



ISSN 1995-2732 (Print), 2412-9003 (Online)  
УДК 669.017  
DOI: 10.18503/1995-2732-2025-23-2-111-118

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СПЛАВОВ M(CR30W5C1.5)

Бодров Е.Г.<sup>1</sup>, Шабалина Д.А.<sup>2</sup>, Самодурова М.Н.<sup>2</sup>, Киселев М.В.<sup>3</sup>, Зайцева О.В.<sup>2</sup>, Трофимов Е.А.<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет), Челябинск, Россия

<sup>3</sup>Уральский федеральный университет имени первого президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

**Аннотация.** Актуальность работы обусловлена необходимостью разработки экономически доступных материалов, сочетающих высокую износостойкость, термостойкость и стабильность, для замены дорогостоящих кобальтовых сплавов в условиях растущих требований современного промышленного производства. Цель работы – комплексное термодинамическое моделирование температурной зависимости фазового состава, кристаллизации и изменения плотности высокоэнтропийных сплавов системы M(Cr30W5C1.5) (M = Co, Fe, Ni, Al, Mn) для оптимизации их эксплуатационных характеристик. Изучение возможностей влияния состава матрицы M на формирование кристаллических структур (ГЦК/ОЦК), карбидообразование ( $M_7C_3/M_{23}C_6$ ) и характер изменения плотности позволило выявить ключевые закономерности этих процессов. Методы включали подход CALPHAD с применением программного комплекса Thermo-Calc (версия 2024a) и базы данных TCHEA5, а также моделирование неравновесной кристаллизации сплавов по методу Шейла. Результаты показали, что состав матрицы M определяет доминирующую кристаллическую структуру: в алюминийсодержащих системах стабилизируется ОЦК-фаза, тогда как в многокомпонентных сплавах на основе Co, Ni, Mn и Fe формируется матрица со структурой ГЦК (за исключением системы, в которой Fe является основой матрицы). Выявлены различия в карбидообразовании: в матрице на основе Co преобладает карбид  $M_7C_3$ , в большинстве других систем –  $M_{23}C_6$ , а в системах MnCoNiFe(Cr30W5C1.5) и CoNiFe(Cr30W5C1.5) наблюдается сосуществование разных карбидов. Моделирование плотности выявило, что алюминийсодержащие сплавы обладают на 20–25% меньшей плотностью и повышенным риском образования дефектов при кристаллизации, тогда как для систем на основе Co, Ni и Fe следует ожидать меньшего количества дефектов. Практическая значимость работы заключается в обнаружении перспективных систем MnCoNiFe(Cr30W5C1.5) и CoNiFe(Cr30W5C1.5), сочетающих стабильную ГЦК-матрицу, возможность управляемого карбидообразования и умеренные изменения плотности при кристаллизации, что актуально для создания новых сплавов, которые могут найти применение в аэрокосмической, энергетической и машиностроительной отраслях.

**Ключевые слова:** CALPHAD, модель Шейла, высокоэнтропийные сплавы, кристаллизация, ГЦК/ОЦК-структуры, плотность сплавов

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

© Бодров Е.Г., Шабалина Д.А., Самодурова М.Н., Киселев М.В., Зайцева О.В., Трофимов Е.А., 2025

### Для цитирования

Моделирование фазового состава и кристаллизации сплавов M63.5Cr30W5C1.5 / Бодров Е.Г., Шабалина Д.А., Самодурова М.Н., Киселев М.В., Зайцева О.В., Трофимов Е.А. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2025. Т. 23. №2. С. 111-118. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2025-23-2-111-118>



Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.  
The content is available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

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

Bodrov E.G.<sup>1</sup>, Shabalina D.A.<sup>2</sup>, Samodurova M.N.<sup>2</sup>, Kiselev M.V.<sup>3</sup>, Zaitseva O.V.<sup>2</sup>, Trofimov E.A.<sup>2</sup><sup>1</sup>JSC KONAR, Chelyabinsk, Russia<sup>2</sup>South Ural State University (National Research University), Chelyabinsk, Russia<sup>3</sup>Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Yekaterinburg, Russia

**Abstract.** The relevance of the work is due to the need to develop economically accessible materials that combine high wear resistance, thermal stability, and reliability to replace expensive cobalt-based alloys in the conditions of growing demands of modern industrial production. The objective of the work is a comprehensive thermodynamic modeling of the temperature dependence of phase composition, crystallization, and density changes of high-entropy alloys of the M(Cr30W5C1.5) system (M = Co, Fe, Ni, Al, Mn) to optimize their performance characteristics. The study of how the matrix M composition influences the formation of crystal structures (FCC/BCC), carbide formation ( $M_7C_3/M_{23}C_6$ ), and density variations allowed us to identify key patterns of these processes. The methods used included the CALPHAD approach with the Thermo-Calc software package (version 2024a) and the TCHEA5 database, as well as non-equilibrium crystallization modeling of alloys using the Scheil method. The results showed that the matrix M composition determines the dominant crystal structure: BCC phases are stabilized in aluminum-containing systems, while multi-component alloys based on Co, Ni, Mn, and Fe form an FCC matrix (except for systems where Fe is the basis of the matrix). Differences in carbide formation were revealed:  $M_7C_3$  carbides predominate in the Co-based matrix,  $M_{23}C_6$  predominates in most other systems, and coexistence of different carbides is observed in the MnCoNiFe(Cr30W5C1.5) and CoNiFe(Cr30W5C1.5) systems. Density modeling showed that aluminum-containing alloys have 20–25% lower density and an increased risk of defect formation during crystallization, whereas systems based on Co, Ni, and Fe are expected to exhibit fewer defects. The practical relevance of the work lies in identifying promising MnCoNiFe(Cr30W5C1.5) and CoNiFe(Cr30W5C1.5) systems, which combine a stable FCC matrix, controlled carbide formation capabilities, and moderate density changes during crystallization. This is relevant for creating new alloys that can be applied in aerospace, energy, and mechanical engineering industries.

