

Научный журнал

ВЕСТНИК

Сибирского
государственного
индустриального
университета

№ 1 (43), 2023

Основан в 2012 году
Выходит 4 раза в год

Учредитель:

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Сибирский государственный индустриальный университет»

Редакционная коллегия

Коновалов С.В.
(главный редактор)

Запольская Е.М.
(отв. секретарь)

Агеев Е.В.
Бецофен С.Я.
Бурков В.Н.
Буркова И.В.
Гречников Ф.В.
Громов В.Е.
Данилов В.И.
Деев В.Б.
Jayalakshmi S.
Жеребцов С.В.
Захарова А.А.
Затепякин О.А.
Зеркаль С.М.
Зимин А.В.
Коган А.Б.
Колубаев Е.А.
Копеин В.В.
Нехорошева Л.Н.
Осколкова Т.Н.
Пантелеев В.И.
Петрова Т.В.
Singh R. A.
Рыбенко И.А.
Симченко Н.А.
Siddiquee A.N.
Смагин В.И.
Стрижак П.А.
Султангузин И.А.
Темлянцева М.В.
Хамзаева А.М.
Chen X.
Чехонадских А.В.
Шиплюк А.Н.
Юлдашев Н.Х.
Юрьев А.Б.

СОДЕРЖАНИЕ

ФИЗИКА КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

- Серебрякова А.А., Загуляев Д.В., Шляров В.В., Громов В.Е.** Влияние магнитного поля индукцией 0,4 Тл на пластические свойства свинца С2.....3
- Невский С.А., Сарычев В.Д., Громов В.Е.** Комбинированные гидродинамические неустойчивости и их роль в образовании микро- и наноструктур материалов при плазменных воздействиях.....10
- Зоря И.В., Полетаев Г.М.** Атомные механизмы миграции границ наклона <100> и <111> на примере никеля.....17
- Gudala S., Konovalov S., Ramesh M.R., Panchenko I.** A Comparative study on nickel-based alloy composite claddings prepared by tungsten inert gas and microwave hybrid heating techniques.....24
- Новиков Е.П., Кругляков О.В., Агеева А.Е.** Размер зерна электрокорунда, спеченного из диспергированных отходов алюминия марки АД0Е.....33

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Бычков А.Г., Киселева, Т.В., Маслова Е.В.** Использование сверточных нейросетей для классификации изображений.....39

МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Ганиев И.Н., Аминбекова М.С., Наврузов Х.Р., Эшов Б.Б., Муллоева М.М.** Влияние добавок цинка на температурную зависимость теплоемкости и изменений термодинамических функций свинцово-сурьмяного сплава ССu3.....50
- Иванов С.Г., Гурьев А.М., Лыгденев Б.Д., Гурьев М.А.** Морфология и фазовый состав диффузионного боридного слоя на основе металлографического анализа стали 45.....59
- Чумаевский А.В., Панфилов А.О., Зыкова А.П., Рубцов В.Е., Княжев Е.О., Осипович К.С., Семенчук В.М., Утяганова В.Р., Никонов С.Ю., Добровольский А.Р., Колубаев Е.А.** Формирование неоднородностей и дефектов в структуре композиционных материалов и функционально-градиентных биметаллических изделий, полученных методом проволоочной электронно-лучевой аддитивной технологии.....66

Осколкова Т.Н. Исследование структуры и свойств поверхности твердого сплава ВК10КС после двухкомпонентной электро-взрывной обработки с синтетическими алмазами.....	76
Arif M., Malik W., Mir M.A., Ahmad T., Lone N.F., Siddiqueeb A.N. Green welding: exploring the environmental and health benefits of friction stir welding over conventional welding methods.....	83
Ван Я., Коновалов С.В., Чэн С., Панченко И.А., Коток М.М. Исследование влияния термической обработки на сплавы системы Cu – Al, полученные проволочно-дуговым аддитивным способом	89
Агеев Е.В., Кругляков О.В., Поданов В.О. Пористость жаропрочного сплава, изготовленного искровым плазменным спеканием никелевого порошка, полученного электродиспергированием сплава ЖС6У в воде.....	98

РЕГИОНАЛЬНАЯ И ОТРАСЛЕВАЯ ЭКОНОМИКА

Наплёкова Т.К., Пигина Т.Н. Практические аспекты повышения эффективности производственной стратегии промышленных предприятий региона.....	104
Перекрест Н.В., Затепякин О.А. Теоретические подходы к определению понятия устойчивого развития горнодобывающего предприятия.....	116
К сведению авторов	126

Журнал зарегистрирован в Федеральной службе по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций (Роскомнадзор).

