

20. Bitkin V. V. Master catalogue of Russian coins (1699–1924). Kyiv : Yunona – Moneta, 2003. 680 p.
21. Spasskiy I. G. Russian coin system. Moscow : Uchpedgiz, 1957. 122 p.
22. Aksanova S. V., Zhilkin A. V. Coins and banknotes of Russia and USSR. A complete encyclopedia of coins and banknotes. Moscow : OOO ID Vladi, RIPOL–Klassik, 2008. 232 p.
23. Uzdrenikov V. V. Coins of Russia. 1700–1917. Moscow : Finansy i statistika, 1986. 504 p.
24. Masterov V. A., Saksonov Yu. V. Silver and silver-base alloys and bimetals. Moscow : Metallurgiya, 1979. 345 p.
25. Malyshev V. M., Rummyantsev D. V. Silver. Moscow : Metallurgiya, 1987. 345 p.
26. Strizhko L. S. Metallurgy of gold and silver. A guide for university students. Moscow : MISIS, 2001. 336 p.
27. Mironov V. L. Fundamentals of scanning probe microscopy. A learner's guide. Nizhny Novgorod : Institut fiziki mikrostruktur RAN, 2004. 114 p.
28. Smerdov R., Spivak Y., Bizyaev I., Somov P. et al. Advances in novel low-macroscopic field emission electrode design based on fullerene-doped porous silicon. *Electronics*. 2021. Vol. 10. 42. DOI: 10.3390/electronics10010042.
29. Mustafaev A. S., Popova A. N., Sukhomlinov V. S. A new technique of eliminating the actual plasma background when calibrating emission spectro-
- meters with a CCD recording system. *Applied Sciences*. 2022. Vol. 12. 2896. DOI: 10.3390/app12062896.
30. Rossina N. G., Popov N. A., Zhilyakova M. A., Korelin A. V. Corrosion and protection of metals. In 2 parts. Part 1. Corrosion process study techniques: A study guide. Yekaterinburg : Izdatelstvo Uralskogo universiteta, 2019. 108 p.
31. Denisov V. M., Istomin S. A., Belousova E. V., Denisova V. A. et al. Silver and its alloys. Yekaterinburg : UrO RAN, 2011. 184 p.
32. Rzaev V. P. Riddles of Russian numismatics. Versions: In 2 volumes. Moscow : Khobbi Press, 2010. 342 p.
33. Baranov A., Bugrov A., Gerasimov V. The history of monetary circulation in Russia. Catalogue in two volumes. A popular science edition. Moscow : Inter Krim–press, 2011. 1272 p.
34. Kazakov A. A., Kazakova E. I., Kur A. A. Assessment of central heterogeneity in slab to forecast centerline segregation in plate steel. *CIS Iron and Steel Review*. 2018. Vol. 16. pp. 49–52.
35. GOST 9450–79. Measurements microhardness by diamond instruments indentation. Introduced: 01.01.1977.
36. GOST R 8.748–2011. State system for ensuring the uniformity of measurements. Metallic materials. Instrumented indentation test for hardness and materials parameters. Part 1. Test method. Introduced: 01.05.2013.

Межфазные превращения на границе раздела композиции «сплав Fe – C — сплав Fe – Ni – Cr – Cu – Si – B – C»

УДК 621.762



Ф. Р. Капсаламова,
старший научный сотрудник¹,
эл. почта:
faridakapsalamova@gmail.com



С. А. Красиков,
главный научный сотрудник²,
профессор кафедры химии³,
докт. техн. наук,
эл. почта: sankr@mail.ru



Е. М. Жилина,
старший научный сотрудник²,
канд. хим. наук,
эл. почта: ezhilina@bk.ru



Ф. А. Бердикулова,
директор Департамента
координации научно-
технических проектов
и программ¹, канд. техн. наук,
эл. почта: pheruza_b@mail.ru

¹Национальный центр по комплексной переработке минерального сырья, Алматы, Казахстан

²Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург, Россия

³Уральский государственный горный университет, Екатеринбург, Россия

Выполнен физико-химический анализ фазовых превращений на границе раздела композиции «сплав Fe – C – сплав Fe – Ni – Cr – Cu – Si – B – C», что представляет интерес для перспективной металлургической технологии получения износостойкого покрытия из ультрадисперсного материала для упрочнения и восстановления изношенных деталей техники. Осуществлено газопламенное напыление порошковой композиции Fe – Ni – Cr – Cu – Si – B – C, полученной методом механохимического легирования, на железоуглеродистую подложку. Целью работы являлось изучение особенностей физико-химических превращений при формировании износостойкого покрытия для упрочнения и восстановления изношенных деталей техники. Газопламенное напыление на подложку из образца стали марки 45 выполнено под воздействием факела пропанокислородной горелки. При исследовании физико-химических свойств границы раздела «сплав Fe – C – сплав Fe – Ni – Cr – Cu – Si – B – C» проведен рентгенофазовый анализ и получены снимки на сканирующем (растровом) электронном микроскопе. Результаты показали, что структура границы раздела «сплав Fe – C – сплав Fe – Ni – Cr – Cu – Si – B – C» многофазна и включает промежуточные фазы, интерметаллиды (CrNi₃, Fe_{10,8}Ni и т. п.), карбиды (Fe₃C, (Cr, Fe)₂₃C₆ и т. п.), бориды (Ni₂B, Cr₅B₃ и т. п.), силициды (FeSi₂, Cr₅Si₃ и т. п.). Главной причиной фазообразования при осуществлении газопламенного напыления является то, что под воздействием температуры протекают сложные процессы химического взаимодействия, диффузии, структурообразования, сопровождающиеся экзотермическим эффектом. Данные сканирующей электронной микроскопии показывают, что легирующие элементы имеют неравномерное распределение между ультрадисперсными фазами.

Ключевые слова: адгезия, границы раздела, фазовые превращения, ультрадисперсные материалы механохимического легирования, газопламенное напыление, наплавочный порошок.

DOI: 10.17580/tsm.2023.08.15

Введение

При разработке композитных материалов (КМ) усилия исследователей направлены на умелое комбинирование разных металлов для создания нового поколения материалов с необходимыми свойствами [1–4]. В целом целью при производстве КМ является улучшение сочетания основных механических и физико-химических свойств против жестких условий контакта с горячими газами, разными агрессивными средами и абразивными материалами, которые вызывают сильную коррозию и износ поверхности [5–7].

В современной практике газопламенное напыление используют как метод поверхностного упрочнения материалов, что особенно важно в плане зрения активной экономии сырья и повышения эффективности использования энергии, для решения проблемы радикального улучшения жаропрочности, коррозионной стойкости, износостойкости и других свойств поверхности материалов [8]. В целях получения наплавочных материалов для упрочнения и восстановления изношенных технических составляющих большие перспективы открывает метод механохимического легирования (МХЛ). В этом методе рост осажденных частиц или растворение развивающейся фазы дает дисперсно-упрочненный сплав, эффект повышения прочности которого выравняется высокотемпературной обработкой. В этом случае равновесие жидкой фазы поддерживается вследствие высокой скорости диффузии жидкой фазы [9, 10]. Поведение ультрадисперсных частиц в поверхностном слое может влиять на характер взаимодействия фаз [11–13] в процессе переплава [14].

При производстве износостойких покрытий проблема адгезии является одной из основных и очень сложной, включающей разные аспекты: химические, физические и механические [15]. Существует множество теоретических подходов для описания и объяснения явлений адгезии. Однако ни одна из существующих теорий не может оценить энергию адгезионного взаимодействия или прочность адгезионного соединения. Это связано с тем, что на саму адгезию и прочность связи одновременно влияет множество разнородных факторов, которые не могут быть объяснены в рамках одной теории. Поэтому целью этого исследования является изучение физико-химических превращений на границе раздела «сплав Fe – C — сплав Fe – Ni – Cr – Cu – Si – B – C».