**Keywords:** CALPHAD, Scheil model, high-entropy alloys, crystallization, FCC/BCC structures, alloy density

*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 number No. 075-15-2022-1243.*

**For citation**

Bodrov E.G., Shabalina D.A., Samodurova M.N., Kiselev M.V., Zaitseva O.V., Trofimov E.A. Modeling of Phase Composition and Crystallization of M63.5Cr30W5C1.5 alloys. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2025, vol. 23, no. 2, pp. 111–118. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2025-23-2-111-118>

**Введение**

Современные требования к материалам, используемым в промышленности, сельском хозяйстве и энергетике, диктуют необходимость сочетания высокой износостойкости, термостойкости и экономической доступности. В частности, это актуально для технологий наплавки, где ключевыми критериями являются долговечность, устойчивость к абразивному износу и иногда способность сохранять свойства при значительных температурах. Традиционно в таких условиях применяются кобальтохромовые сплавы, такие как стеллиты, чья микроструктура, образуемая карбидами, распределёнными в кобальтовой матрице, обеспечивает выдающуюся износостойкость, в том числе и при повышенных температурах [1, 2]. Однако их высокая стоимость, обусловленная содержанием дефицитного кобальта, а также сложность обработки ограничивают их массовое применение [3, 4]. Альтернативой служат сплавы с подобной структурой на

основе железа (например, сормайт [5]), которые дешевле, но уступают в термостойкости и долговечности [6]. Это создает потребность в разработке новых систем, объединяющих преимущества обоих классов материалов.

В настоящее время одним из перспективных направлений в создании новых металлических материалов стали высокоэнтروпийные сплавы (ВЭС), характеризующиеся наличием многокомпонентной матрицы, ни один из компонентов которой не преобладает в её составе. Уникальные свойства некоторых представителей этой группы сплавов, такие как высокая прочность, термическая стабильность и коррозионная стойкость, объясняются эффектом высокой конфигурационной энтропии, что, помимо прочего, приводит к затруднениям диффузии и росту зерен [7–10].

Исследования последних лет позволяют предположить, что использование в наплавочных материалах вместо кобальтовой матрицы смеси элементов с сопоставимым (близким к эквимоллярному) присут-

ствием Fe, Co и Ni (наряду с карбидообразующими элементами – Cr, W, C) может позволить достичь сопоставимых со стеллитами характеристик и при этом снизить себестоимость материала. В частности, сплав  $\text{FeCoCrNiW}_{0,3} + 5 \text{ ат.}\% \text{ C}$  благодаря формированию карбидов Cr и W в аустенитной матрице [11] демонстрирует износостойкость, твёрдость и жаростойкость, характерные для кобальтовых сплавов.

В настоящей работе исследуются сплавы системы  $\text{M}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$ , где M представляет собой комбинацию от 1 до 4 металлов из следующего списка: Co, Fe, Ni, Al, Mn. Числа в скобках в используемых далее формулах конкретных сплавов типа  $\text{AlCoNiFe}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$  отражают мас. % компонентов. Количественное отношение элементов, образующих основу матрицы, отражают индексы у этих элементов: для  $\text{AlCoNiFe}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$ ,  $\text{MnCoNiFe}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$  и  $\text{CoNiFe}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$  это эквимолярное отношение, а для  $\text{Al}_2\text{CoNiFe}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$  – количество Al в два раза превышает количества других элементов, образующих матрицу.

Выбор компонентов матрицы обусловлен стремлением создать сложный твёрдый раствор, сочетающий достоинства разных по свойствам элементов и при этом обладающий преимуществами, связанными с эффектами высокой энтропии. При этом хром, вольфрам и углерод обеспечивают формирование карбидных фаз, критически важных для износостойкости [12–14]. Подобные системы ранее изучались в контексте создания многокомпонентных сплавов, где вариация состава M позволяла управлять фазовым составом и механическими свойствами [15–18]. Однако специфика кристаллизации и распределения фаз в системах с переменным количеством основных элементов (M) до настоящего времени остаётся недостаточно изученной.

Таким образом, в основе работы лежит предположение о том, что комбинация нескольких металлов в матрице M позволит оптимизировать баланс между твердостью и пластичностью за счет синергетического влияния на формирование твёрдорастворной металлической фазы и карбидов.

Предполагается, что модель Шейла, успешно используемая для моделирования кристаллизации традиционных сплавов, может быть применена для высокоэнтروпийных систем, обеспечив приемлемое качество прогнозирования фазового состава закристаллизовавшегося металла.

Также предполагается, что изменение плотности образцов исследуемых сплавов при изменении температуры и в том числе в процессе кристаллизации коррелирует с фазовым составом, а понимание того, как будет меняться плотность, имеет большое значение для предсказания вероятности образования дефектов при наплавке.