Свидетельство о регистрации:
ПИ № ФС77-77872 от 03.03.2020 г.

Адрес редакции:

654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, г. Новокузнецк, Центральный район, ул. Кирова, зд. 42, Сибирский государственный индустриальный университет
 каб. 433 М
 тел. 8-3843-74-86-28
[http: www.sibsiu.ru](http://www.sibsiu.ru)
 e-mail: vestnicsibgiu@sibsiu.ru

Адрес издателя:

654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, г. Новокузнецк, Центральный район, ул. Кирова, зд. 42, Сибирский государственный индустриальный университет
 каб. 336 Г
 тел. 8-3843-46-35-02
 e-mail: rector@sibsiu.ru

Адрес типографии:

654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, г. Новокузнецк, Центральный район, ул. Кирова, зд. 42, Сибирский государственный индустриальный университет
 каб. 280 Г
 тел. 8-3843-46-44-02

Подписные индексы:

Объединенный каталог «Урал-Пресс» – 41270

Подписано в печать

31.03.2023 г.

Выход в свет

31.03.2023 г.

Формат бумаги 60×88 1/8.

Бумага писчая.

Печать офсетная.

Усл.печ.л. 6,8.

Уч.-изд.л. 7,4.

Тираж 300 экз.

Заказ № 57.

Цена свободная

Оригинальная статья

УДК 669.713.017:538.9

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-1(43)-3-9

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ ИНДУКЦИЕЙ 0,4 Тл НА ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВИНЦА С2

© 2023 г. А. А. Серебрякова, Д. В. Загуляев, В. В. Шляров, В. Е. Громов

Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. В работе проведены исследования динамики деформационных характеристик технически чистого свинца марки С2 под влиянием постоянного магнитного поля с магнитной индукцией 0,4 Тл. Выполнены механические испытания на ползучесть, измерена микротвердость образцов свинца в исходном состоянии (без воздействия магнитного поля) и при воздействии внешнего магнитного поля. По результатам экспериментов построены деформационные кривые ползучести и зависимости микротвердости от времени выдержки в магнитном поле. Определены стадии ползучести. Выявлена линейная стадия, на участке которой был проведен расчет скорости ползучести свинца до и после применения внешнего магнитного поля. Установлены количественные изменения исследуемых характеристик. Под влиянием магнитного поля произошло значительное снижение скорости ползучести. Относительное остаточное удлинение образцов, разрушенных в процессе ползучести при воздействии магнитного поля, снизилось. Исследован начальный эффект влияния магнитного поля с индукцией 0,4 Тл на микротвердость свинца: микротвердость исследуемых образцов увеличивается. Увеличение времени выдержки в магнитном поле не приводит к существенным изменениям микротвердости свинца. Максимальное увеличение достигнуто после экспозиции в магнитном поле в течение 1 ч. Выявлена корреляция изменений скорости ползучести и изменений микротвердости материала, подвергнутого воздействию магнитного поля с магнитной индукцией 0,4 Тл.

Ключевые слова: свинец, магнитное поле, ползучесть, микротвердость, скорость ползучести, деформация

Финансирование: Работа выполнена в рамках государственного задания № 0809-2021-0013.

Благодарность. Исследования выполнены в Центре коллективного пользования «Материаловедение» ФГБОУ ВО «СибГИУ».

Для цитирования: Серебрякова А.А., Загуляев Д.В., Шляров В.В., Громов В.Е. Влияние магнитного поля индукцией 0,4 Тл на пластические свойства свинца С2 // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2022. № 1 (42). С. 3–9. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-3-9](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-3-9)

Original article

INFLUENCE OF THE MAGNETIC FIELD WITH AN INDUCTION OF 0.4 TL ON THE PLASTIC PROPERTIES OF C2 LEAD

© 2023 г. А. А. Serebryakova, D. V. Zaguliaev, V. V. Shlyarov, V. E. Gromov

Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

Abstract. The paper studies the dynamics of deformation characteristics of technically pure C2 lead under the influence of a constant magnetic field with magnetic induction of 0.4 T. Mechanical creep tests were performed, the microhardness of lead samples was measured in the initial state (without the influence of a magnetic field) and under the influence of external magnetic field. Based on the experimental results, creep deformation curves and the dependence of microhardness on the exposure time in a magnetic field are constructed. The stages of creep are determined. A linear stage was identified, at the site of which the creep rate of lead was calculated before and after the application of an external magnetic field. Quantitative changes in the studied characteristics were established. Under the influence of the magnetic field, there was a significant decrease in the creep rate. The relative residual elongation of samples destroyed during creep under the influence of a magnetic field decreased. The initial effect of the influence of a magnetic field with an induction of 0.4 T on the lead microhardness is investigated: the microhardness of the studied samples increases. An increase in the holding time in the magnetic field does not lead to significant changes in the lead microhardness. The maximum magnification is achieved after holding in the magnetic field for 1 hour. The correlation of changes in the creep rate and changes in the microhardness of the material exposed to a magnetic field with magnetic induction of 0.4 T was revealed.

