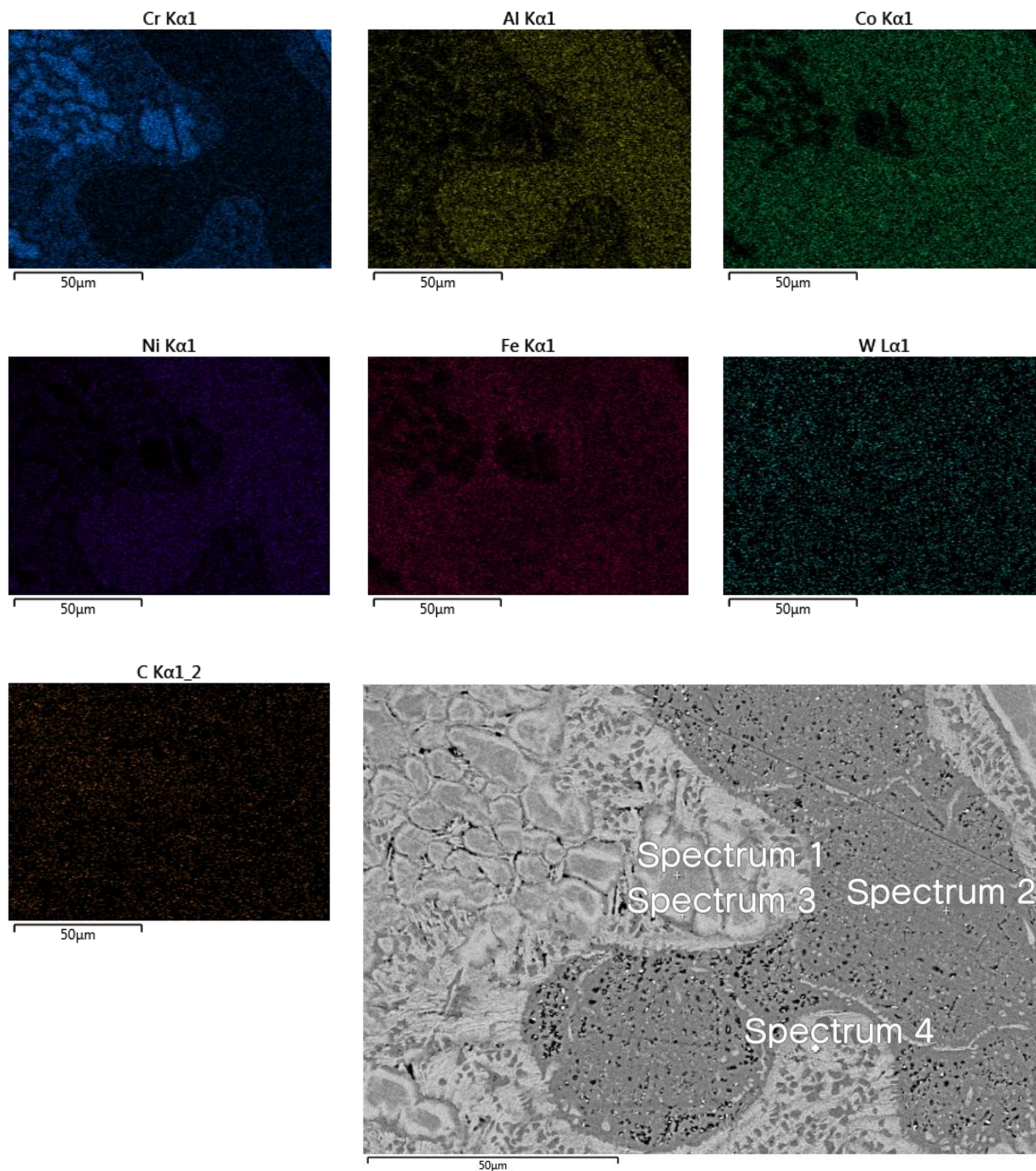
наряду с тёмными довольно большими включениями на основе карбидов хрома наблюдаются два типа полей – более светлые и более тёмные. Судя по результатам картирования, наблюдается сегрегация элементов, образующих матрицу, в результате чего образуются металлические области с повышенным содержанием хрома и области, где концентрации элементов подгруппы железа выше, чем их среднее содержание в матрице. В отличие от предыдущих изображений (рис. 5 и 6) на этом (рис. 7) и последующих (рис. 8–10), за исключением последнего (рис. 11), карбиды имеют меньшую плотность, чем матрица, поэтому они темнее её. Отчасти это связано с отсутствием алюминия в составе этого и последующих образцов, а отчасти с тем, что металл с ГЦК-структурой более плотен, чем ОЦК, которая характерна для первых двух систем.

#### Микроструктура образцов $\text{CoNiFe}(\text{Cr30W5C1,5})$

в наибольшей степени походит на структуру  $\text{Co}(\text{Cr30W5C1,5})/\text{Stellite 6}$  и в значительной степени на структуру  $\text{Ni}(\text{Cr30W5C1,5})$  – во всех трёх случаях мы видим небольшие зёрна практически однородной матрицы, окружённые небольшими частицами карбидов с преобладанием хрома (тёмные включения).

