

УДК 546.06, 538.91, 539.8

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2025-1-27-40>

Научная статья

Research article



Получение литых лигатур с высоким содержанием Cr методами центробежной СВС-металлургии

А.Н. Кубанова^{1,2}, Д.М. Икорников¹, В.Н. Санин¹, Д.А. Мартынов³¹ Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова РАН

Россия, 142432, Московская обл., г. Черноголовка, ул. Академика Осипяна, 8

² Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого

Россия, 300026, г. Тула, пр-т Ленина, 125

³ ООО «Центр исследований, дизайна и технологий»

Россия, 300025, г. Тула, пр-т Ленина, 102, к. 4

✉ Анастасия Николаевна Кубанова (kubanova@tsput.ru)

Аннотация: Методами центробежной СВС-металлургии получены литые лигатуры Mo–Cr, W–Cr и Cr–Al с высоким содержанием Cr. Выполнен термодинамический анализ температуры горения и состава равновесных продуктов в зависимости от соотношения исходных компонентов смеси. На основе анализа определены оптимальные составы для проведения экспериментальных исследований. Экспериментально установлена эффективность применения функциональных добавок CaF₂ (плавиковый шпат) и гексафтороалюмината натрия Na₃[AlF₆] (криолит) с целью снижения температуры плавления шлаковой фазы (уменьшения ее вязкости) и облегчения процесса фазоразделения при производстве литых лигатур из тугоплавких металлов методом центробежной СВС-металлургии. Анализ экспериментов показал необходимость ввода избыточного содержания MoO₃ и WO₃ при производстве лигатур Mo–Cr и W–Cr соответственно ввиду неполного восстановления Mo и W из их оксидов. Анализ микроstructures полученных лигатур свидетельствует о наличии дендритной структуры, что типично для литого состояния сплавов. По результатам микроанализов (EDS), все полученные лигатуры близки к своим расчетным и целевым значениям химических составов. Микроанализ состава разных участков слитков не выявил заметных различий по составу сплава. Проведенные рентгенофазовые анализы синтезируемых лигатур показали наличие пиков твердых растворов, сформированных на основе соответствующих целевых элементов. Анализ данных химического состава, полученного с помощью метода масс-спектропии с индуктивно-связанной плазмой, для синтезированных сплавов систем Cr–W, Cr–Mo и Cr–Al выявил их полное соответствие значениям по допустимым концентрациям как целевых элементов, так и примесных компонентов.

Ключевые слова: лигатура, хром, молибден, вольфрам, алюминий, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, центробежная СВС-металлургия.

Для цитирования: Кубанова А.Н., Икорников Д.М., Санин В.Н., Мартынов Д.А. Получение литых лигатур с высоким содержанием Cr методами центробежной СВС-металлургии. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2025;31(1):27–40.

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2025-1-27-40>

Production of cast master alloys with high chromium content using centrifugal SHS metallurgy

A.N. Kubanova^{1,2}, D.M. Ikornikov¹, V.N. Sanin¹, D.A. Martynov³¹ Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science of the Russian Academy of Sciences

8 Academician Osipyan Str., Chernogolovka, Moscow Region 142432, Russia

² Tula State Pedagogical University n.a. L.N. Tolstoy

125 Lenin Prosp., Tula 300026, Russia

³ LLC “Research, Design and Technology Center”

4 Bld, 102 Lenin Prosp., Tula 300025, Russia

✉ Anastasiya N. Kubanova (kubanova@tsput.ru)

Abstract: Cast master alloys of the Mo–Cr, W–Cr, and Cr–Al systems with high chromium content were produced using the methods of centrifugal SHS metallurgy. A thermodynamic analysis was performed to evaluate the combustion temperature and the equilibrium composition

© 2025 г. А.Н. Кубанова, Д.М. Икорников, В.Н. Санин, Д.А. Мартынов

of the reaction products depending on the ratios of the initial components in the mixture. Based on this analysis, optimal compositions were identified for further experimental studies. The effectiveness of functional additives, namely calcium fluoride CaF_2 (fluorspar) and sodium hexafluoroaluminate $\text{Na}_3[\text{AlF}_6]$ (cryolite), was experimentally confirmed. These additives were shown to lower the melting point of the slag phase (reducing its viscosity), which facilitated phase separation during the production of cast master alloys from refractory metals using centrifugal SHS metallurgy. The experiments demonstrated the need to introduce excess amounts of MoO_3 and WO_3 during the production of Mo–Cr and W–Cr master alloys, respectively, due to incomplete reduction of molybdenum and tungsten from their oxides. Microstructural analysis of the obtained master alloys revealed a dendritic structure, which is typical for cast materials. EDS microanalysis showed that the chemical compositions of all synthesized alloys closely matched their calculated and target compositions. Composition analysis at different locations within the ingots revealed no significant variations in composition. X-ray phase analysis confirmed the presence of solid solution phases formed from the target elements. The results of inductively coupled plasma mass spectrometry (ICP-MS) confirmed that the chemical compositions of the synthesized Cr–W, Cr–Mo, and Cr–Al alloys fully comply with the permissible concentrations of both target elements and impurities.

Keywords: master alloy, chromium, molybdenum, tungsten, aluminum, self-propagating high-temperature synthesis, centrifugal SHS metallurgy.

For citation: Kubanova A.N., Ikonnikov D.M., Sanin V.N., Martynov D.A. Production of cast master alloys with high chromium content using centrifugal SHS metallurgy. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2025;31(1):27–40. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2025-1-27-40>

Введение

Технологии легирования современных промышленных сплавов получили практически повсеместное распространение в различных отраслях промышленности. Оптимальный выбор состава легирующих компонентов и технологии легирования сплавов позволяет решать сложные задачи при конструировании и производстве различных изделий, достигая совокупности востребованных эксплуатационных характеристик [1; 2]. Введение лигатур заданного состава дает возможность прецизионно контролировать концентрацию легирующих элементов и осуществлять без значимых потерь ввод в сплав легкоокисляющихся или летучих компонентов при высоких температурах плавки за счет внесения их в связанном литом (сплавленном) состоянии.

В настоящее время основным промышленным способом получения большинства используемых промышленных лигатур является прямое сплавление металлов методами электрометаллургии, которое характеризуется высокими энергетическими и материальными затратами из-за необходимости применения исходных материалов высокой чистоты. К тому же, ввиду использования исходных компонентов с сильно различной температурой плавления, возрастают потери легколетучих компонентов, что влияет как на качество лигатуры, так и на конечную себестоимость выпускаемых промышленных сплавов.

Литые лигатуры различного состава на основе хрома (Cr–Al, Cr–Cu, Cr–Fe, Cr–Ti, Cr–V–Al и др.) плотно укрепились в металлургической отрасли в качестве легирующих добавок при производстве высоколегированных марок сталей, жаропрочных никелевых сплавов, алюминиевых сплавов и др. [3; 4]. Так как температура плавления хро-

ма находится на уровне 1900 °С, то расплавить его в вакууме невозможно из-за сублимации (испарение из твердого состояния) [3]. Поэтому для получения лигатур с высоким содержанием Cr проводят сплавление исходных металлов в инертном газе при давлении более 760 мм рт. ст., но это ведет к усложнению технологического цикла.

В связи с этим получение хромосодержащих легирующих сплавов со значительной разницей в температурах плавления с помощью традиционных металлургических методов вызывает ряд трудностей [5]. Существенное различие температур плавления алюминия и хрома делает процесс производства лигатуры Cr–Al крайне затратным из-за большого испарения алюминия в процессе выплавки или же вызывает необходимость применения многостадийных методов порошковой металлургии, требующих высокой чистоты исходных компонентов [5]. Высокие температуры плавления вольфрама, молибдена и хрома не позволяют осуществлять приготовление лигатур методами классической плавки шихтовых материалов. Из-за обозначенной особенности традиционное производство сплавов систем Mo–Cr и W–Cr основано на двух основных технологических принципах:

— дорогостоящие вакуумно-дуговые и электронно-лучевые переплавы, приводящие к большим потерям исходных материалов в силу их испаряемости под воздействием высоких температур;

— порошковые методы, включающие многостадийные процессы прессования порошков исходных металлов высокой чистоты, как правило, с последующим их спеканием в средах инертных/активных газов (азота, аргона/водорода).