Keywords: lead, magnetic field, creep, microhardness, creep rate, deformation

Funding: The work was carried out within the framework of the state task No. 0809-2021-0013.

Acknowledgements: The research was carried out at the Center for Collective Use "Materials Science" of the SibSIU.

For citation: Serebryakova A.A., Zaguliaev D.V., Shlyarov V.V., Gromov V.E. Influence of the magnetic field with an induction of 0.4 T on the plastic properties of C2 lead. Bulletin of the Siberian State Industrial University. 2023, no. 1 (43), pp. 3–9. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-3-9](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-3-9)

Введение

Известны различные способы изменения свойств материалов при использовании внешних энергетических воздействий. Одним из способов является воздействие магнитным полем [1 – 3], которое, как показывают исследования, способно влиять на структуру и свойства металлов и сплавов [4, 5]. Применение постоянного магнитного поля позволяет управлять механическими свойствами (прочность, пластичность, твердость) и процессами пластической деформации материала [6 – 9]. Ранее были исследованы процессы ползучести сплавов алюминия, меди и других металлов [10 – 13]. Деформационное поведение технически чистого поликристаллического свинца при воздействии магнитного поля до 1 Тл остается малоизученным.

В настоящей работе изучается изменение микротвердости и пластичности свинца в процессе ползучести под влиянием магнитного поля с индукцией 0,4 Тл. В предыдущих экспериментах [14] было применено магнитное поле с меньшей (0,3 Тл) индукцией и было установлено, что происходит увеличение скорости ползучести свинца на 87 % по сравнению с исходной скоростью, показана динамика относительного остаточного удлинения образцов, разрушенных без воздействия и под воздействием магнитного поля. По сравнению с исходным значением деформация уменьшилась на 1,57 %. Исследования позволили выявить эффект влияния магнитного поля на микротвердость: под влия-

нием магнитного поля с индукцией 0,3 Тл микротвердость образца снижается. Максимальное снижение микротвердости происходит в течение 1 ч воздействия магнитного поля на образец: по сравнению с исходным значением микротвердость после выдержки в магнитном поле в течение 1 часа снижается на 7,8 %. Выявлено, что при последующей выдержке в магнитном поле значение микротвердости остается на постоянном уровне. Основываясь на этих результатах, отражающих эффект воздействия магнитного поля на свинец, актуальным является изучение динамики пластических характеристик свинца (микротвердость, скорость ползучести) при увеличении индукции магнитного поля до 0,4 Тл.

Методы и принципы исследования

В качестве образцов для исследований ползучести использована свинцовая проволока марки С2 диаметром 2 мм. В исследуемых образцах содержание свинца составляло 99,9786 %, содержание примесей не превышало 0,0214 % (сурьма – 0,002 %, олово – 0,002 %, медь – 0,001 %, висмут – 0,004 %, мышьяк – 0,001 %, железо – 0,0005 %, серебро – 0,0007 %, цинк – 0,0002 %, Mg + Ca + Na – 0,010 %). Для испытаний на микротвердость применялись образцы свинца в форме прямоугольного параллелепипеда размерами 12×5×15 мм. Образцы свинца предварительно подвергали рекристаллизационному от-

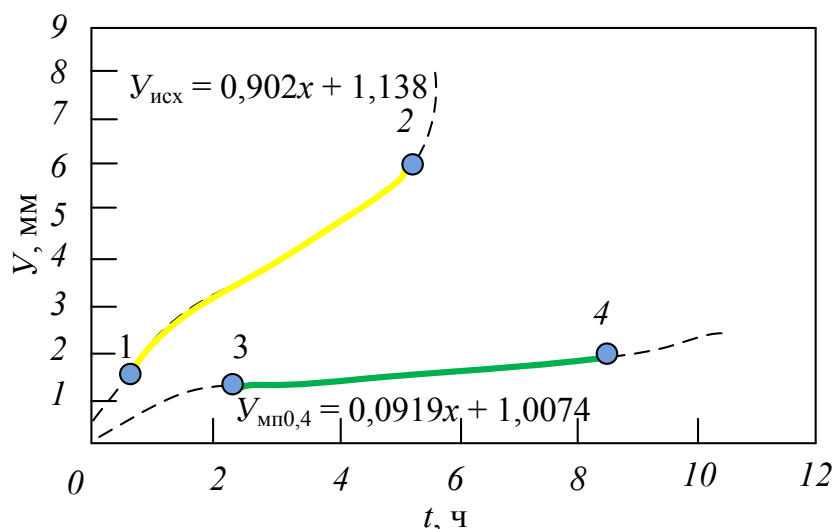


Рис. 1. Кривые ползучести свинца в исходном состоянии ($y_{исх}$) и подвергнутого воздействию магнитного поля ($y_{мп0,4}$) с индукцией 0,4 Тл