Целью настоящего исследования стало комплексное термодинамическое моделирование температурной зависимости фазового состава, кристаллизации и зависимости изменения плотности от температуры для ряда сплавов вида  $\text{M}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$ .

## Материалы и методы исследования

CALPHAD основан на минимизации энергии Гиббса системы, что позволяет прогнозировать устойчивые фазы, их количественные соотношения и температурные закономерности реализации фазовых превращений.

В рамках исследования фазового состава и процессов кристаллизации сплавов изучены системы с различными комбинациями металлов-матриц:  $\text{AlCoNiFe}$ ,  $\text{Al}_2\text{CoNiFe}$ ,  $\text{MnCoNiFe}$ ,  $\text{CoNiFe}$ , а также моносистемные матрицы (Co, Ni, Fe) с фиксированным содержанием Cr, W и C:  $\text{AlCoNiFe}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$ ,  $\text{Al}_2\text{CoNiFe}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$ ,  $\text{MnCoNiFe}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$  и  $\text{CoNiFe}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$ ,  $\text{Co}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$ ,  $\text{Ni}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$  и  $\text{Fe}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$ . Термодинамическое моделирование проведено с использованием методов CALPHAD, реализованных в программном комплексе Thermo-Calc (версия 2024a). Расчеты равновесных составов выполнялись для температурного интервала 400–1600°C с применением специализированной базы данных TCHEA5, адаптированной для высокоэнтропийных сплавов.

Также выполнено моделирование изменения плотности образцов в том же температурном диапазоне для оценки возможной усадки металла. Моделирование изменений плотности проводилось с учетом всех фазовых переходов, характерных для изученного интервала температур, включая плавление/кристаллизацию, что позволило оценить риски дефектообразования при технологических процессах.

Для анализа неравновесной кристаллизации исследуемых материалов использована модель Шейла, учитывающая отсутствие диффузии в твердой фазе. Данный подход интегрирован в Thermo-Calc. Использование этой модели обеспечивает учет локальных равновесий на границе раздела фаз при постепенном затвердевании.

Результаты равновесного и неравновесного моделирования сопоставлены для выявления различий, обусловленных кинетическими ограничениями.

## Полученные результаты и их обсуждение

Термодинамическое моделирование равновесных состояний сплавов системы  $\text{M}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$  выявило зависимость фазового состава от температуры и состава матрицы. Для многокомпонентных систем  $\text{AlCoNiFe}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$  и  $\text{Al}_2\text{CoNiFe}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$  доминирующей твёрдой металлической фазой в интересующем нас интервале температур является твёрдый раствор с ОЦК-структурой (рис. 1, а и б), тогда как в системах  $\text{MnCoNiFe}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$ ,  $\text{CoNiFe}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$ ,  $\text{Co}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$  и  $\text{Ni}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$  преобладает ГЦК-фаза (рис. 1, в–е). Для системы  $\text{Fe}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$  наблюдается стабильность структуры ОЦК во всем температурном диапазоне (рис. 1, ж).

Карбидные фазы  $\text{M}_7\text{C}_3$  и  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  демонстрируют вариативность: в алюминийсодержащих системах доминирует  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  (20–30 об.%), тогда как в кобальтовой матрице ( $\text{Co}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$ ) преобладает  $\text{M}_7\text{C}_3$  (см. рис. 1). Для  $\text{MnCoNiFe}(\text{Cr}_{30}\text{W}_{5}\text{C}_{1.5})$  и

CoNiFe(Cr30W5C1.5) характерно сосуществование обеих карбидных фаз, соотношение между которыми зависит от температуры.

Моделирование изменения плотности (**рис. 2**) показало, что алюминийсодержащие системы имеют на 20–25% меньшую плотность по сравнению с другими

сплавами. Во всех системах наблюдается скачкообразное снижение плотности при плавлении (выше 1200°C), а максимальное изменение плотности  $\Delta\rho$  при кристаллизации характерно для алюминийсодержащих композиций, что указывает на повышенный риск образования дефектов.