Таким образом, можно сделать вывод о необходимости повышения энергоэффективности

производства лигатур из материалов, значительно отличающихся по температуре плавления, а также снижения себестоимости производства при сохранении свойств и качества материалов.

Одним из относительно молодых способов получения литых и порошковых материалов на основе металлов и их соединений является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) [6; 7], который уже нашел свое использование для производства различных лигатур, применяемых для разработки новых высокопрочных сплавов конструкционного назначения, в том числе для работы в арктических условиях [8–10]. Одно из важных технологических направлений СВС-процессов — центробежная СВС-металлургия [11–13], которая представляет собой комбинацию СВС и металлотермии [14]. Отличительная особенность СВС-металлургии заключается в проведении высокотемпературных реакций восстановления в сочетании с дополнительным физическим воздействием (влиянием центробежных сил), что позволяет получать качественные литые продукты горения, а также является дополнительным инструментом в управлении процессами формирования состава и структуры получаемых литых СВС-материалов [11; 15; 16–18].

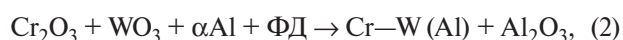
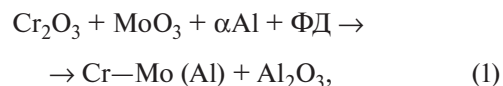
Цель настоящей работы состояла в разработке химико-технологических основ синтеза сплавов с высокой концентрацией хрома (Cr—Mo, Cr—W, Cr—Al) методами центробежной СВС-металлургии.

Методика исследований и материалы

В основе процесса получения исследуемых сплавов лежит реакция экзотермического взаимо-

действия оксидов целевых металлов (Cr, W и Mo) с алюминием (металлом-восстановителем), протекающая в режиме фронтального горения (СВС) и сопровождающаяся плавлением (литьем) конечных продуктов с их последующим фазоразделением под воздействием центробежных сил, создаваемых в центробежной СВС-установке.

В общем виде химические схемы получения исследуемых составов можно представить следующим образом:



где ФД — функциональная добавка на основе флюорита CaF_2 (плавикового шпата) и криолита $\text{Na}_3[\text{AlF}_6]$ (гексафтороалюмината натрия).

В табл. 1 приведены марки и некоторые характеристики используемых, исходных порошковых реагентов. Функциональные добавки вводились в реакционную смесь в виде комплекса двух соединений (криолита и плавикового шпата) для облегчения процесса фазоразделения продуктов реакции.

В качестве целевого состава лигатур Mo—Cr, W—Cr, Cr—Al были выбраны реальные химические композиции, применяемые на ведущих металлургических предприятиях России (табл. 2). Интервал допустимых концентраций элементов для данной группы сплавов был предоставлен потенциальным потребителем результатов НИР: АО «Металлургический завод «Электросталь» (г. Электросталь, Московская обл.).

Таблица 1. Некоторые характеристики исходных веществ и ФД

Table 1. Selected characteristics of raw materials and functional additives

Вещество	Марка	ГОСТ/ТУ	Размер частиц, мкм	Чистота, %
Основные компоненты синтеза				
Cr_2O_3	Ч	ТУ 6-09-4272-84	<20	99,00
WO_3	ЧДА	ТУ 48-4205-122-2019	<20	99,90
MoO_3	ЧДА	ТУ 6-09-4471-77	<50	99,00
Al	ПА-4	ГОСТ 6058-73	<140	98,00
Функциональные добавки (ФД)				
CaO	Чистый	ГОСТ 8677-76	<150	96,0
$\text{Na}_3[\text{AlF}_6]$	КП	ГОСТ 10561-80	<150	97,0
CaF_2	ФФ-97	ГОСТ 29219-91	<100	97,2

Таблица 2. Допустимые концентрации элементов по химическому составу для исследуемых сплавов

Table 2. Permissible element concentrations in the chemical compositions of the studied alloys

Элемент, мас. %	Система		
	Cr–W (Al)	Cr–Mo (Al)	Cr–Al
Cr	Ост.	Ост.	Ост.
Mo	1,0	50–65	–
W	40–60	–	–
Al	–	–	10–25
Примеси, не более			
Al	5,0	5,0	–
C	0,05	0,05	0,04
Si	0,3	0,3	0,5
S	0,01	0,01	0,01
P	0,01	0,01	0,01
Fe	1,0	1,0	0,7
Cu	0,05	0,05	0,2
Co	0,1	0,1	–
O	0,04	0,05	0,04
N	0,04	0,04	0,04
Mg	–	–	0,5
Ti	–	–	0,1
Ni	–	–	0,2
Mn	–	–	0,4
Zn	–	–	0,2

Перед запуском в технологический процесс все порошки исходных оксидных компонентов были просушены от адсорбированной влаги в сушильном шкафу типа СНОЛ ($t = 90\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1\text{ ч}$). После дозирования компонентов из расчета на получение целевого состава сплава было проведено смешивание реагентов в планетарной мельнице марки МП4/5,0 с объемом барабана до 5 л в течение 15–20 мин при соотношении масс шаров и шихты 1/10.

Для подготовки реакционной формы использовали предварительно просушенную (не менее 1 ч при температуре $90\text{ }^{\circ}\text{C}$) тугоплавкую форму из электролитического корунда (Al_2O_3), произведенную НТЦ «Бакор» (г. Щербинка, Московская обл.). Эту форму помещали на вибростол для проведения засыпки смеси с уплотнением. Масса засыпки на различных этапах экспериментов варьировалась в диапазоне 0,5–2,6 кг (в зависимости от объема формы).

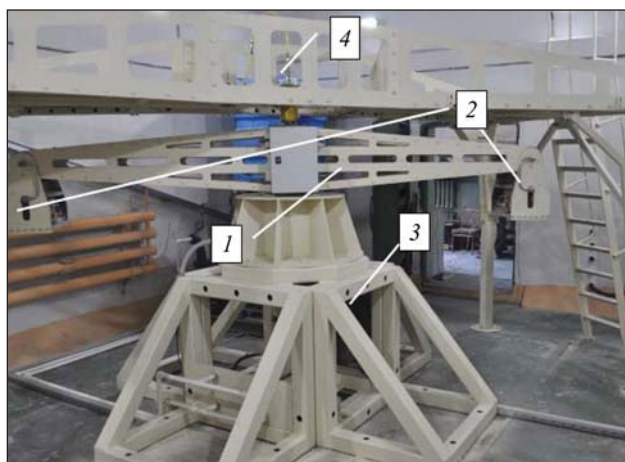


Рис. 1. Внешний вид центробежной установки для получения литых материалов методом центробежного СВС-литья

1 – ротор центробежной установки, 2 – реакционный блок, 3 – электропривод, 4 – система подачи лазерного инициирования

Fig. 1. External view of the centrifugal setup for producing cast materials using centrifugal SHS casting

1 – rotor of the centrifugal setup, 2 – reaction chamber, 3 – electric drive, 4 – laser initiation system

Готовую форму со смесью устанавливали на ротор центробежной СВС-установки, внешний вид которой представлен на рис. 1. Конструкция СВС-установки является оригинальной [6; 7; 13] и включает системы: лазерного инициирования; автоматического контроля скорости вращения ротора для поддержания заданного уровня перегрузки (g); водяного охлаждения реакционного (плавильного) блока; видеоконтроля с возможностью online регистрации процесса горения состава.

Синтез целевого сплава осуществлялся в реакционной форме открытого типа при атмосферном давлении и установившемся вращении ротора, соответствующем перегрузке в $55 \pm 5g$. Температура горения состава составляла более 3000 K , что превышало температуру плавления конечных продуктов. После завершения процесса горения происходили фазоразделение и кристаллизация продуктов реакции под действием центробежных сил и вследствие их взаимной нерастворимости. Охлаждение реакционной массы проводилось принудительно через водоохлаждаемый кожух реакционного блока. Продукты горения представляли собой слиток, состоящий из двух слоев с четко выраженной границей раздела: верхняя часть (шлаковая) – корунд, нижняя – целевой сплав.