Fig. 1. Creep curves of lead in the initial state ($y_{исх}$) and exposed to a magnetic field ($y_{мп0,4}$) with an induction of 0.4 T

жигу при температуре 200 °С в течение 2 ч, далее их охлаждали в течение 24 ч до комнатной температуры. В процессе такой процедуры структура поликристаллического свинца была приведена в наиболее однородное состояние.

Испытания на ползучесть осуществляли на разработанной и изготовленной в ФГБОУ ВО «СибГИУ» экспериментальной установке на растяжение до разрушения [15]. Установка состоит из жесткого металлического каркаса, в котором установлен источник магнитного поля с измерительной аппаратурой. Сигналы с датчика передаются на ПК и обрабатываются. Полученные данные об удлинении образца и времени позволили построить кривые процесса ползучести. Дальнейший анализ данных проводился в Microsoft Excel. При помощи перечисленных инструментов выполняли выявление линейной (установившейся) стадии ползучести. Линейная стадия ползучести определялась при помощи построения касательной к кривой ползучести. Тангенс угла наклона данной прямой равен значению скорости ползучести материала.

Величина постоянного растягивающего напряжения σ была рассчитана путем отнесения усилия, растягивающего образец, к площади сечения образца и составила 5,57 МПа.

Индукция магнитного поля составляла 0,4 Тл. В качестве источника магнитного поля использовался постоянный электромагнит с возможностью регулирования индукции. В настоящей работе индукцию регулировали путем изменения силы тока в катушках. Величину индукции магнитного поля измеряли миллитесламетром ТПУ. Испытания проводили при комнатной температуре.

При исследованиях микротвердости образцы располагали в магнитном поле таким образом, чтобы линии индукции были перпендикулярны стороне образца с размерами 15×12 мм и пронизывали ее. Обработку магнитным полем проводили по режимам (1) – (4): выдержка образца в поле с индукцией 0,4 Тл течение 1, 2, 3 и 4 ч. Микротвердость измеряли сразу же после обработки образца в магнитном поле на микротвердомере HVS-1000 (по Виккерсу). Испытательная нагрузка: 10 г. Время нагружения образца и нахождение под нагрузкой составляло 10 с, время разгрузки 5 с. Обработку данных по результатам микроиндентирования выполняли в программах Excel и Origin Pro 8.

Основные результаты

В результате набраны статистические данные по процессу ползучести свинца, получены кривые ползучести поликристаллического свинца в обычных условиях ($y_{исх}$) и при действии магнитного поля с индукцией 0,4 Тл ($y_{мп0,4}$) (рис. 1).

Выявлена линейная стадия на кривой ($y_{исх}$) – участок 1 – 2, а на кривой $y_{мп0,4}$ линейная стадия процесса ползучести – участок 3 – 4. Были построены касательные к данным участкам кривой, с помощью тангенса угла наклона касательных определены скорости ползучести. Рассчитанное по трем испытаниям среднее значение скорости ползучести для образца в исходном состоянии составило 0,902 мм/ч, при воздействии магнитного поля с индукцией 0,4 Тл – 0,0919 мм/ч. Происходит снижение скорости ползучести свинца на 89,8 % по сравнению с исходным значением.

Относительное остаточное удлинение (δ) не подвергнутых магнитному влиянию образцов до

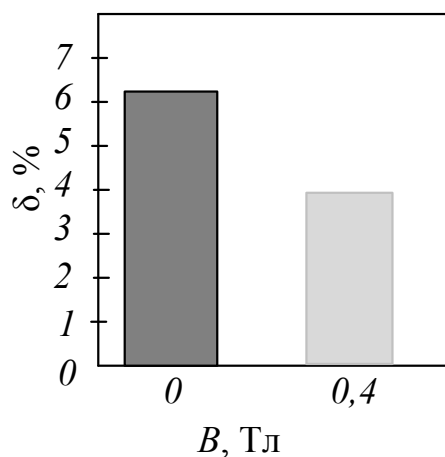


Рис. 2. Относительное остаточное удлинение образцов в испытании на ползучесть без воздействия магнитного поля (0) и после воздействия магнитным полем с индукцией 0,4 Тл (0,4)

Fig. 2. Relative residual elongation of samples in the creep test without exposure to a magnetic field (0) and after exposure to a magnetic field with an induction of 0.4 Tl (0.4)

разрушения в процессе ползучести в среднем составляет 6,18 % (рис. 2). Относительное остаточное удлинение образцов, подвергнутых воздействию магнитного поля, составило 3,8 % (рис. 2). По сравнению с исходным значением относительное остаточное удлинение образцов уменьшилось на 2,4 %.