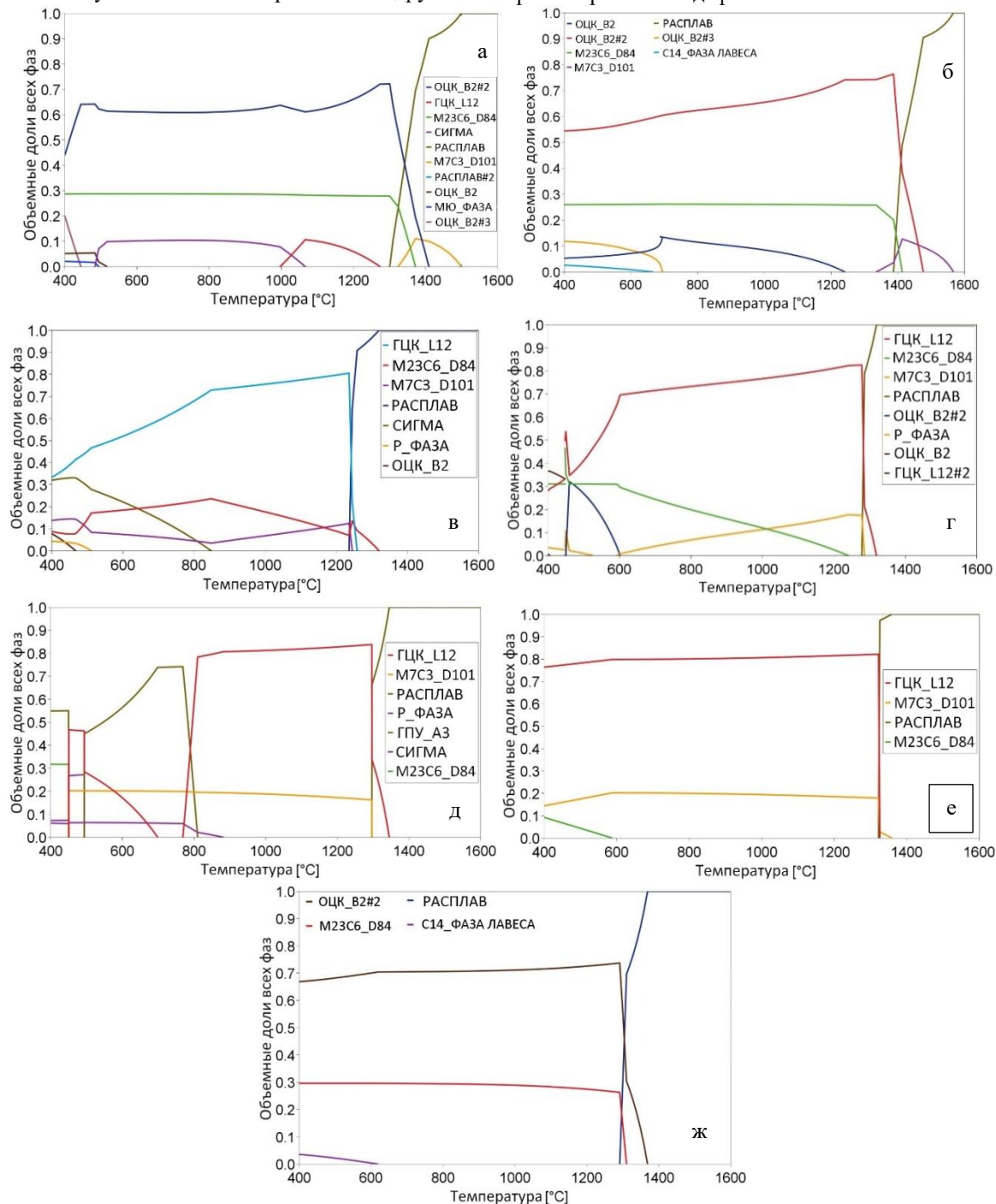


Рис. 1. Равновесные фазовые составы систем М(Сr30W5С1.5) в интервале 400–1600°С:

a – AlCoNiFe(Cr30W5C1.5); б – Al<sub>2</sub>CoNiFe(Cr30W5C1.5); в – MnCoNiFe(Cr30W5C1.5);

г – CoNiFe(Cr30W5C1.5); д – Co(Cr30W5C1.5)/Stellite 6; е – Ni(Cr30W5C1.5); ж – Fe(Cr30W5C1.5)

Fig. 1. Equilibrium phase compositions of the M(Cr30W5C1.5) systems in the range of 400–1600°C:

a is AlCoNiFe(Cr30W5C1.5); б is Al<sub>2</sub>CoNiFe(Cr30W5C1.5); в is MnCoNiFe(Cr30W5C1.5);

г is CoNiFe(Cr30W5C1.5); д is Co(Cr30W5C1.5)/Stellite 6; е is Ni(Cr30W5C1.5); ж is Fe(Cr30W5C1.5)

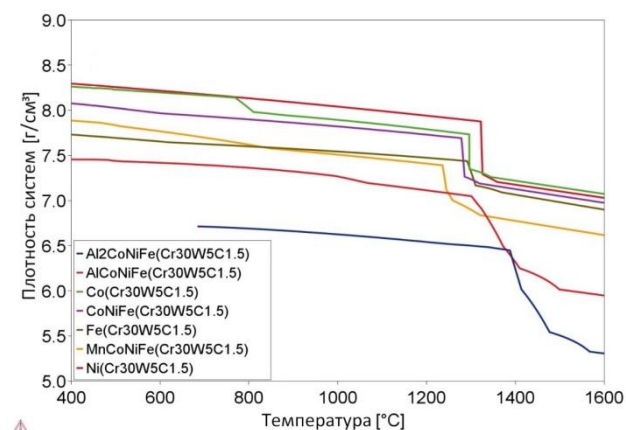


Рис. 2. Результаты моделирования изменения плотности образцов различных изученных составов в интервале температур 400–1600 °C при условии достижения составами образцов состояния фазового равновесия

Fig. 2. Simulation results of density changes for samples of various studied compositions in the temperature range of 400–1600 °C under the condition of achieving phase equilibrium in the samples