Анализ полученных сплавов. Для количественного анализа основных элементов и примесей

использовали атомно-эмиссионный спектрометр с индуктивно-связанной плазмой iCAP 6300 (Thermo Fisher Scientific, США) и анализатор спектра с двойной фокусировкой геометрии Нира—Джонсона. Анализ углерода и серы в металлах выполняли на анализаторе SC844 (LECO, США), кислорода, азота, водорода — на ONH836 (LECO, США).

Фазовый состав определяли методом рентгеноструктурного фазового анализа (РФА) на дифрактометре ДРОН 3-М (ARL X'TRA, Швейцария). Микроструктурные исследования выполняли на сканирующем электронном микроскопе сверхвысокого разрешения «Zeiss Ultra plus» на базе «Ultra 55» (Zeiss Ultra plus Field Emission Scanning Electron Microscope, Германия).

Термодинамический анализ. С целью теоретической оценки максимально реализуемой адиабатической температуры синтеза, при варьировании соотношения исходных компонентов смеси, предварительно проводили термодинамический анализ процессов синтеза в программном пакете «Thermo». Наличие функциональных добавок в исходной смеси не учитывалось в термодинамическом расчете ввиду их малого содержания. Результатами расчета являлись равновесный состав как конденсированных, так и газообразных продуктов, а также адиабатическая температура реакции.

Результаты и их обсуждение

Полученные в работе результаты термодинамического расчета в программном пакете «Thermo» представлены на рис. 2–4.

Анализ полученных данных — адиабатической температуры и концентраций компонентов — в условиях термодинамического равновесия показал, что для системы Mo—Cr температура горения экзотермической смеси может достигать 3500 °С. Следует отметить, что в интервале концентраций молибдена 50–65 мас. % температура составляет 2800–3200 °С, что превышает температуру плавления компонентов и соответствует условиям для получения литых материалов в режиме горения исследуемых составов, причем концентрация газовых компонентов относительно невелика (менее 0,1 мас. %).

Анализ данных для системы W—Cr выявил схожую качественную картину. В интервале концентраций вольфрама 40–60 мас. % температура горения составов превышает 3000 °С, что обеспечивает полное растворение W в расплаве Cr, при

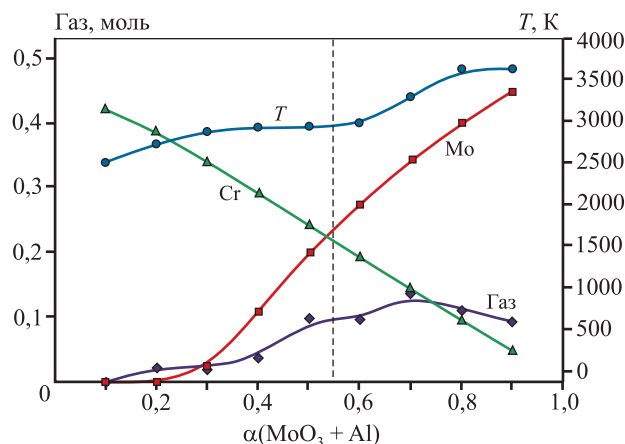


Рис. 2. Результаты термодинамического анализа системы Cr—Mo при варьировании соотношения составов $(1 - \alpha)(\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Al}) + \alpha(\text{MoO}_3 + \text{Al})$

Fig. 2. Results of thermodynamic analysis for the Cr—Mo system at varying composition ratios $(1 - \alpha)(\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Al}) + \alpha(\text{MoO}_3 + \text{Al})$

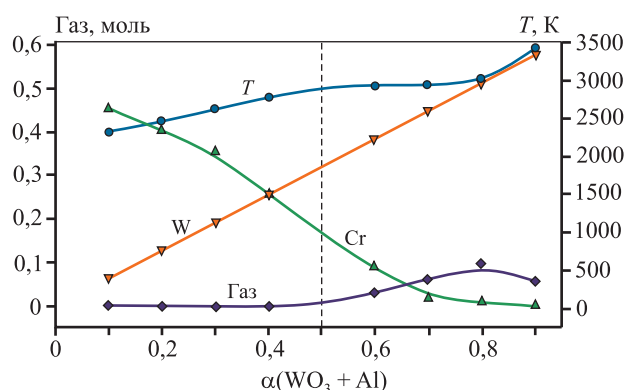


Рис. 3. Результаты термодинамического анализа системы Cr—W при варьировании соотношения составов $(1 - \alpha)(\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Al}) + \alpha(\text{WO}_3 + \text{Al})$

Fig. 3. Results of thermodynamic analysis for the Cr—Mo system at varying composition ratios $(1 - \alpha)(\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Al}) + \alpha(\text{WO}_3 + \text{Al})$

этом содержание газовых компонентов совсем незначительно (менее 0,05 мас. %).

Таким образом, можно сделать заключение, что для получения литых материалов в исследуемых системах Mo—Cr и W—Cr при концентрациях оксидов молибдена (αMoO_3) и вольфрама (αWO_3) выше $\alpha = 0,3$ термодинамических препятствий не существует, т.е. расчетная температура горения составов вполне позволяет получать литые материалы заданного (целевого) состава.

Термодинамический анализ системы Al—Cr проводился с учетом применения в качестве исходного компонента как оксида хрома (VI) (рис. 4, а), так и оксида хрома (III) (рис. 4, б). По-

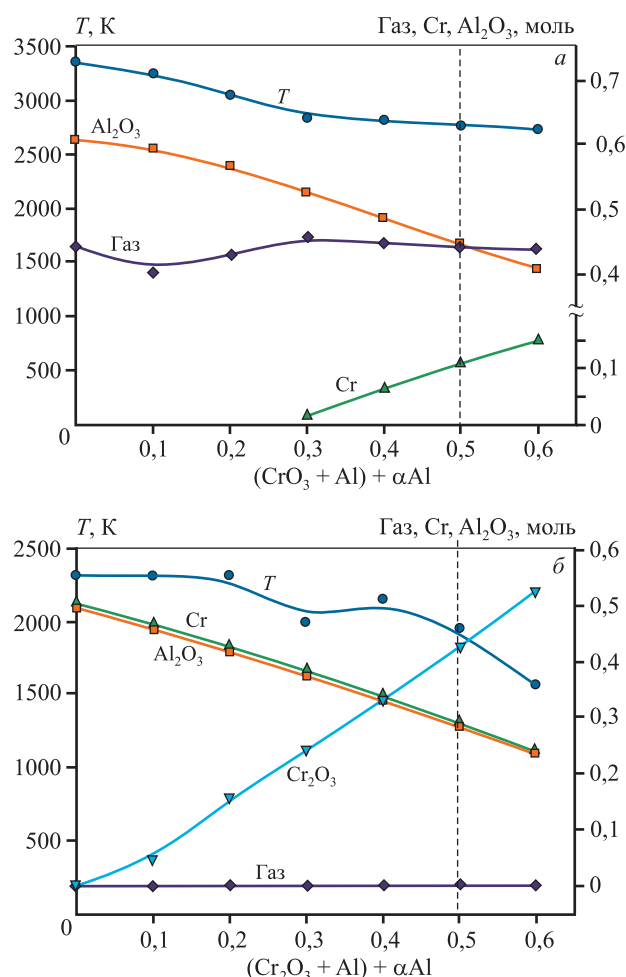


Рис. 4. Результаты термодинамического анализа системы Al—Cr в программном пакете «Thermo» с учетом применения CrO₃ (а) и Cr₂O₃ (б)

Fig. 4. Results of thermodynamic analysis for the Al—Cr system performed in the “Thermo” software package, considering the use of CrO₃ (a) and Cr₂O₃ (b)

лученные результаты показали, что в интервале целевых концентраций 10–25 мас. % Al в составе лигатуры адиабатическая температура горения составляет ~2300 °C для системы Cr₂O₃—Al и ~3000 °C для системы CrO₃—Al. С учетом этих данных, а также принимая во внимание температуру плавления хрома, было принято решение об использовании в процессе синтеза смеси окислителя в виде комплексного оксида хрома в соотношении 50/50 [Cr₂O₃ + CrO₃]. Данное решение аргументировано повышением адиабатической температуры смеси до уровня порядка 2500–2700 °C, а также появлением чистого хрома (полным восстановлением оксида хрома) в составе продуктов реакции.