Исследования микротвердости технически чистого поликристаллического свинца показали начальный эффект воздействия магнитного поля на материал (рис. 3) (начальный эффект воздействия магнитного поля на образец – значение микротвердости, измеренное сразу же после магнитной обработки образца).

Микротвердость (HV_0) образца свинца до обработки составила 7,65 HV (рис. 3, точка 1). На рис. 3 показана микротвердость образцов после выдержки в магнитном поле в течение 1, 2, 3 и 4 ч (точки 2 – 5). В течение первого часа выдержки

образца в магнитном поле (точка 2) наблюдается резкое повышение микротвердости до 8,875 HV (на 16,1 %). Далее не происходит значительного изменения микротвердости: В точках 3 – 5 значения составили 8,80 HV, 8,74 HV и 8,725 HV. Таким образом, начальный эффект влияния магнитного поля выражен увеличением микротвердости по сравнению с исходным значением, что позволяет сделать предположение о повышении прочности свинца. Как известно, прочность – это свойство материала сопротивляться разрушению при внешнем воздействии. Прочность и микротвердость связаны тем, что при испытании на микротвердость исследуется сопротивление внедрению в поверхность твердого тела (микроиндентора): чем тверже материал, тем сложнее его деформировать. Предполагаемой причиной упрочнения поверхности свинца под воздействием магнитного поля может быть снижение подвижности дислокаций материала [16 – 18].

По полученным данным можно сделать вывод, что наиболее рациональным является режим 1, в котором образец выдержан в магнитном поле с индукцией 0,4 Тл в течение 1 ч. Дальнейшее увеличение времени выдержки в магнитном поле не приводит к усилению эффекта.

Выводы

В результате испытаний набраны статистические данные по влиянию магнитного поля с индукцией 0,4 Тл на микротвердость и скорость ползучести образцов свинца марки С2. Получены кривые ползучести поликристаллического свинца, которые позволили выявить линейную стадию ползучести и рассчитать скорости ползучести без воздействия и под воздействием магнитного поля. Под воздействием магнитного поля происходит снижение скорости ползучести

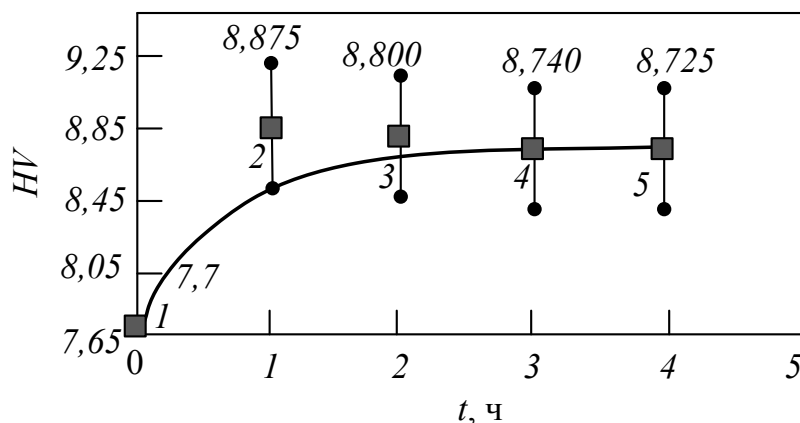


Рис. 3. Начальный эффект влияния магнитного поля на микротвердость свинца С2 при $B = 0,4 \text{ Тл}$

Fig. 3. The initial effect of the magnetic field on the microhardness of C2 lead at $V = 0.4 \text{ T}$