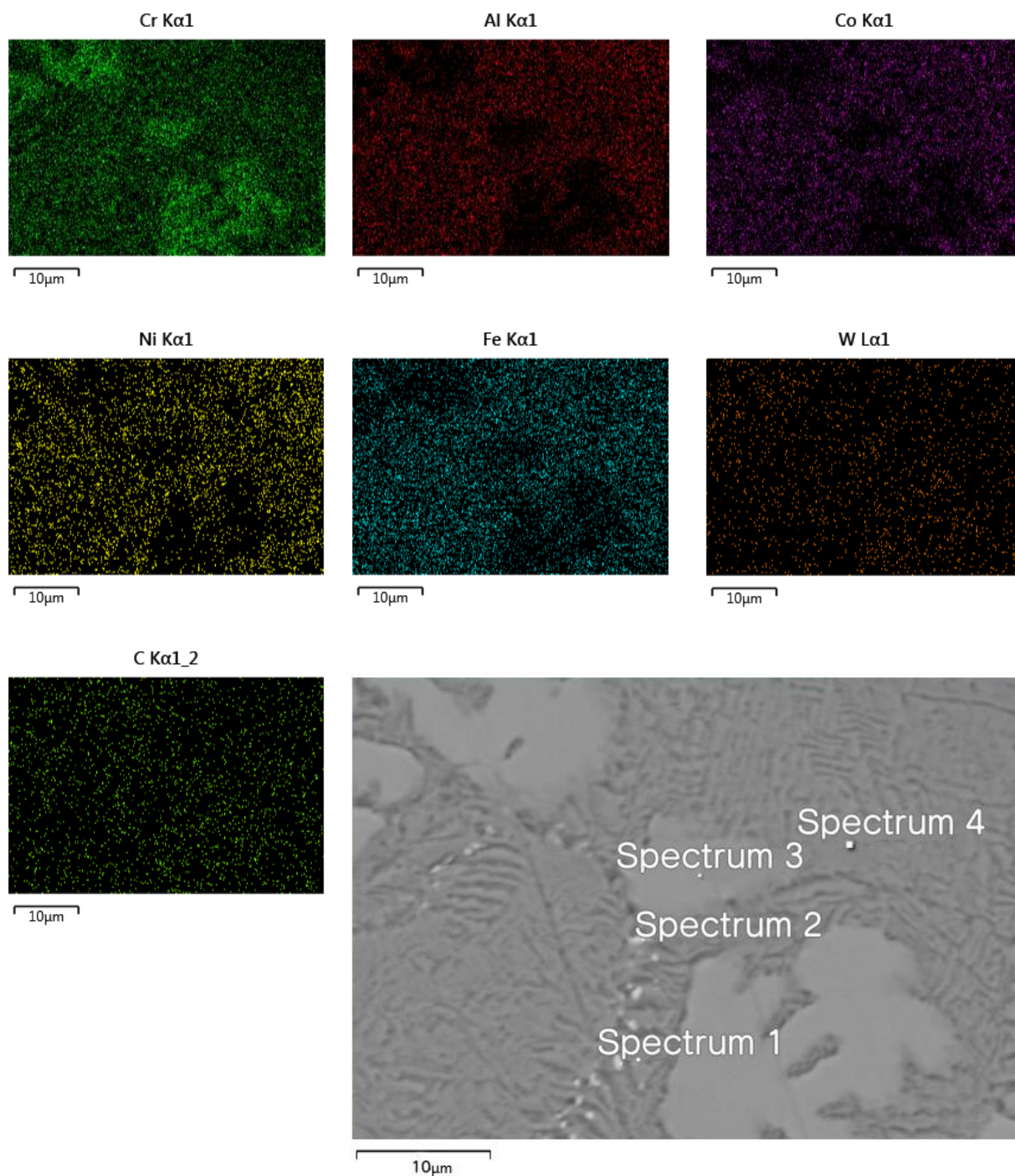
#### Интересно, что микроструктура образцов $\text{Fe}(\text{Cr30W5C1,5})$

заметно отличается от  $\text{Co}(\text{Cr30W5C1,5})$  и  $\text{Ni}(\text{Cr30W5C1,5})$ . Можно предположить, что участки металлической ОЦК-фазы окружены эвтектикой металл / карбиды, в которой карбиды по объёму преобладают.