При разработке рецептур шихтовых материалов и выборе режимов получения сплавов заданного состава необходимо иметь общие данные о харак-

тере взаимодействия исследуемых материалов в зависимости от температуры в равновесных условиях. Такие данные можно извлечь из анализа фазовых диаграмм. Используемые в работе фазовые диаграммы представлены в источниках [19–24].

Анализ системы Mo—Cr [19; 20; 22] показал, что оба компонента имеют неограниченную растворимость друг в друге, что, безусловно, будет способствовать более равномерному распределению компонентов в слитке на стадии синтеза.

Для системы W—Cr [23] выявлен аналогичный характер взаимодействия, т.е. оба компонента имеют неограниченную растворимость друг в друге. При этом следует отметить, что в заданном интервале соотношения исследуемых компонентов температура плавления составляет порядка 2100 °C.

Проведенный анализ для системы Al—Cr [24] показал, что общий характер взаимодействия основных компонентов системы способствует образованию различных фаз (AlCr, AlCr₂, αAl₈Cr₅, βAl₈Cr₅ и т.д.) в процессе охлаждения и кристаллизации состава. Необходимо подчеркнуть, что в заданном диапазоне соотношения изучаемых компонентов температура плавления составляет ~1650÷1700 °C.

Влияние ФД на полноту фазоразделения

На примере получения сплава системы Cr—Mo опишем влияние введения ФД в состав исходной смеси на формирование макроструктуры образца и полноту фазоразделения. В состав смеси в качестве функциональной добавки вводили два соединения: флюорит CaF₂ (плавиковый шпат) и гексафтороалюминат натрия Na₃[AlF₆] (криолит). Основная функция вводимых добавок — снижение температуры плавления шлаковой фазы и, как следствие, уменьшение ее вязкости. Это создает благоприятные условия для более полного протекания процесса фазоразделения металлической (целевой) фазы от оксидной (шлаковой) фазы и обеспечивает формирование более четкой границы их раздела.

На рис. 5 представлен внешний вид образца системы Cr—Mo, в исходном составе которого отсутствовала ФД. Видно, что процесс фазоразделения является незавершенным, поскольку не наблюдается четкой границы раздела фаз продуктов реакции по всему сечению слитка. Это приводит к потере выхода целевого продукта и значительно затрудняет разделение фаз после кристаллизации и остывания. Потери целевого сплава могут достигать до 25 мас. %, что является недопустимым. Из



Рис. 5. Полученный образец системы Cr–Mo без использования функциональной добавки
а – внешний вид образца (поперечный скол) после сжигания смеси; **б** – керамическая форма

Fig. 5. Cr–Mo alloy sample produced without functional additives
a – external view of the sample (cross-sectional fracture) after combustion of the mixture); **b** – ceramic mold



Рис. 6. Внешний вид макроструктуры слитков (массой 1–1,45 кг) синтезированных сплавов Cr–Mo (Al) (**а**), Cr–W (Al) (**б**) и Cr–Al (**в**)

Fig. 6. External view of the macrostructure of ingots (mass 1–1.45 kg) synthesized for the Cr–Mo (Al) (**a**), Cr–W (Al) (**b**), and Cr–Al (**c**) alloys

литературы [25; 26] известно, что введение оксида кальция (CaO) в расплав оксида алюминия приводит к снижению температуры плавления. Из анализа фазовой диаграммы $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ следует, что даже незначительная (менее 10 %) добавка CaO уменьшает температуру плавления на 150 °C.

При проведении экспериментов применялась как комплексная ФД, так и смесь фторида кальция (CaF_2) в определенном количестве, что позволяет снизить температуру плавления шлаковой фазы на 100–120 °C, а также решить следующие две задачи. При температуре выше температуры плавления (температура плавления CaF_2 — 1360 °C) происходит разложение данного соединения на Ca и F. Каждый из данных элементов, попадая в высокотемпературный расплав продуктов горения, выполняет свою функцию. Фтор является крайне активным элементом и при реакции с вредными примесями обеспечивает их снижение, в частности серы по реакции $\text{S} + 3\text{F}_2 \rightarrow \text{SF}_6$ с образованием

бесцветного и не имеющего запаха газа. Полезный эффект элементного кальция заключается в том, что на первом этапе кальций в расплаве работает как геттер и активно участвует в реакции раскисления ($\text{Ca} + \text{O} \rightarrow \text{CaO}$) металлического расплава, реагируя с остаточным (растворенным) кислородом в сплаве, обеспечивая уменьшение его концентрации. На втором этапе оксид кальция (CaO) как шлаковая фаза всплывает и взаимодействует с расплавом оксида алюминия, снижая температуру плавления шлаковой фазы. Это приводит к увеличению времени нахождения расплава в жидком состоянии и, как следствие, к повышению полноты фазоразделения продуктов синтеза на металлический и оксидный слой.

Фазовая диаграмма системы $\text{Na}_3\text{AlF}_6-\text{Al}_2\text{O}_3$ имеет простой характер с низкой температурой эвтектики 961 °C, что, в свою очередь, способствует проведению более полного фазоразделения продуктов реакции.

Таким образом, введение ФД положительно влияет на фазоразделение, а граница раздела четко выражена, обеспечивая облегченное разделение фаз после незначительного механического воздействия (удара).

Установленные оптимальные концентрации компонентов смеси и вводимой ФД (общее количество в составе исходной смеси) не подлежат разглашению, так как являются предметом ноу-хау.

Далее все эксперименты по синтезу исследуемых сплавов проводили с добавлением ФД. Внешний вид макроструктуры слитков синтезированных сплавов для каждой из исследуемых систем представлен на рис. 6.

Система Cr—Mo (Al)

Расчет реакции синтеза этого сплава производился с учетом того, что целевым составом сплава должен быть Cr40Mo56Al4 (мас. %). Следует отметить, что взятые расчетные значения концентраций основных компонентов для исследуемых сплавов четко вписываются в интервал их допустимых значений (см. табл. 2).

Как было выявлено на предварительном этапе выполнения работ, полученные слитки сплава системы Cr—Mo (Al) имели заниженное (на 1–2 %) количество Mo, что указывает на неполное восстановление. Учитывая это, на последующем этапе экспериментов была произведена незначительная

коррекция в сторону увеличения доли оксида молибдена от расчетного состава.

На рис. 7 приведены микрофотографии синтезированного литого сплава системы Cr—Mo (Al), полученного в оптимизированных условиях (55g, масса смеси 1,7 кг, с ФД). Анализ представленных на них структуры и структурных составляющих показал, что полученный сплав имеет дендритную структуру (рис. 7, а), наиболее типичную для литых сплавов. Согласно микроанализу сплава (EDS), сделанному с участка поверхности шлифа (рис. 7, б), состав сплава близок к расчетному (рис. 7, в) по концентрации целевых элементов (см. табл. 2), что указывает на правильно подобранное соотношение исходных компонентов в составе исходной смеси. Микроанализ состава для различных участков (верх, низ, середина) образца сплава на основе системы Cr—Mo (Al) не выявил заметных различий по его составу.

Результаты рентгенофазового анализа синтезированного сплава показали только наличие пиков (рис. 8) целевого сплава (твердого раствора Cr в Mo). Основные параметры РФА полученной лигатуры Cr—Mo (Al): анод — Cu, начальный угол — 20°, конечный угол — 100°, шаг — 0,02°, скорость — 0,5 °C/с, максимальное число импульсов — 2063.