свинца на 89,8 % по сравнению с исходной скоростью. Показана динамика относительного остаточного удлинения образцов, разрушенных без воздействия и под воздействием магнитного поля. По сравнению с исходным значением деформация уменьшилась на 2,4 %. Микротвердость образца, подвергнутого влиянию магнитного поля 0,4 Тл, увеличивается. Максимальное повышение происходит в течение 1 ч воздействия. Микротвердость после 1 часа возрастает на 16,1 %. При дальнейшей выдержке в магнитном поле значение микротвердости остается неизменным. На основании этого можно сделать вывод о том, что эффект влияния магнитного поля с индукцией 0,4 Тл на свинец не зависит от времени выдержки в нем исследуемого материала, что соответствует результатам эксперимента при индукции 0,3 Тл. Однако остальные характеристики, такие как микротвердость и скорость ползучести, изменялись обратным образом. В предыдущих исследованиях авторского коллектива, скорость ползучести свинца марки С2 увеличилась, а микротвердость снизилась при выдержке образцов в магнитном поле с индукцией 0,3Тл. Таким образом, наблюдается неоднозначный характер изменения анализируемых характеристик, который меняется в зависимости от значений индукции магнитного поля.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ida N. The static magnetic field. In book: Engineering electromagnetics. Springer, New York, NY, 2021. P. 377–418.
2. Gillon P. Uses of intense d.c. magnetic fields in materials processing // Materials science and engineering: A. 2000. No. 287. P. 146–152.
3. Watanabe K., Motokawa M., Herlach F. Materials science in static high magnetic fields. In book: Materials science in static high magnetic fields. Springer-Verlag Berlin Heidelberg 2002. P. 3–10.
4. Cai Q., Zhai C., Luo Q., Zhang T.-Y. Effects of magnetic field on the microstructure and mechanical property of Mg-Al-Gd alloys // Materials characterization. 2019. No. 154. P. 233–240.
5. Balaji S. Magnetic fields in materials. In book: Electromagnetics made easy. Springer, Singapore. 2020. P. 355–379.
6. Bilal N., Xiaoyan L., Zhinan Y., Jiali Z., Fucheng Z., Junkui L. Effect of magnetic field on microstructure and mechanical properties of austempered 70Si3MnCrsteel // Materials science and engineering: A. 2019. Vol. 759. P. 11–18.
7. Yasuda H., Molokov S., Moreau R., Moffatt K. Applications of high magnetic fields in materials processing. In book: Magneto-hydrodynamics. Fluid mechanics and its applications. Springer, Dordrecht. 2007. P. 329.
8. Asai S. Application of high magnetic fields in materials processing // Cheminform. 2006. Vol. 24. No. 37. P. 349–354.
9. Papaefthymiou G. Magnetic fields in materials. In book: The magnetic fields 1st Edition. 2022. P. 3–29.
10. Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Комиссарова И.А., Литвиненко Н.Г., Громов В.Е. Закономерности изменения деформационного поведения поликристаллической меди после магнитной обработки // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2013. Т. 18. № 4-2. С. 1763–1766.
11. Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Пономарева М.В. и др. Влияние слабого магнитного поля на пластичность алюминия А85 // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2010. Т. 15. № 3-1. С. 820–821.
12. Pshonkin D.E. Effect of static magnetic fields on creep of aluminum alloy // Solid state phenomena. 2017. No. 269. P. 1–6.
13. Скворцов А.А., Пшонкин Д.Е. Влияние магнитного поля на ползучесть алюминиевого сплава с Fe-содержащими включениями. В кн.: Фазовые превращения и прочность кристаллов: сб. тезисов X Международной конференции (29 октября – 2 ноября 2018 года, Черноголовка). Черноголовка, 2018. С. 91.
14. Серебрякова А.А., Загуляев Д.В., Шляров В.В. Влияние магнитного поля с индукцией 0,3 Тл на пластические свойства технически чистого свинца. В кн.: Металлургия: технологии, инновации, качество. Труды XXII Международной научно-практической конференции (10 – 11 ноября 2021 г). В 2 ч. Ч. 1. Новокузнецк: ИЦ СибГИУ, 2021. С. 261–266.
15. Коновалов С.В., Данилов В.И., Зуев Л.Б. и др. Автоматизированная установка для регистрации и анализа ползучести металлов и сплавов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2007. № 8. С. 64–66.
16. Zagulyaev D., Konovalov S., Shlyarov V., Chen X. Influence of constant magnetic field on plastic characteristics of paramagnetic metals // Materials Research Express. 2019. Vol. 6. No. 9. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab2c8a>
17. Мильман Ю.В. Масштабная зависимость твердости и характеристики пластичности, определяемой при индентировании // Деформация и разрушение материалов. 2008. № 8. С. 3–10.

18. Пинчук А.И., Шаврей С.Д. Корреляция между микротвердостью и подвижностью двойникующихся дислокаций в кристаллах висмута при приложении постоянного магнитного поля и импульсов тока // Письма в ЖТФ. 2002. Т. 28. Вып. 12. С. 80–84.