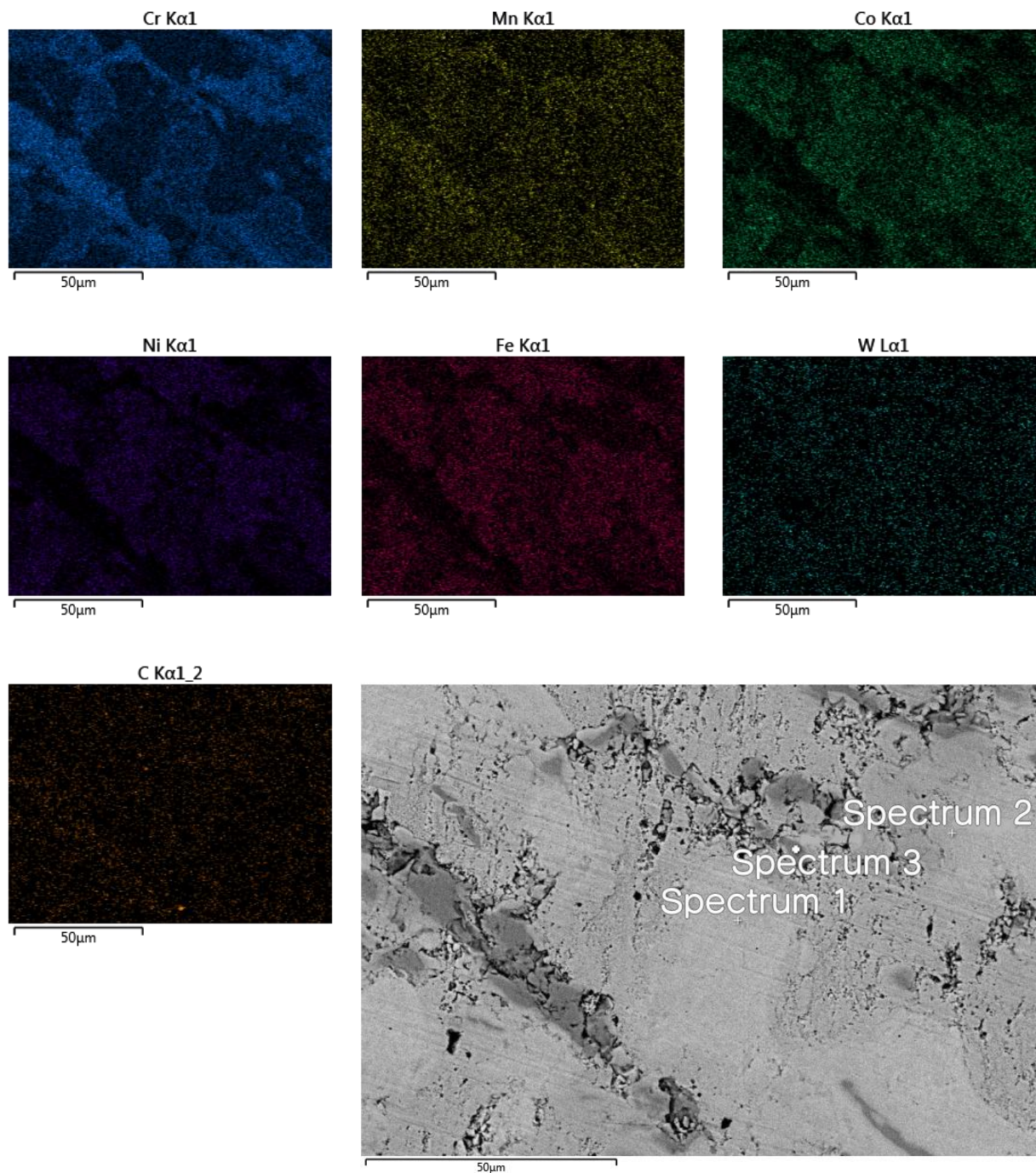
Wt, %	Al	Cr	Fe	Co	Ni	W	Total
Spectrum 1	0,22	75,77	7,56	4,08	1,71	10,67	100,00
Spectrum 2	14,84	9,93	16,58	24,00	32,60	2,06	100,00
Spectrum 3	0,19	62,94	7,73	4,63	2,84	21,66	100,00
Spectrum 4	2,97	33,03	24,03	20,06	9,06	10,85	100,00

Рис. 5. Результаты элементного картирования литого образца состава  $\text{AlCoNiFe}(\text{Cr}30\text{W}5\text{C}1,5)$  и исследование элементов его микроструктуры методом EDS  
 Fig. 5. Results of elemental mapping of the as-cast sample with the composition  $\text{AlCoNiFe}(\text{Cr}30\text{W}5\text{C}1,5)$  and analysis of its microstructure elements using the EDS method