Полученные данные свидетельствуют об отсутствии продуктов взаимодействия материала

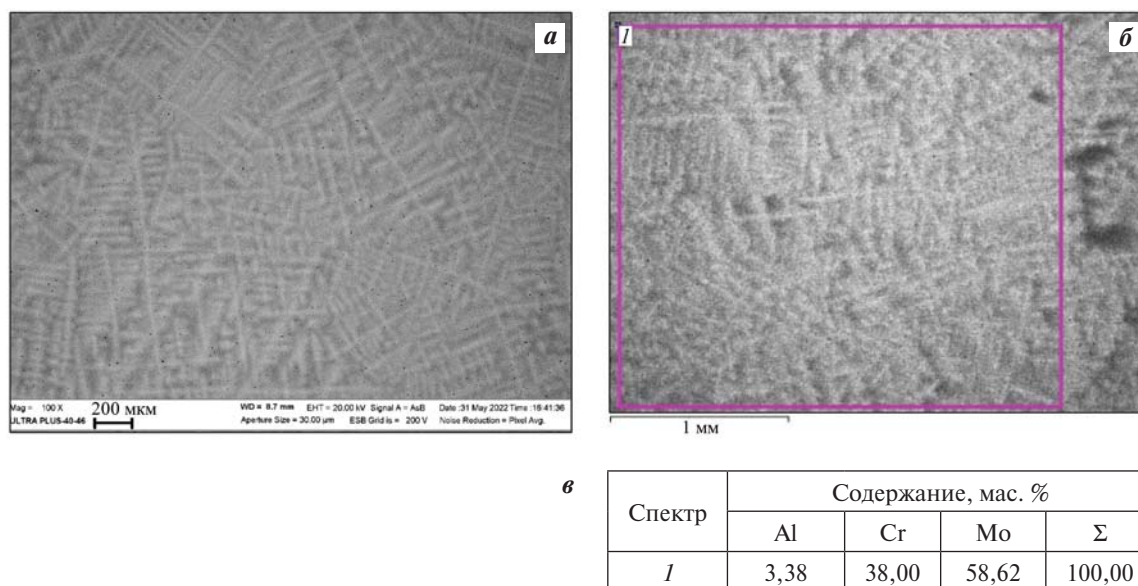


Рис. 7. Микроструктура (а, б) и микроанализ (EDS) состава (б, в) полученного образца сплава на основе системы Cr—Mo (Al) (со шлифа)

Fig. 7. Microstructure (a, b) and EDS composition analysis (b, v) of the Cr—Mo (Al) alloy sample (from a polished cross-section)

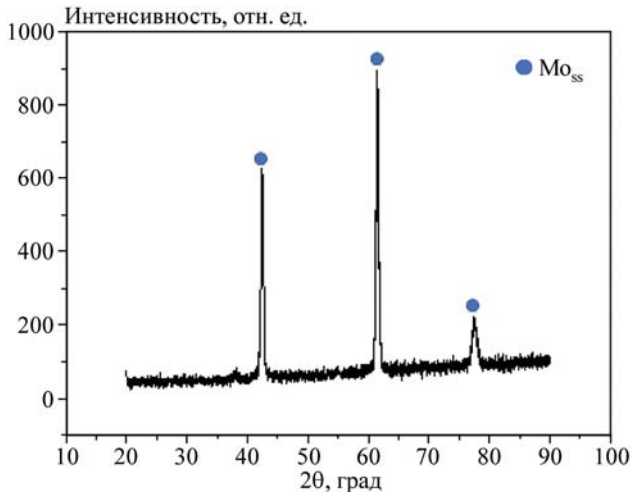


Рис. 8. Рентгенофазовый анализ полученного слитка системы Cr–Mo (Al)

Mo_{ss} – твердый раствор на основе Mo

Fig. 8. X-ray diffraction analysis of the Cr–Mo (Al) alloy ingot
Mo_{ss} – Mo-based solid solution

керамической формы и высокотемпературного расплава продуктов синтеза, несмотря на высокую температуру расплава. Полученный состав сплава вписывается в концентрационный интервал допустимых значений для исследуемых сплавов (см. табл. 2).

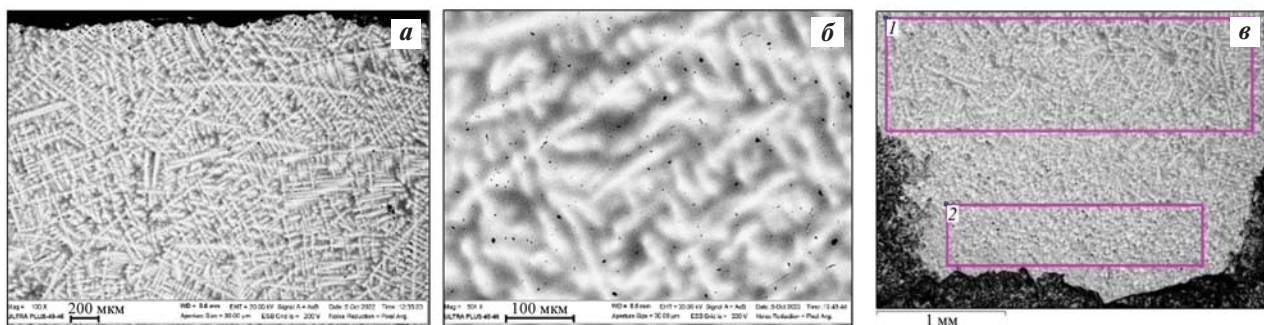
Система Cr–W (Al)

В связи с более высокой температурой плавления вольфрама было принято решение незначи-

тельно снизить концентрацию тугоплавкого компонента относительно расчетного базового состава для первой исследуемой системы Cr–Mo (Al), и в качестве базового состава для экспериментов был выбран сплав Cr43W53Al4 (мас. %).

Микрофотографии структуры и структурных составляющих синтезированных литых образцов сплава на основе системы Cr–W (Al) представлены на рис. 9, а–в. Их анализ показал, что полученный сплав также имеет явно выраженную дендритную структуру. При большем увеличении (рис. 9, б) на разности контрастов заметно дендритное перераспределение концентраций целевых компонентов сплава. Центральная часть ветвей дендритных колоний обогащена W, а периферийная часть – Cr, что позволило проанализировать химический состав в точке с помощью детектора системы микроанализа «INCA Energy 350 XT», установленного на автоэмиссионном сканирующем электронном микроскопе сверхвысокого разрешения. Однако такое распределение имеет микроразмерный масштаб и не влияет на качество получаемых составов.

Микроанализ состава для различных участков (верх, низ, середина) полученного образца сплава на основе системы Cr–W (Al) также не выявил заметных различий по его составу, что объясняется, в первую очередь, особенностями СВС-металлургии и воздействием центробежных сил, которые способствуют более полному перемешиванию компонентов расплава до его кристаллизации.



Спектр	Содержание, мас. %			
	Al	Cr	W	Σ
1	2,91	46,73	50,36	100,00
2	3,85	46,13	50,02	100,00

Рис. 9. Микроструктура (а, б) и микроанализ (EDS) состава (в, з) полученного образца сплава на основе системы Cr–W (Al) (со шлифа)

Fig. 9. Microstructure (а, б) and EDS composition analysis (в, з) of the Cr–W (Al) alloy sample (from a polished cross-section)

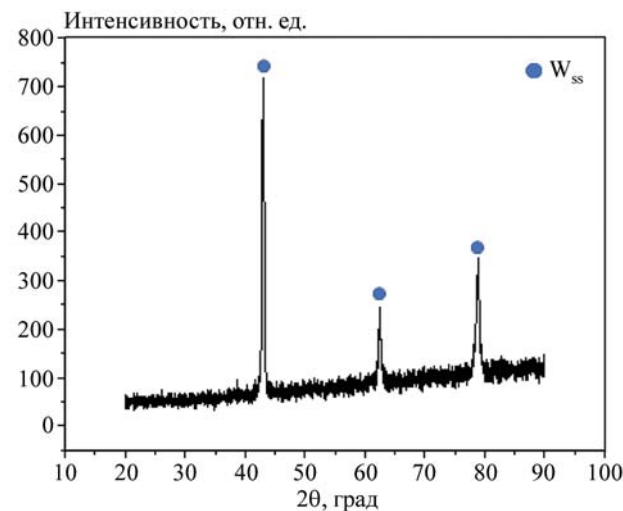


Рис. 10. Рентгенофазовый анализ полученного слитка системы Cr–W (Al)
W_{ss} — твердый раствор на основе W
Fig. 10. X-ray diffraction analysis of the Cr–W (Al) alloy ingot
W_{ss} — W-based solid solution

Наиболее характерные данные по составу полученного сплава представлены на рис. 9, в, г. Видно, что состав сплава соответствует требованиям по концентрации целевых элементов (см. табл. 2), что указывает на правильно подобранное соотношение исходных компонентов в составе исходной смеси.