REFERENCES

1. Ida N. *The static magnetic field*. In: *Engineering electromagnetics*. Springer, New York, NY. 2021, pp. 377–418.
2. Gillon P. Uses of intense d.c. magnetic fields in materials processing. *Materials science and engineering: A*. 2000, no. 287, pp. 146–152.
3. Watanabe K., Motokawa M., Herlach F. Materials science in static high magnetic fields. In: *Materials science in static high magnetic fields*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2002, pp. 3–10.
4. Cai Q., Zhai C., Luo Q., Zhang T.-Y. Effects of magnetic field on the microstructure and mechanical property of Mg–Al–Gd alloys. *Materials characterization*. 2019, no. 154, pp. 233–240.
5. Balaji S. Magnetic fields in materials. In: *Electromagnetics made easy*. Springer, Singapore. 2020, pp. 355–379.
6. Bilal N., Xiaoyan L., Zhinan Y., Jiali Z., Fucheng Z., Junkui L. Effect of magnetic field on microstructure and mechanical properties of austempered 70Si3MnCrsteel. *Materials science and engineering: A*. 2019, vol. 759, pp. 11–18.
7. Yasuda H., Molokov S., Moreau R., Moffatt K. Applications of high magnetic fields in materials processing. In: *Magnetohydrodynamics. Fluid mechanics and its applications*. Springer, Dordrecht. 2007, pp. 329.
8. Asai S. Application of high magnetic fields in materials processing. *Cheminform*. 2006, vol. 24, no. 37, pp. 349–354.
9. Papaefthymiou G. Magnetic fields in materials. In: *The magnetic fields 1st Edition*. 2022, pp. 3–29.
10. Zagulyaev D.V., Konovalov S.V., Komissarova I.A., Litvinenko N.G., Gromov V.E. Regularities of changes in the deformation behavior of polycrystalline copper after magnetic treatment. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Seriya: Estestvennye i tekhnicheskie nauki*. 2013, vol. 18, no. 4-2, pp. 1763–1766. (In Russ.).
11. Zagulyaev D.V., Konovalov S.V., Ponomareva M.V. et al. The influence of a weak magnetic field on the plasticity of aluminum A85. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Seriya: Estestvennye i tekhnicheskie nauki*. 2010, vol. 15, no. 3-1, pp. 820–821. (In Russ.).
12. Pshonkin D.E. Effect of static magnetic fields on creep of aluminum alloy. *Solid state phenomena*. 2017, no. 269, pp. 1–6.
13. Skvortsov A.A., Pshonkin D.E. The influence of a magnetic field on the creep of an aluminum alloy with Fe-containing inclusions. In: *Phase transformations and crystal strength: collection of abstracts of the X International Conference (October 29 – November 2, 2018, Chernogolovka)*. Chernogolovka, 2018, p. 91. (In Russ.).
14. Serebryakova A.A., Zagulyaev D.V., Shlyarov V.V. The influence of a magnetic field with an induction of 0.3 Tl on the plastic properties of technically pure lead. In: *Metallurgy: technologies, innovations, quality: Proceedings of the XXII International Scientific and Practical Conference (November 10-11, 2021)*. In 2 parts. Part 1. Novokuznetsk: SibGIU, 2021, pp. 261–266. (In Russ.).
15. Konovalov S.V., Danilov V.I., Zuev L.B. et al. Automated installation for registration and analyzing of creep of metals and alloys. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*. 2007, no. 8, pp. 64–66. (In Russ.).
16. Zagulyaev D., Konovalov S., Shlyarov V., Chen X. Influence of constant magnetic field on plastic characteristics of paramagnetic metals. *Materials Research Express*. 2019, vol. 6, no. 9. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab2c8a>
17. Mil'man Yu.V. Scale dependence of hardness and plasticity characteristics determined during indentation. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2008, no. 8, pp. 3–10. (In Russ.).
18. Pinchuk A.I., Shavrei S.D. Correlation between microhardness and mobility of twin dislocations in bismuth crystals under the application of a constant magnetic field and current pulses. *Pis'ma v ZhTF*. 2002, vol. 28, no. 12, pp. 80–84. (In Russ.).