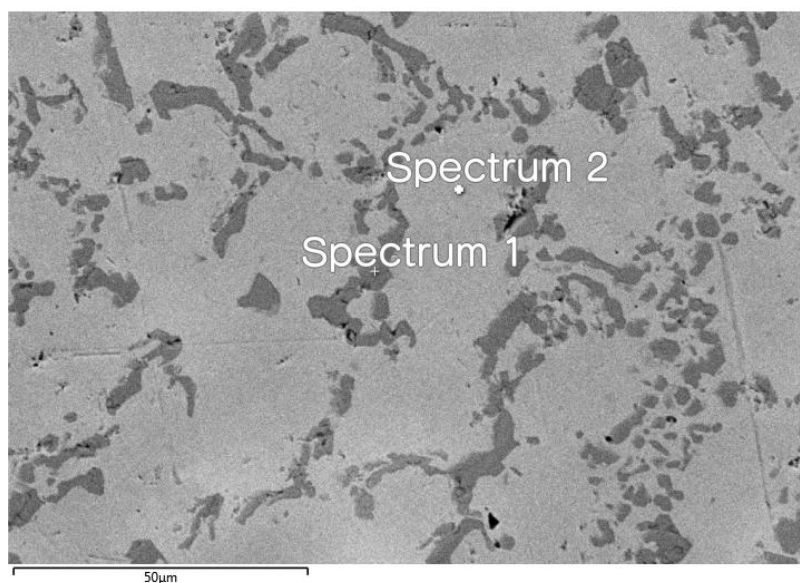
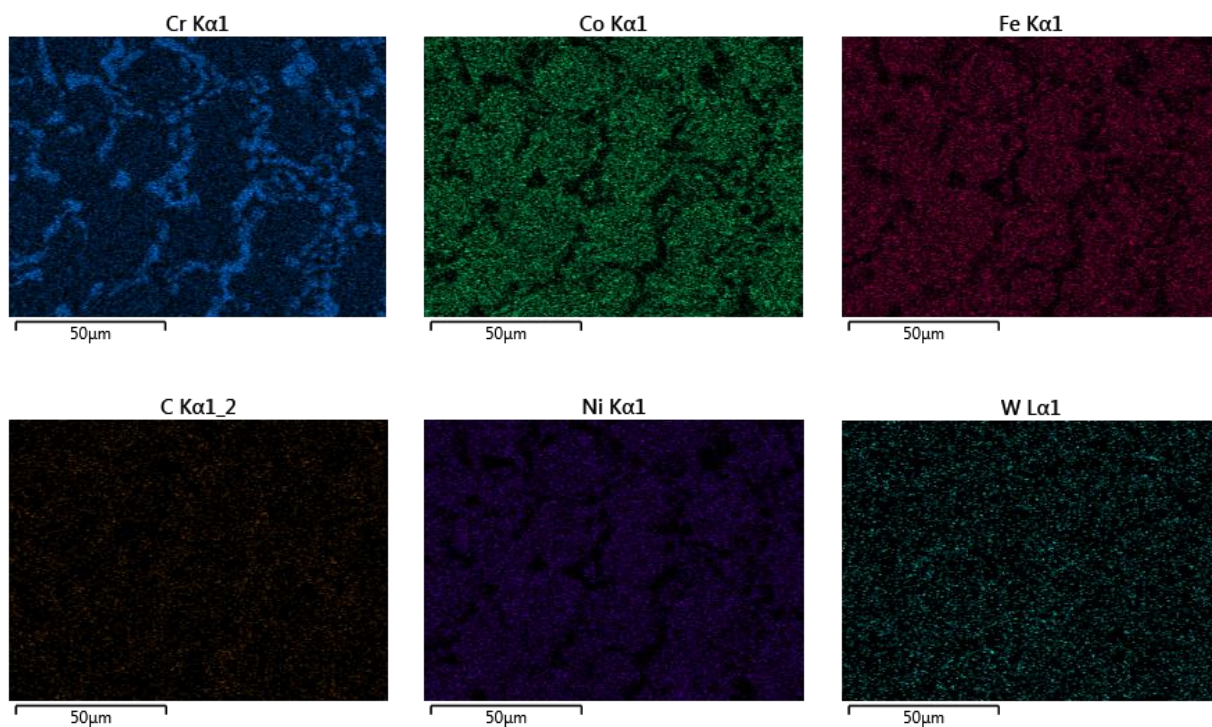
Wt, %	Al	Cr	Fe	Co	Ni	W	Total
Spectrum 1	6,12	27,83	20,26	10,78	4,24	30,78	100,00
Spectrum 2	9,97	24,73	20,75	12,45	6,65	25,44	100,00
Spectrum 3	0,56	70,34	8,11	3,07	1,25	16,66	100,00
Spectrum 4	12,66	31,18	24,42	16,20	9,65	5,90	100,00

Рис. 6. Результаты элементного картирования литого образца состава  $Al_2CoNiFe(Cr30W5C1,5)$  и исследование элементов его микроструктуры методом EDS  
Fig. 6. Results of elemental mapping of the as-cast sample with the composition  $Al_2CoNiFe(Cr30W5C1.5)$  and analysis of its microstructure elements using the EDS method



Wt, %	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	W	Total
Spectrum 1	39,03	0,35	16,73	17,56	14,74	11,58	100,00
Spectrum 2	61,91	0,43	9,80	8,54	5,94	13,38	100,00
Spectrum 3	83,76	0,26	6,24	3,38	1,30	5,05	100,00

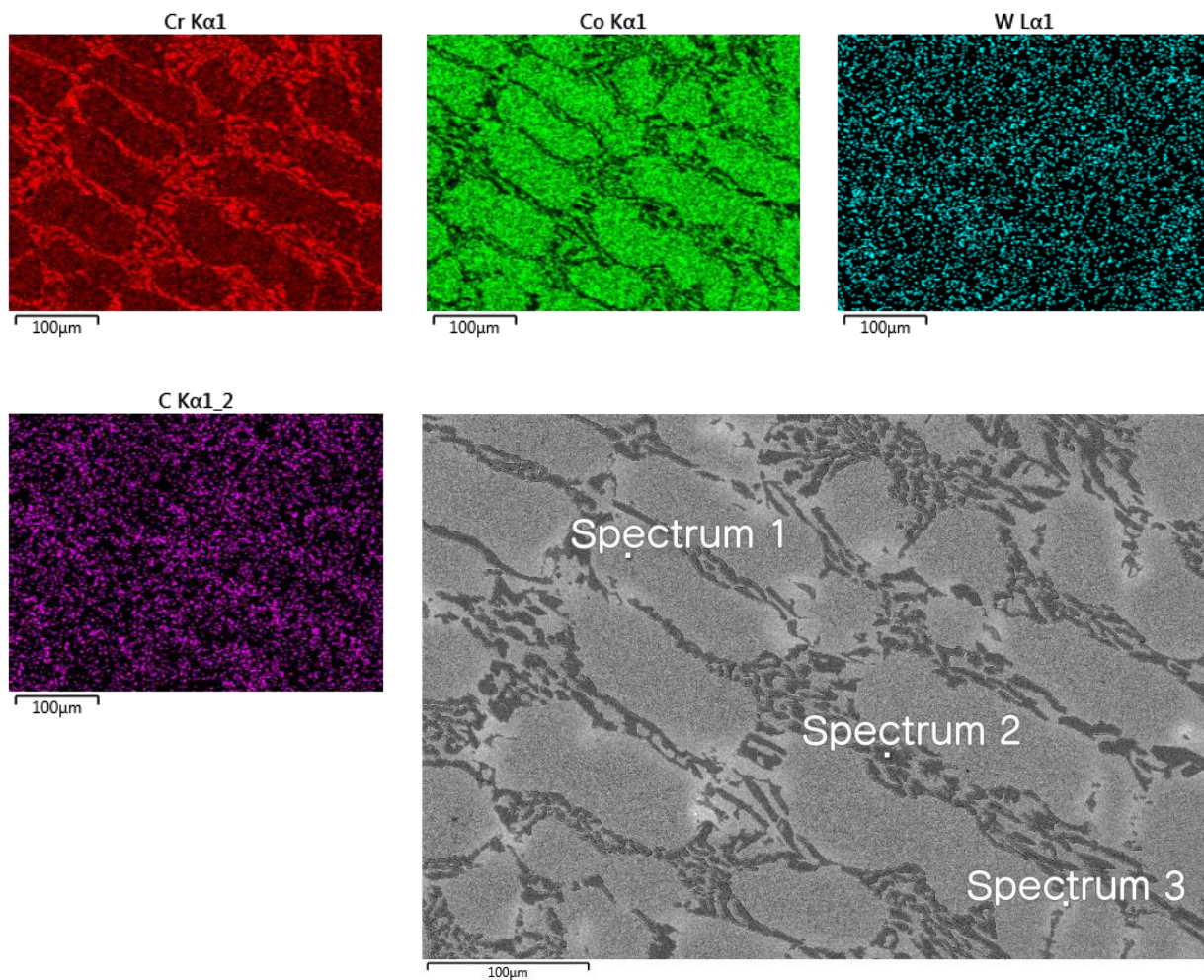
Рис. 7. Результаты элементного картирования литого образца состава  $MnCoNiFe(Cr30W5C1,5)$  и исследование элементов его микроструктуры методом EDS  
 Fig. 7. Results of elemental mapping of the as-cast sample with the composition  $MnCoNiFe(Cr30W5C1.5)$  and analysis of its microstructure elements using the EDS method