Результаты рентгенофазового анализа синтезированного сплава для системы Cr–W (Al) показали наличие пиков (рис. 10) твердого раствора, сформированного на основе целевых элементов

(твердого раствора Сг на основе W). Основные параметры РФА полученной лигатуры Cr–W: анод — Cu, начальный угол — 20°, конечный угол — 100°, шаг — 0,02°, скорость — 0,5 °C/с, максимальное число импульсов — 1780.

Как видно, в составе полученного сплава присутствие посторонних нежелательных фаз не выявлено. Уже на данной стадии исследований можно утвердительно сказать, что использование алундовой формы оправдано для получения исследуемых сплавов методом центробежной СВС-металлургии.

Система Cr–Al

На рис. 11, а, б представлены микрофотографии синтезированного литого образца сплава на основе системы Cr–Al при различном увеличении. При большем увеличении (рис. 11, б) в объеме слитка наблюдается наличие неметаллических включений (шлаковой фазы), что является ожидаемым результатом на данной стадии исследований (предварительные серии экспериментов), так как масса сжигаемого состава для данной системы была недостаточно большой и не превышала 550 г. В процессе горения, вследствие интенсивного теплообмена, происходит «быстрое» остывание образца и наблюдается неполное фазоразделение продуктов синтеза. Этот недостаток, как правило, устраняется повышением массы сжимаемого образца, что в перспективе планируется сделать.

Микроанализ (EDS), сделанный с участка поверхности скола (рис. 11, в, г), доказывает, что

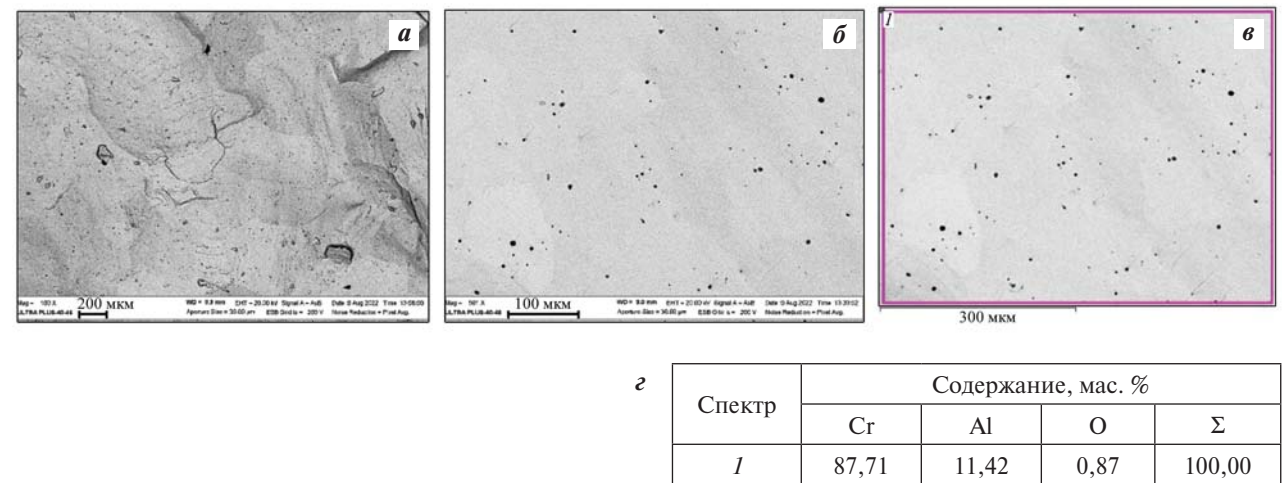


Рис. 11. Микроструктура (а, б) и микроанализ (EDS) состава (в, г) полученного образца сплава на основе системы Cr–Al (со шлифа)
Fig. 11. Microstructure (а, б) and EDS composition analysis (в, г) of the Cr–Al alloy sample (from a polished cross-section)

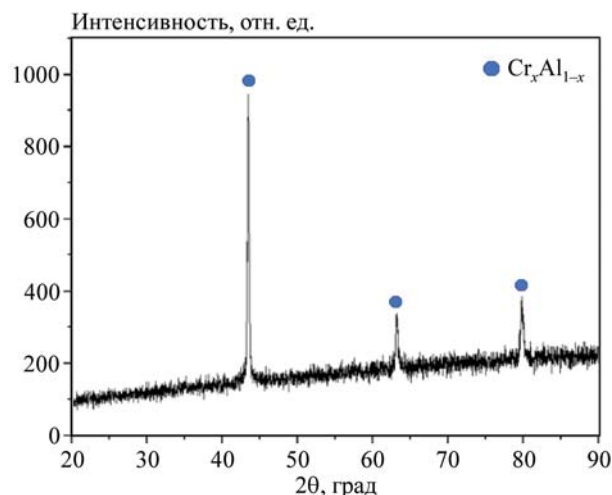


Рис. 12. Рентгенофазовый анализ полученного слитка системы Cr–Al

Fig. 12. X-ray diffraction analysis of the Cr–Al alloy ingot

состав сплава соответствует требованиям по концентрации целевых элементов (см. табл. 2). Содержание остаточного кислорода в составе свидетельствует о наличии неметаллических включений вследствие малого «времени жизни» жидкой фазы (расплава), в течение которого восстановление комплексного оксида хрома происходит не в полном объеме, а образовавшийся Al_2O_3 не успевает перейти в шлаковую фазу.

Результаты рентгенофазового анализа синтезированного сплава системы Cr–Al показали наличие пиков (рис. 12) только целевого сплава, сформированного на основе целевых элементов. Основные параметры РФА полученной лигатуры Cr–Al: анод — Cu, начальный угол — 20° , конечный угол — 100° , шаг — $0,02^\circ$, скорость — $0,5^\circ/\text{с}$, максимальное число импульсов — 1570.

Химический анализ синтезированных сплавов

При разработке химических способов (к которым относится СВС-металлургия) получения сплава важнейшим параметром является состав реакционной смеси для синтеза, определяющий такие условия, как температура, степень (полнота) восстановления исходных компонентов, фазоразделение шлака и металлической фазы. Кроме соответствия химическому составу по основным (целевым) компонентам сплава, важно знать наличие примесей и их концентрации. Поэтому контроль состава, включая все примесные компоненты, является обязательным для получения стабильных и хорошо воспроизводимых физико-механических

Таблица 3. Результаты химического анализа синтезированного сплава системы Cr–Mo (Al)

Table 3. Chemical composition of the synthesized Cr–Mo (Al) alloy

Элемент	Доля, мас. %	Элемент	Доля, мас. %	Элемент	Доля, мас. %
Li	<0,0005	Zn	<0,0005	Sm	<0,0003
Be	<0,0003	As	<0,0005	Eu	<0,0003
B	<0,0002	V	<0,0003	Gd	<0,0004
Al	4,27	Rb	<0,0005	Tb	<0,0003
Na	0,0018	Sr	<0,0002	Dy	<0,0007
Mg	<0,0003	Y	<0,0002	Ho	<0,0003
Si	0,4271	Ga	<0,0007	Er	<0,0003
Ca	<0,0003	Ge	<0,0008	Tm	<0,0001
P	0,0010	Zr	0,0005	Yb	<0,0002
K	0,0020	Nb	<0,001	Lu	<0,0005
Sc	<0,0003	Mo	53,02	Hf	<0,0001
Ti	0,0025	Sn	<0,001	Pt-e	<0,002
Cr	42,51	Sb	<0,0003	Re	<0,0002
Fe	0,2110	Ba	<0,0001	W	0,0564
Mn	<0,0002	La	<0,0003	Pb	<0,0003
Co	<0,0005	Ce	<0,0006	Th	<0,0002
Ni	0,0043	Pr	<0,0005	U	<0,0005
Cu	<0,001	Nd	<0,0007	Ta	0,0011

свойств будущих высокопрочных металлических материалов.