Методика исследований

Самофлюсующийся порошковый наплавочный сплав 40 % Fe – 30 % Ni – 16 % Cr – 5 % Cu – 5 % Si – 3 % B – 1 % C с фракционным составом 40–160 мкм, полученный методом механоактивации [16], был нанесен на образец из стальных (марки 45) деталей методом газопламенного напыления. Поверхности перед обработкой были обработаны зернистым электрокорундом.

Перед нанесением покрытия деталь в целях ее очистки обдували, распыляя пламя факела.

При газопламенном напылении покрытия из самофлюсующегося наплавочного материала придерживались следующих условий:

- покрываемую поверхность предварительно подогрели до температуры 100–150 °С;
- покрытие наносили под углом 70–90° к поверхности;
- скорость перемещения поверхности по отношению к горелке выбирали такой, чтобы толщина напыленного слоя за один проход не превышала 0,3 мм;
- нанесенный слой покрытия должен иметь серый цвет с золотистым оттенком, бурый цвет не допускали;
- покрытие на оплавленный слой не наносили.

Газопламенное напыление выполняли пропанокислородной горелкой. При напылении использовали сжиженные газы: кислород по ГОСТ 5583–78 [17] и пропан по ГОСТ 20448–80 [18]. Образец был изготовлен из стали 45 по ГОСТ 1050–88 [19] размером 30×45×11 мм.

Газопорошковое напыление проводили при следующих режимах:

- давление кислорода на входе в горелку — 9,0 кг/см²;
- давление пропана на входе в горелку — 1,2 кг/см²;
- расход кислорода — 750 л/ч;
- расход пропана — 700 л/ч;
- расход наплавочного материала — 50 г/мин;
- толщина наплавочного слоя — 2–3 мм.

При исследовании физико-химических свойств границы раздела «сплав Fe – C — сплав Fe – Ni – Cr – Cu – Si – B – C» были сделаны снимки на сканирующем (растровом) электронном микроскопе (СЭМ, РЭМ) JEOLJXA-8230 при ускоряющем напряжении 25 кВ и токе электронного пучка до 100 нА и выполнен рентгенофазовый анализ на дифрактометре D8 ADVANCE BrukerElementalGmbH (Cu K_α, напряжение на трубке 40/40).

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 и 2 показаны микроструктуры (соответственно оптическая и сканирующая электронная микроскопия) переходной зоны между сталью 45 и покрытием Fe – Ni – Cr – Cu – Si – B – C, полученным методом газопламенного напыления в целях исследования границы раздела между покрытием и основой. Результаты металлографии СЭМ четко показывают на границе раздела между покрытием и основным металлом диффузионный слой. Он образуется в результате столкновений между частицами сплава покрытия и поверхностью, глубоко внедряясь в основной металл.

На рис. 1 видна промежуточная зона между основным металлом и покрытием вдоль поверхности, похожая на слой, что свидетельствует о том, что частицы материала термического напыления расплавили поверхность

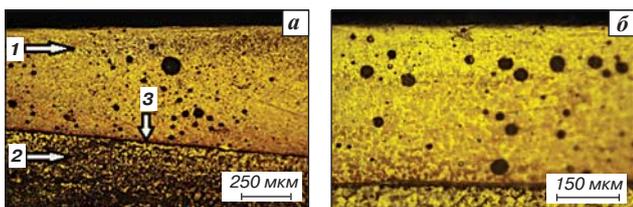


Рис. 1. Микроструктура покрытия Fe – Ni – Cr – Cu – Si – B – C по сечению:
1 – покрытие; 2 – основа; 3 – диффузионный слой;
а – (×100); б – (×250)

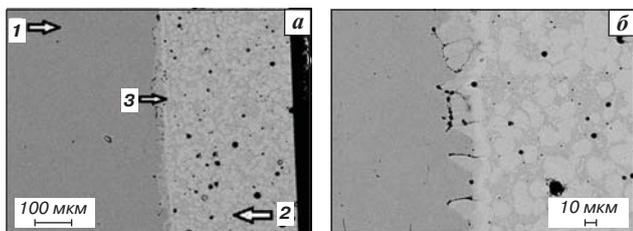


Рис. 2. Микроструктура покрытия Fe – Ni – Cr – Cu – Si – B – C по сечению (СЭМ):
1 – основа; 2 – покрытие; 3 – диффузионный слой;
а – (×150); б – (×500)