Wt, %	Cr	Fe	Co	Ni	W	Total
Spectrum 1	82,55	7,29	4,41	1,18	4,58	100,00
Spectrum 2	23,32	22,95	23,90	25,24	4,59	100,00

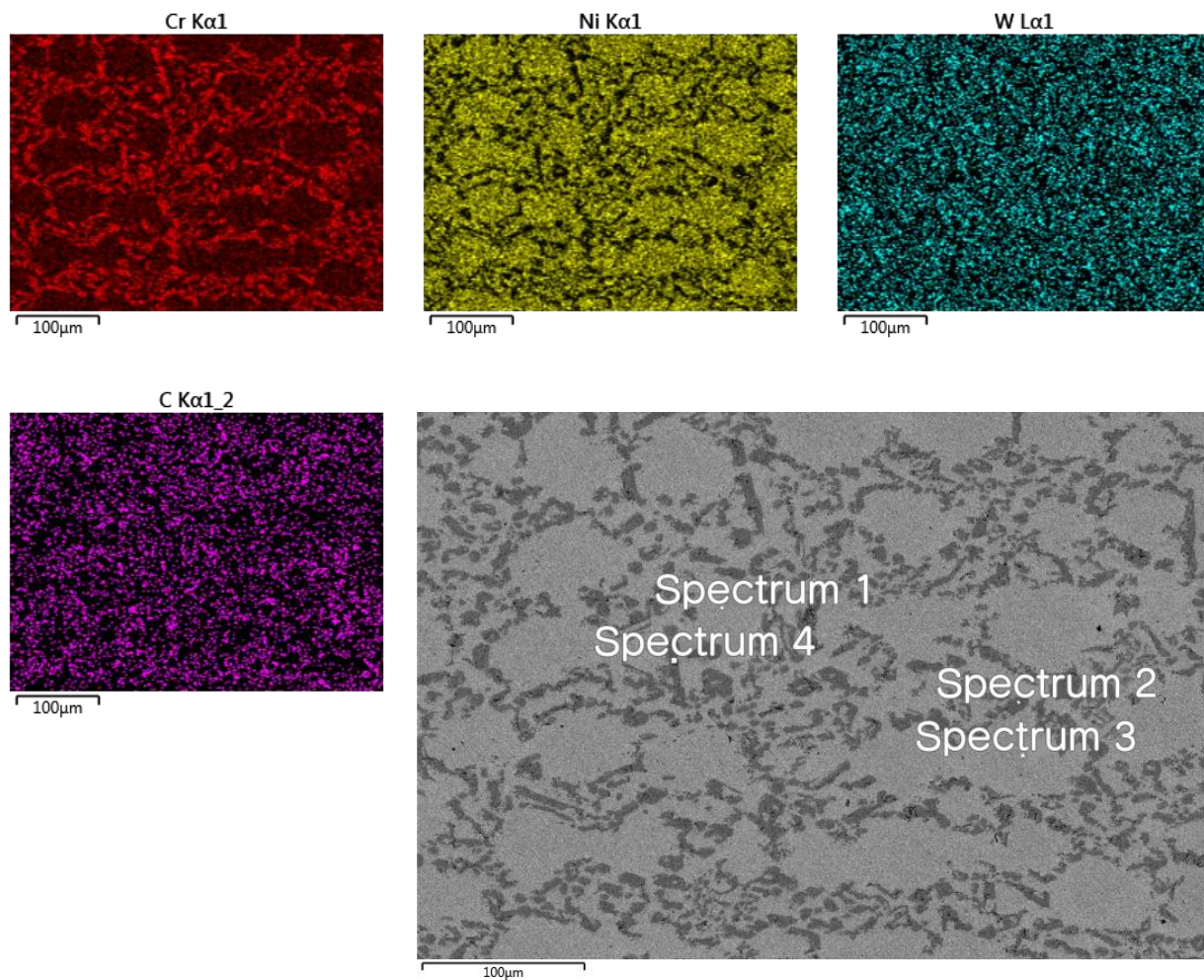
Рис. 8. Результаты элементного картирования образца состава  $\text{CoNiFe}(\text{Cr}30\text{W}5\text{C}1,5)$ , термообработанного при  $600\text{ }^\circ\text{C}$ , и исследование элементов его микроструктуры методом EDS