В табл. 3–5 представлен полный химический анализ полученных сплавов, выполненный с использованием атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно-связанной плазмой (ИСП-МС). Метод основан на применении индуктивно-связанной плазмы в качестве источника ионов, а также масс-спектрометра для их разделения и детектирования и является одним из самых прогрессивных методов современного анализа материалов.

В современном производстве металлопродукции уделяется много внимания массовой доле различных газов в составе металлов. Наиболее важные газы, которые могут повлиять на характеристики сплавов, — это азот, кислород и водород. Наиболее распространенным методом анализа содержания газов в металлах является метод сжигания, который позволяет выявлять газовые примеси с точностью до $0,00001\%$. В табл. 6 представлены результаты анализа полученных нами сплавов Cr–M и Cr–W на наличие углерода, серы и газовых примесей.

Таблица 4. Результаты химического анализа синтезированного сплава системы Cr–W (Al)

Table 4. Chemical composition of the synthesized Cr–W (Al) alloy

Элемент	Доля, мас. %	Элемент	Доля, мас. %	Элемент	Доля, мас. %
Li	<0,0005	Zn	0,0010	Sm	<0,0003
Be	<0,0003	As	<0,0005	Eu	<0,0003
B	<0,0002	V	<0,0003	Gd	<0,0004
Al	4,82	Rb	<0,0005	Tb	<0,0003
Na	0,0019	Sr	0,0006	Dy	<0,0007
Mg	<0,0003	Y	<0,0002	Ho	<0,0003
Si	0,4509	Ga	<0,0007	Er	<0,0003
Ca	<0,0003	Ge	<0,0008	Tm	<0,0001
P	0,0011	Zr	0,0020	Yb	<0,0002
K	0,0062	Nb	<0,001	Lu	<0,0005
Sc	<0,0003	Mo	<0,0006	Hf	<0,0001
Ti	0,0218	Sn	<0,001	Pt-e	<0,002
Cr	42,17	Sb	<0,0003	Re	<0,0002
Fe	0,2131	Ba	<0,0001	W	52,61
Mn	0,0036	La	<0,0003	Pb	0,0019
Co	<0,0005	Ce	<0,0006	Th	<0,0002
Ni	0,0061	Pr	<0,0005	U	<0,0005
Cu	<0,001	Nd	<0,0007	Ta	<0,0005

Таблица 5. Результаты химического анализа синтезированного сплава системы Cr–Al

Table 5. Chemical composition of the synthesized Cr–Al alloy

Элемент	Доля, мас. %	Элемент	Доля, мас. %	Элемент	Доля, мас. %
C	0,015	Ni	0,02	Pb	<0,0005
Si	0,15	W	0,06	Sn	<0,001
S	0,002	Fe	0,17	As	0,0006
P	0,012	N	0,0076	Sb	0,001
Cr	85,2	O	0,0017	Bi	<0,0001
Al	12,43	H	0,0021	Zn	0,002
Mo	0,02	Cu	<0,001	Cd	<0,0001

Таблица 6. Результаты химического анализа синтезированных сплавов Cr–Mo (Al) и Cr–W (Al) на наличие углерода, серы и газовых примесей

Table 6. Results of chemical analysis of the synthesized Cr–Mo (Al) and Cr–W (Al) alloys for carbon, sulfur, and gas impurities

Сплав	Доля, мас. %				
	C	S	O	N	H
Cr–Mo (Al)	0,011	0,0028	0,042	0,019	0,0014
Cr–W (Al)	0,0091	0,00078	0,12	0,0072	0,0012

Анализируя полученные результаты по химическому анализу, можно сделать заключение, что полученные сплавы удовлетворяют всем основным требованиям по допустимым концентрациям как самих целевых элементов, так и примесных компонентов. Особенно следует отметить низкое содержание таких вредных примесей, как сера и водород.

Заключение

В рамках работы были проведены термодинамические анализы температур горения исследуемых экзотермических систем Mo–Cr, W–Cr, Cr₂O₃–Al и CrO₃–Al, которые свидетельствуют о том, что термодинамических «препятствий» для синтеза целевых материалов методом СВС-металлургии не существует.

Среди основных выводов проведенной работы следует отметить:

1. Комплекс проведенных экспериментов показал, что при получении лигатур на основе тугоплавких элементов (Mo–Cr и W–Cr), а также на основе элементов, имеющих большую разницу в температурах плавления (Cr–Al), необходимо увеличивать массу сжигаемой смеси до уровня 1,5–2,0 кг с целью продления времени нахождения расплава в жидком состоянии (времени «жизни» расплава).

2. Величина создаваемого центробежного ускорения должна составлять не менее 50g.

3. С целью повышения температуры синтеза при получении слитка системы Cr–Al следует использовать комбинированный окислитель (Cr₂O₃/CrO₃) на основе смесей оксида хрома (III) и оксида хрома (VI), взятых в соотношениях (Cr₂O₃/CrO₃) от 70/30 до 40/60.

4. Проведенные эксперименты показали необходимость ввода функциональных добавок в количестве 3 % от массы окислителя в виде комплекса двух соединений — криолита и плавикового шпата — с целью снижения температуры плавления шлаковой фазы и, как следствие, улучшения фазо-разделения металлической фазы от оксидной.

5. Согласно анализу результатов экспериментов по получению лигатур Cr–Mo (Al) и Cr–W (Al), выявлена необходимость ввода избыточного содержания MoO₃ и WO₃ соответственно, ввиду неполного восстановления Mo и W из их оксидов.

6. Проведенные анализы микроструктуры полученных лигатур свидетельствуют о наличии дендритной структуры, что типично для литого состояния сплавов.

7. Полученные результаты РФА указывают на необходимость использования керамической формы для обеспечения однородности материала по фазовому составу.

8. Проведенные исследования по анализу химического состава полученных сплавов систем Mo—Cr (Al), W—Cr (Al) и Cr—Al методом ИСП-МС свидетельствуют о достижении целевых составов и их полном соответствии по допустимым концентрациям как самих целевых элементов, так и примесных компонентов. Особенно следует отметить низкое содержание таких вредных примесей, как сера и водород.