MAP 1

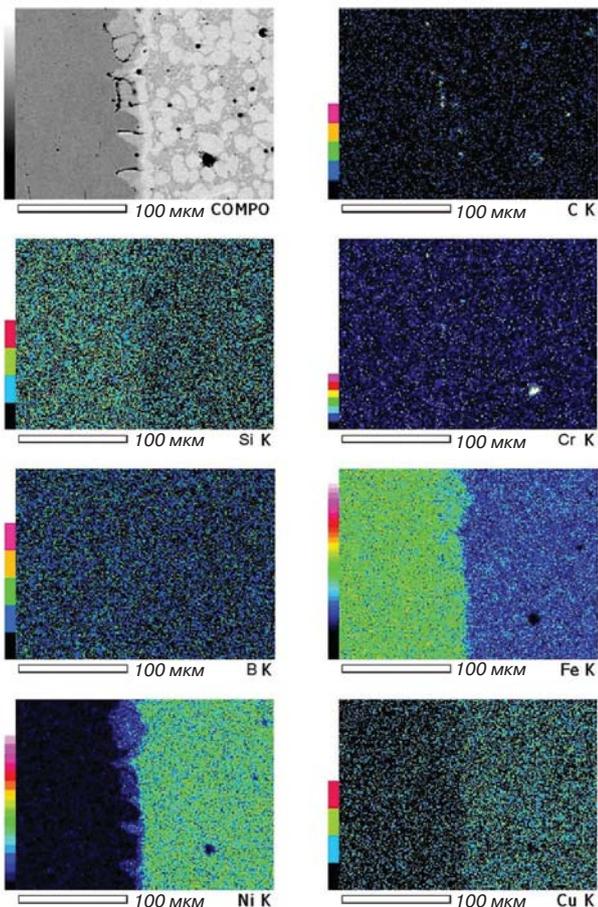


Рис. 3. Распределение элементов в области границы покрытия Fe – Ni – Cr – Cu – Si – B – C с подложкой (СЭМ)

основного металла. Это может быть связано с тем, что зерна порошкообразного наплавленного материала нагреваются в пламени горелки до температуры более 1460 °С и свариваются, ударяясь о поверхность напыляемой детали. Дальнейшее воздействие пламени расплавляет их и формирует покрытие по мере остывания.

При взаимодействии частиц напыления с подложкой генерация дополнительной энергии возможна за счет перехода кинетической энергии в тепловую во время столкновения или за счет выделения тепла в результате экзотермической реакции, происходящей в момент образования химического контакта. В условиях, когда на частицах, подвергающихся деформации, происходят экзотермические реакции, энергия активации химического взаимодействия может быстро возрастать [20].

В результате необходимо отметить быстрое увеличение диффузионной подвижности дефектов решетки, таких как высокоплотные дислокации, и экзотермическую реакцию, реализуемую внутри частицы в момент химического взаимодействия между частицей и подложкой, что увеличивает глубину взаимодействия в процессе диффузии [21].

На рис. 2 представлены результаты, полученные с помощью СЭМ, демонстрирующие наличие переходной области между основным металлом и покрытием, что свидетельствует о более глубокой границе раздела между покрытием и основным металлом. Из этих результатов можно сделать вывод, что рекристаллизация произошла в результате нагрева основного металла и осаждения частиц, нагретых до высокой температуры. Такой рост зерен, вероятно, является эпитаксией (происходит, когда железо осаждается на железо, цинк на цинк и т. д.). Аналогичное явление, которое происходит локально при ударном осаждении частиц в материалах, полученных термическим напылением, влияет на прочность сцепления покрытия, но его характеристики еще не изучены [22].