Fig. 8. Results of elemental mapping of the  $\text{CoNiFe}(\text{Cr}30\text{W}5\text{C}1.5)$  sample, heat-treated at  $600\text{ }^\circ\text{C}$ , and analysis of its microstructure elements using the EDS method



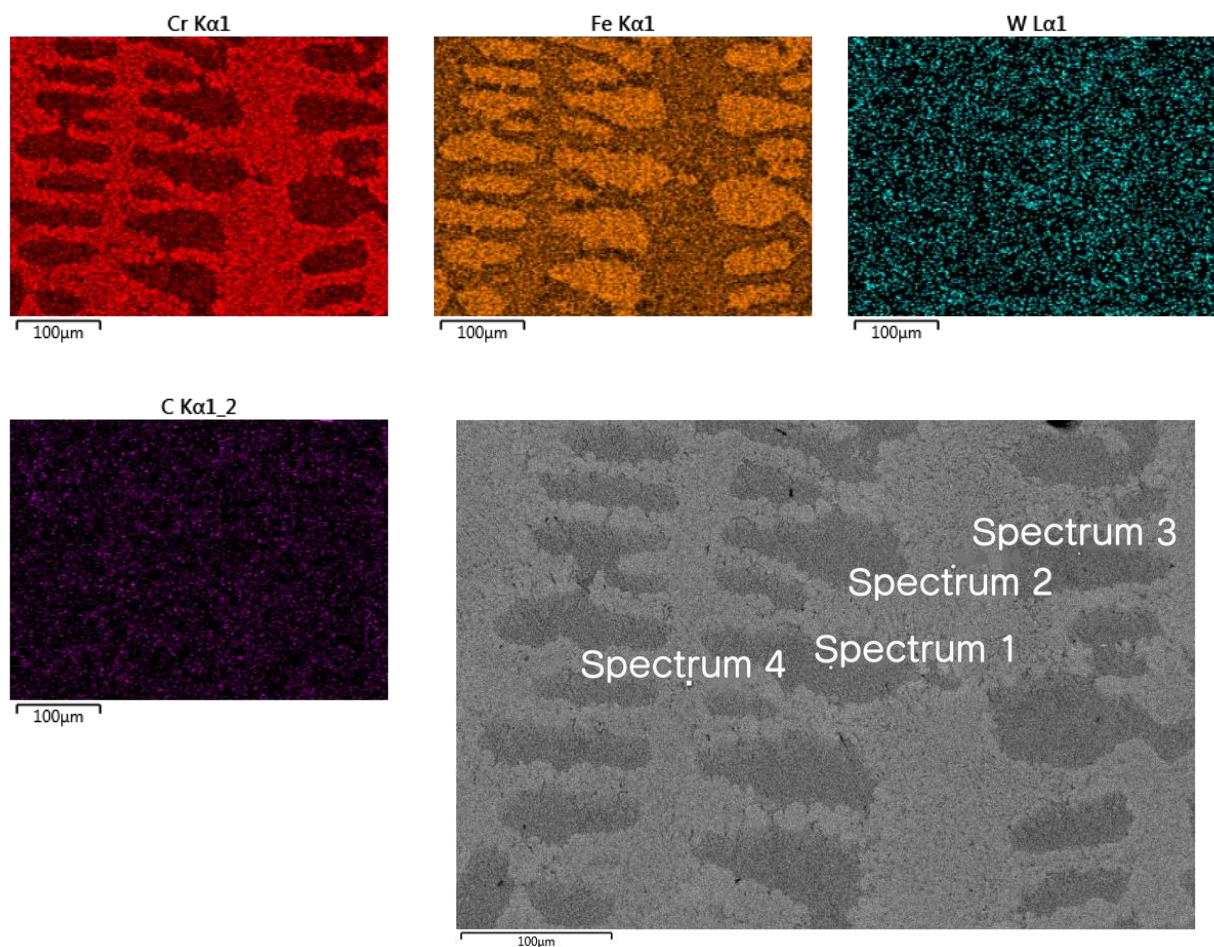
Wt, %	Cr	Co	W	Сумма
Spectrum 1	24,88	64,51	4,08	100,00
Spectrum 2	64,38	10,54	3,53	100,00
Spectrum 3	23,87	63,11	7,50	100,00

Рис. 9. Результаты элементного картирования литого образца состава  $Co(Cr30W5C1,5)$  и исследование элементов его микроструктуры методом EDS  
 Fig. 9. Results of elemental mapping of the as-cast sample with the composition  $Co(Cr30W5C1,5)$  and analysis of its microstructure elements using the EDS method



Wt, %	Cr	Ni	W	Сумма
Spectrum 1	22.67	69,26	4,09	100,00
Spectrum 2	76,56	5,00	3,58	100,00
Spectrum 3	22,30	67,07	4,34	100,00
Spectrum 4	75,88	5,67	4,20	100,00

Рис. 10. Результаты элементного картирования литого образца состава Ni(Cr30W5C1,5) и исследование элементов его микроструктуры методом EDS  
Fig. 10. Results of elemental mapping of the as-cast sample with the composition Ni(Cr30W5C1.5) and analysis of its microstructure elements using the EDS method