Результаты моделирования кристаллизации по методу Шейла (представленные на **рис. 3**, наряду с результатами моделирования с использованием модели равновесной кристаллизации – линии «Равновесие») выявили различия в последовательности фазообразования. В системах  $\text{AlCoNiFe}(\text{Cr30W5C1.5})$  и  $\text{Al}_2\text{CoNiFe}(\text{Cr30W5C1.5})$  кристаллизация начинается с выделения карбидов  $\text{M}_7\text{C}_3$  (**рис. 3, а и б**), тогда в  $\text{CoNiFe}(\text{Cr30W5C1.5})$  и  $\text{Co}(\text{Cr30W5C1.5})$  первичной фазой является ГЦК-матрица (**рис. 3, г и д**). Для  $\text{MnCoNiFe}(\text{Cr30W5C1.5})$  и  $\text{Fe}(\text{Cr30W5C1.5})$  первичное образование  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  сопровождается последующим появлением  $\text{M}_7\text{C}_3$  (**рис. 3, в и ж**). Интервал кристаллизации (величина, влияющая на ликвацию) варьируется от 50 °C (для  $\text{Ni}(\text{Cr30W5C1.5})$ ) до 250 °C (для  $\text{Al}_2\text{CoNiFe}(\text{Cr30W5C1.5})$ ). В системах с алюминием возможно формирование двух ОЦК-фаз, потенциально ведущих к микроструктурной неоднородности.

Полученные данные демонстрируют, что состав матрицы М в сплавах  $\text{M}(\text{Cr30W5C1.5})$  критически влияет на фазовую стабильность, микроструктуру и теплофизические свойства. Преобладание ОЦК-структур в алюминийсодержащих системах согласуется с известной способностью алюминия образовывать в многокомпонентных сплавах фазы с объемно-центрированной кубической решеткой. Это может быть связано с его электронными характеристиками, которые изменяют межатомные взаимодействия и подавляют формирование ГЦК-фаз. Однако наличие двух ОЦК-фаз в  $\text{Al}_2\text{CoNiFe}(\text{Cr30W5C1.5})$  указывает на возможную химическую неоднородность матрицы, что требует дополнительного изучения для оценки её влияния на пластичность и прочность.

Различия в доминирующих карбидных фазах ( $\text{M}_7\text{C}_3$  или  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ ) между системами подчеркивают роль основного металла матрицы в термодинамической стабильности образующихся соединений. Например, пре-

обладание  $\text{M}_7\text{C}_3$  в системе на основе кобальта (Stellite 6) коррелирует с промышленными данными, согласно которым этот карбид обеспечивает высокую износостойкость. В то же время сосуществование  $\text{M}_7\text{C}_3$  и  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  в  $\text{MnCoNiFe}(\text{Cr30W5C1.5})$  и  $\text{CoNiFe}(\text{Cr30W5C1.5})$  может создавать сложные микроструктуры с градиентами твердости, что создаёт возможность управления распределением частиц карбидов посредством вариации термических режимов.

Результаты моделирования плотности выявили ключевые риски для алюминийсодержащих систем: значительное снижение плотности при кристаллизации ( $\Delta\rho$ ) и низкие абсолютные значения указывают на повышенную вероятность усадки и деформаций. Это согласуется с известными проблемами литья легких сплавов, где быстрое охлаждение усиливает внутренние напряжения. Напротив, системы на основе только Co, Ni и Fe демонстрируют более плавные изменения плотности, что делает их предпочтительными для процессов наплавки с жесткими требованиями к геометрической стабильности.

Анализ кристаллизации с помощью модели Шейла позволяет предположить, что последовательность фазообразования определяет морфологию частиц карбидов. Системы с первичным выделением карбидов (это системы, содержащие алюминий), вероятно, будут склонны к формированию крупных включений, которые могут выступать концентраторами напряжений. В то же время сплавы с первичным образованием металлической матрицы обеспечивают дисперсное распределение карбидов, что должно положительно сказываться на механических свойствах. Широкий интервал кристаллизации в алюминийсодержащих системах (до 250 °C) дополнительно усложняет контроль микроструктуры, повышая роль скорости охлаждения в минимизации ликвации.

Сопоставление расчетов с использованием равновесной и неравновесной моделей подчеркивает ограничения возможностей классических термодинамических подходов. Например, наличие сигма-фазы в равновесных прогнозах для  $\text{Co}(\text{Cr30W5C1.5})$  не противоречит его промышленному применению (Stellite 6), поскольку кинетические барьеры подавляют её образование. Всё это подтверждает необходимость для реалистичного прогнозирования комбинирования CALPHAD с кинетическими моделями. Полученные в ходе работы результаты формируют основу для целевого экспериментального тестирования, направленного на валидацию прогнозов для систем с матрицей, образующейся на основе  $\text{MnCoNiFe}$  и  $\text{CoNiFe}$ , для которых полученные данные по моделированию фазового состава и плотности выглядят наиболее перспективно с точки зрения инженерных применений.

### Заключение

Исследование выявило ключевые закономерности в сплавах вида  $\text{M}(\text{Cr30W5C1.5})$ . Состав матрицы М определяет кристаллическую структуру: алюминий стабилизирует ОЦК-решетку, а Co, Ni, Fe – ГЦК-фазу. Тип карбидов зависит от состава М: в системе на основе Co доминирует  $\text{M}_7\text{C}_3$ , в алюмосодержащих системах, а также в Fe-, Ni-матрицах –  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ .

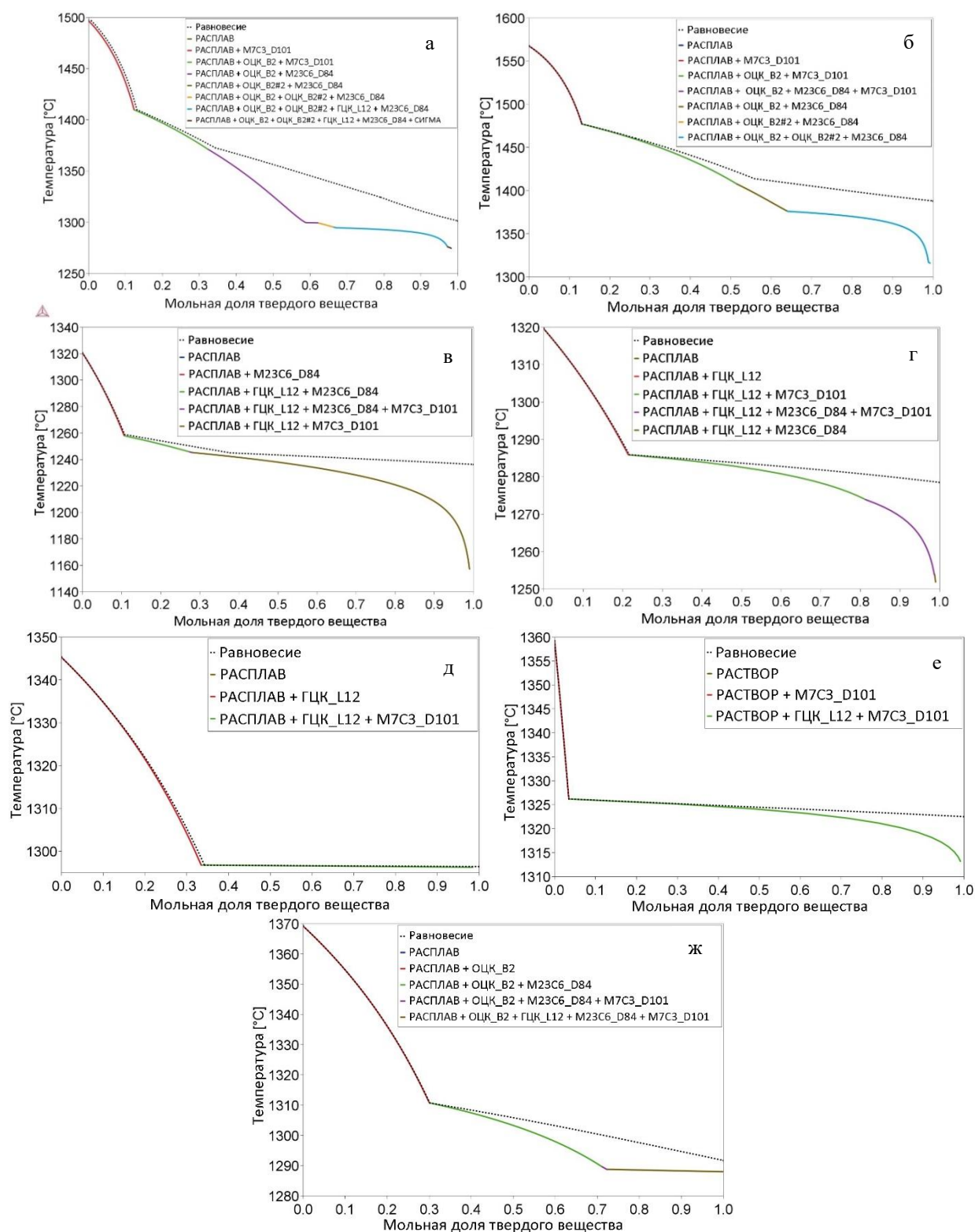


Рис. 3. Результаты моделирования кристаллизации по модели Шейла для систем M(Cr30W5C1.5): а – AlCoNiFe(Cr30W5C1.5); б – Al<sub>2</sub>CoNiFe(Cr30W5C1.5); в – MnCoNiFe(Cr30W5C1.5); г – CoNiFe(Cr30W5C1.5); д – Co(Cr30W5C1.5)/Stellite 6; е – Ni(Cr30W5C1.5); ж – Fe(Cr30W5C1.5)

Fig. 3. Simulation results of crystallization using the Scheil model for the M(Cr30W5C1.5) systems: а is AlCoNiFe(Cr30W5C1.5); б is Al<sub>2</sub>CoNiFe(Cr30W5C1.5); в is MnCoNiFe(Cr30W5C1.5); г is CoNiFe(Cr30W5C1.5); д is Co(Cr30W5C1.5)/Stellite 6; е is Ni(Cr30W5C1.5); ж is Fe(Cr30W5C1.5)

В системах MnCoNiFe(Cr30W5C1.5) и CoNiFe(Cr30W5C1.5) прогнозируется сосуществование разных карбидов. Алюминийсодержащие сплавы демонстрируют на 20–25% меньшую плотность и высокий риск возникновения дефектов при кристаллизации, тогда как системы без алюминия более стабильны.

Анализ результатов моделирования по Шейлу показал, что первичное выделение карбидов (характерное для алюминийсодержащих систем) может привести к образованию крупных включений, ухудшающих свойства металла, а первичное образование металлической матрицы способствует дисперсному распределению упрочняющих фаз. Для прикладного применения, вероятно, наиболее перспективными можно считать сплавы MnCoNiFe(Cr30W5C1.5) и CoNiFe(Cr30W5C1.5), сочетающие стабильную ГЦК-матрицу и возможность управления карбидообразованием. Комбинация методов CALPHAD и модели Шейла подтвердила свою эффективность для оптимизации многокомпонентных сплавов.