Слой на границе раздела покрытие – подложка характеризуется дисперсным и неоднородным распределением таких элементов, как железо, хром и углерод (рис. 3). Неравномерное распределение элементов объясняется явлением сегрегации, при котором вдоль радиуса зерна возникает градиент концентрации. В центре зерна, которое первоначально образуется при кристаллизации, концентрируются элементы с высокой температурой плавления (в рассматриваемом случае это никель ~1453 °С), а концентрация элементов с низкой температурой плавления увеличивается от центра к периферии зерна [23].

Результаты изучения влияния фаз, из которых состоит промежуточный слой, на прочность сцепления наплавленного покрытия с подложкой при помощи рентгенофазового исследования, представлены на рис. 4 и в таблице. Эти сведения позволяют

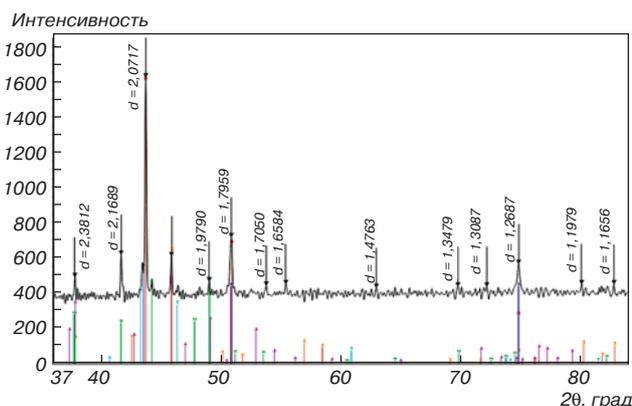


Рис. 4. Фазовый состав границы раздела «сплав Fe – C – сплав Fe – Ni – Cr – Cu – Si – B – C»

судить о фазовом составе границ раздела при осуществлении процесса газопламенного напыления. Как видно из представленных данных, фазы, стабилизирующие и упрочняющие подложку с сильно развитыми границами зерен и субзеренными границами, представляют собой ультрадисперсные включения карбидов, боридов, интерметаллических соединений и оксидов, синтезированных в процессе производства порошка [16, 24] и напыления покрытия.

Слой на границе раздела «сплав Fe – C – сплав Fe – Ni – Cr – Cu – Si – B – C» в основном состоит из твердого раствора, в котором образуется сложная эвтектическая структура. Промежуточный слой на границе между покрытием и основным металлом состоит из интерметаллических соединений между компонентами состава покрытия и основного металла. Углерод и бор соединяются с хромом, образуя карбиды и бориды хрома. Структурно эти соединения диспергированы на покрытии в виде кристаллов и являются основной причиной высокой износостойкости таких покрытий. Никель-хромовые сплавы придают покрытиям стойкость к окислению [25, 26]. При проникновении бор и небольшое количество кремния взаимодействуют с оксидами, образующимися на поверхности частиц при напылении, и удаляются с поверхности покрытия в виде кварцевого стекла [27, 28].

Самофлюсующиеся порошковые материалы известны как высокопрочные сплавы, в которые добавлены В и Si. Эти два элемента имеют более высокое химическое сродство к кислороду, чем железо и никель, и образуют оксиды B_2O_3 и SiO_3 , которые плавятся как стеклоподобное вещество и выходят на поверхность пленки покрытия в виде шлаков в процессе обработки поверхности. В результате получается плотное покрытие без пор, а тонкий слой во время обработки поверхности переходит

Фазовый состав границы раздела «сплав Fe – C – сплав Fe – Ni – Cr – Cu – Si – B – C»