Wt, %	Cr	Fe	W	Сумма
Spectrum 1	18,92	75,01	3,16	100,00
Spectrum 2	29,71	56,81	4,61	100,00
Spectrum 3	18,50	72,77	2,82	100,00
Spectrum 4	32,64	52,76	6,51	100,00

Рис. 11. Результаты элементного картирования литого образца состава  $\text{Fe}(\text{Cr}30\text{W}5\text{C}1,5)$  и исследование элементов его микроструктуры методом EDS  
Fig. 11. Results of elemental mapping of the as-cast sample with the composition  $\text{Fe}(\text{Cr}30\text{W}5\text{C}1,5)$  and analysis of its microstructure elements using the EDS method

### Заключение

Установлено, что многокомпонентная матрица на основе Fe, Co, Ni, Al и Mn в сочетании с карбидами хрома и вольфрама формирует стабильную микроструктуру, включающую твёрдые растворы с ОЦК и ГЦК-решётками, а также дисперсные карбидные фазы ( $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , WC). Термообработка при температурах до 1000 °C не приводит к радикальным изменениям фазового состава, однако в сплавах  $\text{Al}_2\text{CoNiFe}(\text{Cr}30\text{W}5\text{C}1,5)$  и  $\text{CoNiFe}(\text{Cr}30\text{W}5\text{C}1,5)$  при высоких температурах наблюдается усиление карбидообразо-

вания. Продемонстрировано, что микроструктура сплавов с матрицей на основе CoNiFe подобна структуре традиционных стеллитов.

Полученные результаты указывают на возможность управления эксплуатационными свойствами сплавов за счёт варьирования состава матрицы и режимов термообработки. Сочетание высокой твёрдости, термостойкости и экономичности (снижение доли кобальта) делает исследуемые системы перспективными для применения в условиях экстремальных механических и термических нагрузок. Дальнейшие исследования целесообразно

направить на изучение корреляции между фазовым составом, структурой карбидов и функциональными характеристиками, такими как

износостойкость и коррозионная устойчивость, а также на оптимизацию технологических параметров получения исследуемых материалов.

### Список литературы/References

1. Li Z., Cui Y., Wang J. et al. Characterization of Microstructure and Mechanical Properties of Stellite 6 Part Fabricated by Wire Arc Additive Manufacturing. *Metals*. 2019;9:474. DOI: 10.3390/met9040474
2. Shahroozi A., Afsari A., Khakan B. Microstructure and mechanical properties investigation of stellite 6 and Stellite 6/TiC coating on ASTM A105 steel produced by TIG welding process. *Surface and Coatings Technology*. 2018;350:648–658. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.07.044
3. Pala Z., Bai M., Lukac F., Hussain T. Laser Clad and HVOF-Sprayed Stellite 6 Coating in Chlorine-Rich Environment with KCl at 700 °C. *Oxidation of Metals*. 2017;88:749–771. DOI: 10.1007/s11085-017-9776-7
4. Deloro Stellite Group [Electronic resource]. Available at: <https://www.deloro.com> (accessed October 12, 2023)
5. da Silva W.S., Souza R.M., Mello J.D.B., Goldenstein H. Room temperature mechanical properties and tribology of NICRALC and Stellite casting alloys. *Wear*. 2011;271(9–10):1819–1827. DOI: 10.1016/j.wear.2011.02.030
6. Liang X., Strong G. Acid resistant austenitic alloy for valve seat inserts. Patent US 7,754,142 B2, 2010.
7. ГОСТ 21449–75. Прутки для наплавки. Технические условия. М.: Изд-во стандартов, 1975. 32 с. [GOST 21449–75. [Rods for Cladding. Technical Specifications]. Moscow: Standards Publ., 1975. 32 p. (In Russ.)]
8. Gao M.C., Yeh J.W., Liaw P.K., Zhang Y. *High-entropy alloys: Fundamentals and applications*. Springer International Publishing, 2016. 516 p.
9. Murty B.S., Ranganathan S., Yeh J.W., Bhattacharjee P.P. *High-entropy alloys*. Elsevier Inc., 2019. 363 p.
10. Cantor B. *Fundamentals of Multicomponent High-Entropy Materials*. Oxford University Press, 2024. 534 p. DOI: 10.1093/9780191986710.001.0001
11. Wang P., Wu K., Wu W., Guo Z., Chen S. Current-carrying wear behavior of CoCrFeNiW0.2 and CoCrFeNiW0.2 + 3at.% C high entropy alloys. *Tribology International*. 2024;197:109749. DOI: 10.1016/j.triboint.2024.109749
12. Sun C., Li P., Xi S. et al. A new type of high entropy alloy composite Fe<sub>18</sub>Ni<sub>23</sub>Co<sub>25</sub>Cr<sub>21</sub>Mo<sub>8</sub>W<sub>Nb</sub>3C prepared by mechanical alloying and hot pressing sintering. *Materials Science and Engineering: A*. 2018;728:144–150. DOI: 10.1016/j.msea.2018.05.022
13. Kwon H., Zargaran A., Asghari-Rad P., Kim E.S., Gu G.H., Lee J., Moon J., Bae J.W., Kim H.S. Metastability engineering of partially recrystallized C-doped non-equiatom CoCrFeNiMo medium-entropy alloy. *Appl. Phys. Lett.* 2021;119:141901. DOI: 10.1063/5.0065000
14. Singh S., Bai M., Matthews A., Goel S., Joshi S.N. Critical raw material-free multi-principal alloy design for a net-zero future. *Scientific Reports*. 2025;15(1):3132. DOI: 10.1038/s41598-025-87784-0
15. Soria-Biurrun T., Sridar S., Frisk K. et al. Experimental investigation and thermodynamic modelling of WC-Fe-Ni-Co-Cr cemented carbides. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2024;124:106824. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2024.106824
16. Cacciamani G., Roncallo G., Wang Y., Vacchieri E., Costa A. Thermodynamic modelling of a six component (C-Co-Cr-Ni-Ta-W) system for the simulation of Cobalt based alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;730. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.09.327
17. Li Z. Interstitial equiatom CoCrFeMnNi high-entropy alloys: carbon content, microstructure, and compositional homogeneity effects on deformation behavior. *Acta Materialia*. 2019;164:400–412. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.10.050
18. Li H., Lin H., Liang X. et al. In Situ Development and High Temperature Features of CoCrFeNi-M<sub>6</sub>C<sub>p</sub> High Entropy-Alloy Based Hardmetal. *Metals*. 2020;10(3):408. DOI: 10.3390/met10030408