#### Список источников

- Deloro Stellite Group. URL: <https://www.deloro.com> (дата обращения: 12.10.2023).
- Dwivedi, Dheerendra Kumar. Surface engineering: Enhancing life of tribological components // Springer India. 2018. 224 p. DOI: 10.1007/978-81-322-3779-2
- Femtosecond laser joining of Stellite and stainless steel / David Fieser, Lingyue Zhang, Matthew Yao, Hugh Shortt, Peter Liaw, Anming Hu // Manufacturing Letters Volume 41, Supplement, October 2024, Pages 332-338. DOI: 10.1016/J.MFGLET.2024.09.039
- Некрасов Р.Ю., Темпель О.А., Васков Д.Е. Восстановление работоспособности крупногабаритных деталей с применением наплавки стеллитом // Известия ТулГУ. Технические науки. 2021. № 11. С. 431–435.
- ГОСТ 21449-75. Прутки для наплавки. Технические условия. М.: Изд-во стандартов, 1975. 32 с.
- Воздвиженский В.М., Грачев В.А., Спасский В.В. Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении. Москва: Машиностроение, 1984. 432 с.
- High-entropy alloys / Murty B.S., Ranganathan S., Yeh J.W., Bhattacharjee P.P. // Elsevier Inc. 2019. 363 p.
- Cantor, Brian. Fundamentals of Multicomponent High-Entropy Materials // Oxford University Press. 2024. 534 p. DOI: 10.1093/9780191986710.001.0001
- High-entropy alloys: Fundamentals and applications / Michael C. Gao, Jien-Wei Yeh, Peter K. Liaw, Yong Zhang // Springer International Publishing, 2016. 516 p.
- Yanchun Zhou, Huimin Xiang, Fu-zhi Dai. High-Entropy Materials: From Basics to Applications // Wiley-VCH GmbH, 2023. 261 p. DOI: 10.1002/9783527837205
- Development of a new high entropy alloy for wear resistance: FeCoCrNiW0.3 and FeCoCrNiW0.3 + 5 at.% of C // Materials & Design. 2017, vol. 115, pp. 247-254.
- Miracle D.B., Senkov O.N. Acta Materialia A critical review of high entropy alloys and related concepts // Acta Mater. 2017, vol. 122, pp. 448-511.
- 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, vol. 730, pp. 291-310.
- Microstructure and Performance Characterization of a Novel Cobalt High-Entropy Alloy / Xueyao Wu, Rong Liu, Xiaozhou Zhang, and Matthew X. Yao // Metallurgical And Materials Transactions A 4066 – Volume 52A, 2021. doi: 10.1007/s11661-021-06365-8
- Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys / B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent // Materials Science and Engineering: A, 2004, 375-377(1-2 SPEC. ISS.), p. 213-218.
- Thermodynamic database for multi-principal element alloys within the system Al-Co-Cr-Fe-Mn-Ni-C / Bengt Hallstedt, Mehdi Noori, Fabian Kies, Felix Oppermann, Christian Haase // Calphad. Volume 83, December 2023, 102644. DOI: 10.1016/J.CALPHAD.2023.102644
- Strengthening mechanism in two-phase FeCoCrNiMnAl high entropy alloy coating / Yan Cui, Junqi Shen, Sunusi Marwana Manladan, Keping Geng, Shengsun Hu // Applied Surface Science Volume 530, 15 November 2020, 147205. DOI: 10.1016/j.apsusc.2020.147205
- Multiscale-phase-driven strength-ductility synergy in Fe3Cr2CoNiAlx high entropy alloys // Shu Xu, Xingshuo Liu, Rui Li, Xiaofeng Fan, Qingqi Liu, Aoxiang Li, Pengfei Yu, Yongyong Wang, Gong Li // Intermetallics Volume 156, May 2023, 107865 DOI: 10.1016/J.INTERMET.2023.107865

#### References

- Deloro Stellite Group. Available at: <https://www.deloro.com> (Accessed October 12, 2023).
- Dwivedi Dheerendra Kumar. Surface engineering: Enhancing life of tribological components. Springer India, 2018. 224 p. DOI: 10.1007/978-81-322-3779-2.
- Fieser David, Zhang Lingyue, Yao Matthew, Shortt Hugh, Liaw Peter, Hu Anming. Femtosecond laser joining of Stellite and stainless steel. Manufacturing Letters. 41, 332-338 (2024). DOI: 10.1016/j.mfglet.2024.09.039.
- Nekrasov R.Yu., Tempel O.A., Vaskov D.E. Restoration of large-sized parts operability using Stellite cladding. *Izvestiya TulGU. Tekhnicheskie nauki* [Izvestiya Tula State University. Technical Sciences], 2021;(11):431-435. (In Russ.)
- State standard GOST 21449-75. Rods for Cladding. Technical Specifications. Moscow: Standards Publishing House, 1975, 32 p. (In Russ.)
- Vozdvizhensky V.M., Grachev V.A., Spassky V.V. *Liteynye splavy i tekhnologiya ikh plavki v mashinostroenii*. [Foundry alloys and their melting technology in mechanical engineering]. Moscow: Mashinostroenie, 1984, 432 p. (In Russ.)
- Murty B.S., Ranganathan S., Yeh J.W., Bhattacharjee P.P. High-entropy alloys. Elsevier Inc., 2019, 363 p.
- Cantor Brian. Fundamentals of Multicomponent High-Entropy Materials. Oxford University Press, 2024, 534 p. DOI: 10.1093/9780191986710.001.0001.
- Gao Michael C., Yeh Jien-Wei, Liaw Peter K., Zhang Yong. High-entropy alloys: Fundamentals and applications. Springer International Publishing, 2016, 516 p.
- Zhou Yanchun, Xiang Huimin, Dai Fuzhi. High-Entropy Materials: From Basics to Applications. Wiley-VCH GmbH, 2023, 261 p. DOI: 10.1002/9783527837205
- Development of a New High Entropy Alloy for Wear Resistance: FeCoCrNiW0.3 and FeCoCrNiW0.3 + 5 at.% of C. Materials & Design. 2017;115:247-254.