Соединение	Формула	Угол 2θ, град.	d, нм	I, число	I, %
Медь, железо, никель	$Cu_{0,333}Fe_{0,333}Ni_{0,334}$	37,79	0,24	489	30
Борид никеля	Ni_2B	41,6	0,22	618	38
Борид хрома	Cr_5B_3	43,4	0,21	571	35,1
Никелид меди	$Cu_{3,8}Ni$	43,6	0,21	1626	100
Фердисицид	$FeSi_2$	44,1	0,20	466	28,7
Исовит	$(Cr, Fe)_{23}C_6$	45,8	0,19	610	37,5
Силицид меди	$Cu_{6,69}Si$	48,9	0,18	465	28,6
Хром, железо	$Cr_{0,053}Fe_{0,947}$	50,8	0,18	716	44
Никелид хрома	$Cr_{0,1}Ni_{0,9}$	53,7	0,17	441	27,1
Камасит	$Fe_{10,8}Ni$	55,3	0,16	449	27,6
Никелид хрома	$CrNi_3$	62,9	0,15	427	26,3
Когенит	Fe_3C	69,7	0,13	435	26,8
Силицид никеля	$Ni_{0,92}Si_{0,08}$	72,1	0,13	435	26,7
Силицид хрома	Cr_5Si_3	74,7	0,12	564	34,7
Силицид никеля	Ni_3Si	80,0	0,12	449	27,6
Силицид никеля	$Ni_{3,04}Si_{0,96}$	82,7	0,11	448	27,5

Обозначения: d — межплоскостные расстояния; I — интенсивность линий.

в расплавленное состояние, что обеспечивает полное слияние с основным металлом [29, 30].

Заключение

Установлено, что физико-химические превращения на границе раздела «сплав Fe – C – сплав Fe – Ni – Cr – Cu – Si – B – C» между основным металлом и покрытием характеризуются обнаружением слоя твердого раствора, образование которого связано с тем, что при высокоэнергетическом столкновении расплавленных частиц с поверхностью металла происходит плавление последнего и образование жидкой фазы в виде смеси основного металла с компонентами. Легирующие элементы имеют дисперсное и неравномерное распределение в межфазном слое. Переход от взаимодействия на границе контакта «твердое тело – твердое тело» к взаимодействию на границе раздела «твердое тело – расплав» приводит к значительному ускорению диффузионных процессов.

Работа выполнена по Государственному заданию ИМЕТ УрО РАН (номер госрегистрации темы: 122020100404-2).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

См. англ. блок

ЦМ

Tsvetnye Metally. 2023. No. 8. pp. 92–96
DOI: 10.17580/tsm.2023.08.15

INTERPHASE TRANSFORMATIONS AT THE Fe – C ALLOY – Fe – Ni – Cr – Cu – Si – B – C ALLOY INTERFACE

Information about authors

F. R. Kapsalamova, Senior Researcher¹, e-mail: faridakapsalamova@gmail.com
S. A. Krasikov, Principal Researcher², Professor at the Department of Chemistry³,
Doctor of Technical Sciences, e-mail: sankr@mail.ru
E. M. Zhilina, Senior Researcher², Candidate of Chemical Sciences,
e-mail: ezhilina@bk.ru
F. A. Berdikulova, Director of the Department for Coordination of Science
and Technology Projects and Programmes¹, Candidate of Technical Sciences,
e-mail: pheruza_b@mail.ru

¹National Center on complex processing of mineral raw materials of the Republic of Kazakhstan, Almaty, Kazakhstan.

²Institute of Metallurgy at the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg, Russia.

³Ural State Mining University, Yekaterinburg, Russia.

Abstract

This paper describes a physico-chemical analysis of phase transformations at the Fe – C alloy – Fe – Ni – Cr – Cu – Si – B – C alloy interface, which is of interest in term of a promising metallurgical process that enables to obtain wear-resistant ultradispersed coatings for strengthening and restoring worn-out parts of equipment. A Fe – Ni – Cr – Cu – Si – B – C powder, obtained by mechanochemical alloying, was gas-flame sprayed on an iron-carbon substrate. The aim of this study was to understand the physical and chemical transformations that occur when forming a wear-resistant coating aimed at strengthening and restoring worn-out parts of equipment. A propane-oxygen torch was used to perform gas-flame surfacing of a sample steel grade 45 substrate. An X-ray phase analysis was carried out, and images were produced on a scanning electron microscope when examining the physico-chemical properties of the Fe – C alloy – Fe – Ni – Cr – Cu – Si – B – C alloy interface. The results show that the Fe – C alloy – Fe – Ni – Cr – Cu – Si – B – C alloy interface consists of multiple phases, including intermediate phases, intermetallic compounds (CrNi₃, Fe_{10,8}Ni, etc.), carbides (Fe₃C, (Cr, Fe)₂₃C₆, etc.), borides (Ni₂B, Cr₅B₃, etc.), silicides (FeSi₂, Cr₅Si₃, etc.). Such phase formation during gas-flame surfacing can be primarily attributed to complex processes of chemical interaction, diffusion and structure formation that occur due to temperature impact and are accompanied by an exothermic effect. The SEM images illustrate a non-uniform distribution of alloying elements between ultradispersed phases.