19. Li J., Xiang S., Luan H. et al. Additive manufacturing of high-strength CrMnFeCoNi high-entropy alloys-based composites with WC addition. *Journal of Materials Science & Technology*. 2019;35(11):2430–2434. DOI: 10.1016/j.jmst.2019.05.062

20. Poletti M.G., Fiore G., Gili F. et al. Development of a new high entropy alloy for wear resistance: FeCoCrNiW<sub>0.3</sub> and FeCoCrNiW<sub>0.3</sub> + 5 at. % of C. *Materials & Design*. 2017;115:247–254. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.11.027

21. He M., Eizadjou M., Chen H. et al. Microstructure and properties of CoCrFeNi-based multi-principal element alloys containing C and Sc. *Journal of Materials Science*. 2022;57:9442–9453. DOI: 10.1007/s10853-022-07227-3

22. Ko J.Y., Hong S.I. Microstructural evolution and mechanical performance of carbon-containing CoCrFeMnNi-C high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;743:115–125. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.01.348

23. Ali N., Zhang L., Dongming L. et al. Enhancing the strength-ductility trade-off in hot-forged Fe<sub>50</sub>Mn<sub>30</sub>Co<sub>10</sub>Cr<sub>10</sub> high entropy alloy (HEA) through carbon additions. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;27. DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.02.232

24. Muftah W., Vishnyakov V. Microstructure and properties of FeCrMnNiC<sub>x</sub> compositionally complex bulk alloys. *Vacuum*. 2021;188:110181. DOI: 10.1016/j.vacuum.2021.110181

#### **Информация об авторах**

**Бодров Евгений Геннадьевич**, технический директор, АО «КОНАР», Челябинск, Россия; e\_bodrov@mail.ru.

**Михайлов Дмитрий Вячеславович**, инженер Управления научной и инновационной деятельности, Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия; a\_b\_c81@mail.ru.

**Насери Маджид**, старший научный сотрудник НИЛ «Высокоэнтропийные материалы», Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия; naserim@susu.ru.

**Бильгенов Арман**, научный сотрудник НИЛ «Водородные технологии в металлургии», Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия; bilgenova@susu.ru.

**Шабалина Дарья Александровна**, лаборант Инновационного отдела, студент кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия; darasabalina359@gmail.com.

**Киселев Михаил Викторович**, студент кафедры литейного производства и упрочняющих технологий, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия; geos86@gmail.com.

**Самодурова Марина Николаевна**, д-р техн. наук, и. о. заведующего кафедрой информационно-измерительной техники, Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия; samodurovamn@susu.ru.

**Трофимов Евгений Алексеевич**, д-р хим. наук, доц., проф. кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия; trofimovea@susu.ru.

#### **Information about the authors**

**Evgeny G. Bodrov**, Technical Director, JSC “KONAR”, Chelyabinsk, Russia; e\_bodrov@mail.ru.

**Dmitry V. Mikhailov**, Engineer of the Department of Scientific and Innovative Activities, South Ural State University, Chelyabinsk, Russia; a\_b\_c81@mail.ru.

**Majid Naseri**, Senior Researcher at the Laboratory of High-Entropy Materials, South Ural State University, Chelyabinsk, Russia; naserim@susu.ru.

**Arman Bilgenov**, Research Scientist at the Laboratory of Hydrogen Technologies in Metallurgy, South Ural State University, Chelyabinsk, Russia; bilgenova@susu.ru.

**Darya A. Shabalina**, Laboratory Assistant of the Department of Innovation, Student of the Department of Materials Science and Physical Chemistry of Materials, South Ural State University, Chelyabinsk, Russia; darasabalina359@gmail.com.

**Mikhail V. Kiselev**, Student of the Department of Foundry Production and Strengthening Technologies, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia; reos86@gmail.com.

**Marina N. Samodurova**, Dr. Sci. (Eng.), Acting Head of the Department of Information and Measuring Equipment, South Ural State University, Chelyabinsk, Russia; samodurovamn@susu.ru.

**Evgeny A. Trofimov**, Dr. Sci. (Chem.), Ass. Prof., Prof. of the Department of Materials Science and Physical Chemistry of Materials, South Ural State University, Chelyabinsk, Russia; trofimovea@susu.ru.

*Статья поступила в редакцию 18.04.2025*

*The article was submitted 18.04.2025*