12. Miracle D.B., Senkov O.N. A Critical Review of High Entropy Alloys and Related Concepts. *Acta Materialia*. 2017;122:448-511.
13. 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;730:291-310.
14. Wu Xueyao, Liu Rong, Zhang Xiaozhou, Yao Matthew X. Microstructure and Performance Characterization of a Novel Cobalt High-Entropy Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 52A (2021). DOI: 10.1007/s11661-021-06365-8
15. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural Development in Equiatomic Multicomponent Alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2004;375-377(1-2):213-218.
16. Hallstedt Bengt, Noori Mehdi, Kies Fabian, Oppermann Felix, Haase Christian. Thermodynamic Database for Multi-Principal Element Alloys within the System Al-Co-Cr-Fe-Mn-Ni-C. *Calphad*. 2023;83:102644. DOI: 10.1016/J.CALPHAD.2023.102644
17. Cui Yan, Shen Junqi, Manladan Sunusi Marwana, Geng Keping, Hu Shengsun. Strengthening Mechanism in Two-Phase FeCoCrNiMnAl High Entropy Alloy Coating. *Applied Surface Science*. 2020;530:147205. DOI: 10.1016/j.apsusc.2020.147205
18. Xu Shu, Liu Xingshuo, Li Rui, Fan Xiaofeng, Liu Qingqi, Li Aoxiang, Yu Pengfei, Wang Yongyong, Li Gong. Multiscale-Phase-Driven Strength-Ductility Synergy in Fe<sub>3</sub>Cr<sub>2</sub>CoNiAl<sub>x</sub> High Entropy Alloys. *Intermetallics*. 2023;156:107865. DOI: 10.1016/J.INTERMET.2023.107865

Поступила 11.04.2025; принята к публикации 14.05.2025; опубликована 30.06.2025  
Submitted 11/04/2025; revised 14/05/2025; published 30/06/2025

**Бодров Евгений Геннадьевич** – технический директор,  
АО «КОНАР», Челябинск, Россия.

Email: e\_bodrov@mail.ru. ORCID 0009-0007-4896-8394

**Шабалина Дарья Александровна** – лаборант,

Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет),  
Челябинск, Россия.

Email: darasabalina359@gmail.com. ORCID 0009-0009-3881-2542

**Самодурова Марина Николаевна** – доктор технических наук, и.о. заведующего кафедрой,

Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет),  
Челябинск, Россия.

Email: samodurovamn@susu.ru. ORCID 0000-0002-1505-1068

**Киселев Михаил Викторович** – студент,

Уральский федеральный университет имени первого президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия.

Email: geos86@gmail.com. ORCID 0009-0002-5744-1512

**Зайцева Ольга Владимировна** – кандидат химических наук, доцент,

Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет),  
Челябинск, Россия.

Email: zaitcevaov@susu.ru. ORCID 0000-0001-5888-3297

**Трофимов Евгений Алексеевич** – доктор химических наук, профессор,

Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет),  
Челябинск, Россия.

Email: trofimovea@susu.ru. ORCID 0000-0001-8073-3244

**Evgenii G. Bodrov** – Technical Director,

JSC KONAR, Chelyabinsk, Russia.

Email: e\_bodrov@mail.ru. ORCID 0009-0007-4896-8394

**Darya A. Shabalina** – Laboratory Assistant,

South Ural State University (National Research University), Chelyabinsk, Russia.

Email: darasabalina359@gmail.com. ORCID 0009-0009-3881-2542

**Marina N. Samodurova** – DrSc(Eng.), Acting Head of the Department,

South Ural State University (National Research University), Chelyabinsk, Russia.

Email: samodurovamn@susu.ru. ORCID 0000-0002-1505-1068

**Mikhail V. Kiselev** – Student,

Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Yekaterinburg, Russia.

Email: reos86@gmail.com. ORCID 0009-0002-5744-1512

**Olga V. Zaitseva** – PhD (Eng.), Associate Professor,

South Ural State University (National Research University), Chelyabinsk, Russia.

Email: zaitcevaov@susu.ru. ORCID 0000-0001-5888-3297

**Evgeny A. Trofimov** – DrSc(Eng.), Professor,

South Ural State University (National Research University), Chelyabinsk, Russia.

Email: trofimovea@susu.ru. ORCID 0000-0001-8073-3244