This research was carried out under a governmental assignment by the Institute of Metallurgy at the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences; Subject Registration No.: 122020100404-2.

Key words: adhesion, interfaces, phase transformations, ultradispersed materials, mechanochemical alloying, gas-flame surfacing, surfacing powder.

References

- Chawla K. K. Metal matrix composites. Composite Materials: Science and Engineering. New York: Springer Science + Business Media, 2012. DOI: 10.1007/978-0-387-74365-3_6.
- Mukhambetgaliyev Y., Baisanov S., Zharmenov A., Khayn Y. et al. Industrial smelting tests and organization of production of ferrosilicon aluminum (FSA) in Kazakhstan. *Metallurgija*. 2020. Vol. 59, Iss. 1. pp. 109–112.
- Terlikbaeva A. Z., Alimzhanova A. M., Shayakhmetova R. A. et al. Investigation of the effect of aluminum on the phase composition of Ti – Al – Nb – Mo gamma alloys. *Physics of Metals and Metallography*. 2017. No. 118. pp. 1097–1104. DOI: 10.1134/S0031918X17110163.
- Kavalla R., Bazhin V. Yu. Forming of structure and properties of sheet strips from magnesium alloys in the conditions of twin roll casting process. *Journal of Mining Institute*. 2015. Vol. 214. p. 33.
- Sharma A., Lee H., Ahn B. Effect of additive elements (x = Cr, Mn, Zn, Sn) on the phase evolution and thermodynamic complexity of AlCuSiFe-x high entropy alloys fabricated via powder metallurgy. *Metals and Materials International*. 2022. Vol. 28. pp. 2216–2224. DOI: 10.1007/s12540-021-01125-0.
- Murty B. S., Yeh J.-W., Ranganathan S. High entropy alloys. 1st ed. London: Butterworth-Heinemann, 2014.
- Syrkov A. G., Kushchenko A. N., Silivanov M. O., Taraban V. V. Nanostructured regulation of the surface properties and hydrophobicity of nickel and iron by solid-state reduction and modifying methods. *Tsvetnye Metally*. 2022. No. 5. pp. 54–59.