Список литературы/References

1. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. М: МИСИС, 1999. 408 с.
2. Солнцев Ю.П., Пряхин Е.И., Пирайнен В.Ю. Специальные материалы в машиностроении. СПб.: Химиздат, 2004. 640 с.
3. Лякишев Н.П., Гасик М.И. Металлургия хрома. М.: Элиз, 1999. 581 с.
4. Yukhvid V.I., Gorshkov V.A., Sanin V.N., Andreev D.E., Vdovin Yu.S. SHS metallurgy of refractory materials based on molybdenum. In: *Explosive production of new materials: science, technology, business, and innovations: 14th International Symposium (Saint Petersburg, 14–18 May 2018)*. Ed. M.I. Alymov, O.A. Golosova. Moscow: Torus Press, 2018. P. 294–297.
5. Конструкционные сплавы хрома: Сб. науч. трудов. Отв. ред. В.И. Трефилов. Киев: Наукова думка, 1986. 216 с.
6. Kolobov Yu.R., Manokhin S.S., Kudymova Yu.E., Klimenko D.N., Sanin V.N., Ikornikov D.M., Andreev D.E. SHS-produced cast Ni—Cr—W alloy: structural characterization and mechanical properties. In: *Book of abstracts of XIV International Symposium on Self-Propagating High Temperature Synthesis (SHS-2017)* (Tbilisi, Georgia, 25–28 September 2017). 2017. P. 230–231.
7. Yukhvid V.I., Andreev D.E., Sanin V.N., Sachkova N.V. SHS metallurgy of composite materials based on the Nb—Si system. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2018;59(1):42–49.
8. Зиятдинов М.Х., Шатохин И.М., Леонтьев Л.И. Технология СВС композиционных ферросплавов. Часть I. Металлургический СВС процесс. Синтез нитридов феррованадия и феррохрома. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2018;61(5):339–347. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-5-339-347>
Ziatdinov M.Kh., Shatokhin I.M., Leont'ev L.I. SHS technology of composition ferroalloys Part I. Metallurgical SHS process. Synthesis of ferrovanadium and ferrochromium nitrides. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018;61(5):339–347. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-5-339-347>
9. Зиятдинов М.Х., Шатохин И.М., Леонтьев Л.И. Технология СВС композиционных ферросплавов. Часть II. Синтез нитрида ферросилиция и бориды ферротитана. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2018;61(7):527–535. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-7-527-535>
Ziatdinov M.Kh., Shatokhin I.M., Leont'ev L.I. SHS technology of composition ferroalloys Part II. Synthesis of ferrosilicon nitride and ferrotitanium boride. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018;61(7):527–535. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-7-527-535>
10. Ziatdinov M.Kh. Metallurgical SHS processes as a route to industrial-scale implementation: An autoreview. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. 2018;27(1):1–13. <https://doi.org/10.3103/S1061386218010132>
11. Санин В.Н., Юхвид В.И., Андреев Д.Е., Алымов М.И. Центробежная СВС-металлургия. Решение практических задач. В кн. *Материалообразующие высокоэкзотермические процессы: металлургия и горение систем термитного типа*. Под общ. ред. М.И. Алымова. М.: РАН, 2021. Глава 7. С. 321–372.
12. Yukhvid V.I., Ikornikov D.M., Andreev D.E., Sanin V.N., Alymov M.I., Sachkova N.V., Semenova V.N., Kovalev I.D. Centrifugal SHS-metallurgy of nitrogen steels. *Letters on Materials*. 2018;8(4(32)):499–503.
13. Юхвид В.И., Горшков В.А., Санин В.Н. Получение новых керамических и композиционных материалов методами СВС-металлургии. В кн. *Технологическое горение*. Под общ. ред. С.М. Алдошина, М.И. Алымова. М.: ИПХФ РАН, 2018. Глава 14. С. 350–371. <https://doi.org/10.31857/S9785907036383000014>
14. Sanin V., Andreev D., Ikornikov D., Yukhvid V. Cast intermetallic alloys and composites based on them by combined centrifugal casting — SHS process. *Open Journal of Metal*. 2013;3(2B):12–24. <https://doi.org/10.4236/ojmetal.2013.32A2003>
15. Лякишев Н.П., Гасик М.И., Дашевский В.Я. Металлургия ферросплавов. Ч. 1. Металлургия сплавов кремния, марганца и хрома: Учеб. пос. М.: МИСИС, 2006. 117 с.
16. Yukhvid V.I., Andreev D.E., Sanin V.N., Gorshkov V.A., Alymov M.I. Synthesis of cast composite materials by SHS metallurgy methods. *Key Engineering Materials*. 2017;(746):219–232. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.746.219>
17. Sanin V.N., Ikornikov D.M., Golosova O.A., Andreev D.E., Yukhvid V.I. Centrifugal SHS metallurgy of cast Co—Cr—Fe—Ni—Mn high-entropy alloys strengthened

- by precipitates based on Mo and Nb borides and silicides. *Physical Mesomechanics*. 2021;24(6):692–700.
<https://doi.org/10.1134/S1029959921060072>
18. Sanin V.N., Yukhvid V.I., Andreev D.E., Ikornikov D.M., Levashov E.A., Pogozhev Yu.S. SHS of cast refractory alloys for reprocessing into micro granules used in 3D additive technologies. In: *Book of abstracts of XIV International Symposium on Self-Propagating High Temperature Synthesis (SHS-2017)* (Tbilisi, Georgia, 25–28 September 2017). 2017. P. 224–226.
 19. Банных О.А., Будберг П.Б., Алисова С.П. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. М.: Металлургия, 1986. 440 с.
 20. Лякишев Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. М.: Машиностроение, 1997. Т. 2. 1023 с.
 21. Kocherzhinskii Yu.A., Vasilenko V.I. Fusibility diagrams of the systems Mo–Nb (V, Cr), V–Nb (Cr), and Mo–V–Nb (Cr). *Russian Metallurgy (Metally)*. 1985;(2):186–190.
 22. Kocherzhinskii Yu.A., Vasilenko V.I. Fusibility diagram of molybdenum–chromium. *Russian Metallurgy (Metally)*. 1979;(4):205–207.
 23. Nagender Naidu S.V., Sriramamurthy A.M., Rama Rao P. The Cr–W (chromium–tungsten) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*. 1984;5(3):289–307.
 24. Алисова С.П., Будберг П.Б., Агеев Н.В. Диаграммы состояния металлических систем. М.: ВИНТИ, 1975. 268 с.
 25. Nurse R.W., Welch J.H., Majumdar A.J. The CaO–Al₂O₃ system in a moisture-free atmosphere. *Transactions of the British Ceramic Society*. 1965;64:409–418.
 26. Nurse R.W., Welch J.H., Majumdar A.J. The 12CaO·7Al₂O₃ phase in the CaO–Al₂O₃ system. *Transactions of the British Ceramic Society*. 1965;64:323–382.

Информация об авторах

Анастасия Николаевна Кубанова – аспирант Института структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова РАН (ИСМАН), мл. науч. сотрудник Тульского государственного педагогического университета им. Л.Н. Толстого.

<https://orcid.org/0000-0001-6685-1447>

E-mail: kubanovaan@tsput.ru

Денис Михайлович Икорников – науч. сотрудник ИСМАН.

<https://orcid.org/0000-0002-8082-4442>

E-mail: denis-ikornikov@yandex.ru

Владимир Николаевич Санин – д.т.н., ст. науч. сотрудник ИСМАН.

<https://orcid.org/0000-0001-8402-4605>

E-mail: svn@ism.ac.ru

Дмитрий Александрович Мартынов – ген. директор ООО «Центр исследований, дизайна и технологий».

E-mail: martynov@rdtcenter.com

Information about the authors

Anastasiya N. Kubanova – Graduate Student of the Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science of the Russian Academy of Sciences (ISMAN), Junior Research Scientist of Tula State Pedagogical University n.a. L.N. Tolstoy.

<https://orcid.org/0000-0001-6685-1447>

E-mail: kubanovaan@tsput.ru

Denis M. Ikornikov – Research Scientist, ISMAN.

<https://orcid.org/0000-0002-8082-4442>

E-mail: denis-ikornikov@yandex.ru

Vladimir N. Sanin – Dr. Sci. (Eng.), Senior Research Scientist, ISMAN.

<https://orcid.org/0000-0001-8402-4605>

E-mail: svn@ism.ac.ru

Dmitry A. Martynov – General Manager of LLC “Research, Design and Technology Center”.

E-mail: martynov@rdtcenter.com

Вклад авторов

А.Н. Кубанова – анализ литературных данных, работа с экспериментальными данными, написание статьи.

Д.М. Икорников – подготовка материалов для экспериментов, проведение экспериментов, участие в обсуждении результатов.

В.Н. Санин – определение цели работы, проведение экспериментов, участие в обсуждении результатов, редактирование статьи.

Д.А. Мартынов – описание проблемы и определение цели работы, участие в обсуждении результатов.

Contribution of the authors

A.N. Kubanova – literature review, analysis of experimental data, manuscript writing.

D.M. Ikornikov – preparation of mixtures and raw materials, experimental work, participation in result discussions.

V.N. Sanin – definition of the research objective, experimental work, participation in result discussions, manuscript editing.

D.A. Martynov – problem formulation and definition of the research objective, participation in result discussions.

Статья поступила в редакцию 08.04.2024, доработана 18.07.2024, подписана в печать 22.07.2024

The article was submitted 08.04.2024, revised 18.07.2024, accepted for publication 22.07.2024