- Bazhin V. Y., Issa B. Influence of heat treatment on the microstructure of steel coils of a heating tub furnace. *Journal of Mining Institute*. 2021. Vol. 249. pp. 393–400.
- Kolesnichenko S. V., Afanasieva O. V. Theoretical aspects of the technical level estimation of electrical engineering complexes. *Journal of Mining Institute*. 2018. Vol. 230. p. 167. DOI: 10.25515/pmi.2018.2.167.
- Kolesnichenko S. V. Research approaches for assessing the quality of complex engineering systems at various stages of development. *Journal of Mining Institute*. 2014. Vol. 208. pp. 244–244.
- Vologzhanina S. A., Igolkin A. F., Zhuchkov D. V. Understanding the relationship between the chemical composition of welding materials and the properties of a weld joint. *Scientific Journal NRU ITMO. Series "Processes and Food Production Equipment"*. 2014. No. 2. p. 6.
- Vologzhanina S. A., Igolkin A. F., Petkova A. P. Understanding the effect of low temperatures and strains on the properties of austenitic steel 12Kh18N10T. *Global Energy*. 2019. Vol. 25, No. 4. pp. 83–93.
- Krasikov S. A., Zhilina E. M., Pichkaleva O. A. et al. Effect of the intermetallic compound composition of the character of interphase interactions during aluminothermic coreduction of titanium, nickel, and molybdenum from their oxides. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2016. No. 8. pp. 771–775.
- Litvinova T. E. et al. The Gibbs energy of carboxylates of lanthanum and yttrium forming during naphthenic acid extraction. *Vestnik of Saint Petersburg University. Physics and Chemistry*. 2011. No. 2. pp. 134–141.
- Prokopcuk N. R. et al. Enhancing the mechanical properties of epoxy coatings on steel with nanoparticles of different nature. *Nanophysics & Nanomaterials*. Saint Petersburg, 23–24 November 2022. pp. 229–233.
- Hannora A., Mamaeva A., Mofa N., Aknazarov S. et al. Formation of hydroxyapatite coating by mechanical alloying method. *Eurasian Chemico-Technological Journal*. 2009. Vol. 11, Iss. 1. pp. 37–43.
- GOST 5583–78. Technical and medical oxygen gas. Specifications. Introduced: 01.01.1980.
- GOST 20448–80. Fuel liquefied hydrocarbon gases for domestic use. Specifications. Introduced: 09.06.1980.
- GOST 1050–88. Gauged bars with special surface finish made of carbon quality structural steel. Introduced: 01.01.1991.
- Zubov V. P., Golubev D. D. Prospects for the use of modern technological solutions in the flat-lying coal seams development, taking into account the danger of the formation of the places of its spontaneous combustion. *Journal of Mining Institute*. 2021. Vol. 250. pp. 534–541. DOI: 10.31897/PMI.2021.4.6.
- Schmidt E. D., Damm E. B., Sridhar S. A study of diffusion- and interface-controlled migration of the austenite/ferrite front during austenitization of a case-hardenable alloy steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2007. Vol. 38. pp. 698–715.
- Boulos M. I., Fauchais P. L., J. Heberlein V. R. Thermal spray fundamentals: From Powder to Part. Springer, 2021. p. 1136. DOI: 10.1007/978-3-030-70672-2.
- Yurkova A. I., Cherniavskaya V. V., Bolbut V., Krüger M. et al. Structure formation and mechanical properties of the high-entropy AlCuNiFeCr alloy prepared by mechanical alloying and spark plasma sintering. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. Vol. 786. pp. 139–148. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.01.341.
- Tolokonnikova V., Baisanov S., Narikbayeva G., Korsukova I. Assessment of dissociation rate of FeCr₂O₄ using the Bjerrum-Guggenheim coefficient. *Metallurgija*. 2021. Vol. 60, No. 3–4. pp. 303–305.
- Longa Y., Takemoto M. Laser processing of high-chromium nickel-chromium coatings deposited by various thermal spraying methods. *Corrosion*. 1994. Vol. 11, No. 50. pp. 827–837.
- Atkinson H. V. A review of the role of short-circuit diffusion in the oxidation of nickel, chromium, and nickel-chromium alloys. *Oxidation of Metals*. 1985. Vol. 3, No. 24. pp. 177–197.
- Dong X. Y., Luo X. T., Zhang S. L. et al. A Novel strategy for depositing dense self-fluxing alloy coatings with sufficiently bonded splats by one-step atmospheric plasma spraying. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2020. No. 29. pp. 173–184. DOI: 10.1007/s11666-019-00943-4.
- Tului M., Giambi B., Lionetti S., Pulci G. et al. Silicon carbide based plasma sprayed coatings. *Surface and Coatings Technology*. 2012. Vol. 207. pp. 182–189. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.06.062.
- Zimoglyadova T. A., Saage H., Pasichnik V. A. et al. Structure and properties of functional self-fluxing nickel-containing coatings obtained by non-vacuum electron-beam cladding. *Metal Science and Heat Treatment*. 2019. No. 60. pp. 633–640. DOI: 10.1007/s11041-019-00330-4.
- Xin Tong, Fu-hai Li, Min Liu, Ming-jiang Dai et al. Thermal fatigue resistance of non-smooth cast iron treated by laser cladding with different self-fluxing alloys. *Optics & Laser Technology*. 2010. Vol. 42, Iss. 7. pp. 1154–1161. DOI: 10.1016/j.optlastec.2010.03.001.