Сведения об авторах

Анна Александровна Серебрякова, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: aserebrakova87@gmail.com

Дмитрий Валерьевич Загуляев, к.т.н., доцент кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: zagulyaev_dv@physics.sibsui.ru

Виталий Владиславович Шляров, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин имени профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: ShlyarovVitaly@yandex.ru

Виктор Евгеньевич Громов, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин

плин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

ORCID: 0000-0002-5147-5343

Information about the authors

Anna A. Serebryakova, Postgraduate student of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University

E-mail: aserebrakova87@gmail.com

Dmitry V. Zagulyaev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of of Natural Sciences named after Professor V.M. Finkel, Siberian State Industrial University

E-mail: zagulyaev_dv@physics.sibsiu.ru

Vitaly V. Shlyarov, Post-graduate student of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University

E-mail: ShlyarovVitaly@yandex.ru

Viktor E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 08.09.2022

После доработки 17.10.2022

Принята к публикации 24.10.2022

Received 08.09.2022

Revised 17.10.2022

Accepted 24.10.2022

Оригинальная статья

УДК 669.620.172.2

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-1(43)-10-16

КОМБИНИРОВАННЫЕ ГИДРОДИНАМИЧЕСКИЕ НЕУСТОЙЧИВОСТИ И ИХ РОЛЬ В ОБРАЗОВАНИИ МИКРО- И НАНОСТРУКТУР МАТЕРИАЛОВ ПРИ ПЛАЗМЕННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

© 2023 г. С. А. Невский, В. Д. Сарычев, В. Е. Громов

Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Изучено формирование микро- и наноструктур в титановых сплавах, подвергнутых комбинированной обработке, которая включает воздействие гетерогенными плазменными потоками и последующую модификацию поверхностного слоя низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком. Установлено, что основным механизмом образования структурно-фазовых состояний микро- и наноразмерного диапазонов при воздействии плазменных потоков, созданных электрическим взрывом проводников, является совместное проявление на границе раздела сред неустойчивостей Кельвина-Гельмгольца и Рэлея-Тейлора. Показано, что максимум скорости роста возмущений при ускорении второго слоя ($g = 5 \cdot 10^9 \text{ м/с}^2$) и поперечной скорости 0 м/с приходится на длину волны (λ_m) 6,76 мкм. Если значение скорости второго слоя $u_0 = 10 \text{ м/с}$, то $\lambda_m = 6,23 \text{ мкм}$, а при $u_0 = 50 \text{ м/с}$ – $\lambda_m = 1,24 \text{ мкм}$. Механизмом образования микро- и наноструктур при последующей электронно-пучковой обработке является комбинированная термо-, испарительно-, концентрационно-капиллярная и термоэлектрическая неустойчивость. Показано, что, если не учитывать влияние градиента концентрации, термоэлектрических и испарительных эффектов, максимальное значение скорости роста будет наблюдаться при длине волны 113 мкм. Учет термоэлектрических явлений приводит к снижению значения λ_m до 48 мкм. Установлено, что при значении термоэлектрического коэффициента $\gamma = 0,1 \text{ В/К}$ максимум скорости роста наблюдается при $\lambda_m = 0,3 \text{ мкм}$.

Ключевые слова: неустойчивость Кельвина-Гельмгольца, неустойчивость Рэлея-Тейлора, термокапиллярная неустойчивость, термоэлектрические явления

Финансирование: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 22-79-10229).

Для цитирования: Невский С.А., Сарычев В.Д., Громов В.Е. Комбинированные гидродинамические неустойчивости и их роль в образовании микро- и наноструктур материалов при плазменных воздействиях // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 1 (43). С. 10–16. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-10-16](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-10-16)

Original article

COMBINED HYDRODYNAMIC INSTABILITIES AND THEIR ROLE IN THE FORMATION OF MICRO- AND NANOSTRUCTURES OF MATERIALS UNDER PLASMA INFLUENCES

© 2023 S. A. Nevskii, V. D. Sarychev, V. E. Gromov

Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

Abstract. The formation of micro- and nanostructures in titanium alloys subjected to combined treatment, including exposure to heterogeneous plasma flows and subsequent modification of the surface layer by a low-energy high-current

electron beam, was studied. It is established that the main mechanism for the formation of structural-phase states of the micro and nanoscale range under the influence of plasma flows created by an electric explosion of conductors is the joint manifestation of Kelvin-Helmholtz and Rayleigh-Taylor instabilities at the interface of the media. It is shown that the maximum growth rate of disturbances with acceleration of the second layer $g = 5 \times 10^9 \text{ m/s}^2$ and a transverse velocity of 0 m/s falls on the wavelength $\lambda_m = 6.76 \text{ }\mu\text{m}$. If the velocity value of the second layer is $u_0 = 10 \text{ m/s}$, then $\lambda_m = 6.23 \text{ }\mu\text{m}$, and at $u_0 = 50 \text{ m/s}$ – $\lambda_m = 1.24 \text{ }\mu\text{m}$. The mechanism of formation of micro- and nanostructures during subsequent electron beam processing is a combined thermo-evaporative, concentration-capillary and thermoelectric instability. It is shown that if the influence of the concentration gradient, thermoelectric and evaporative effects is not taken into account, the maximum value of the growth rate will be observed at a wavelength of 113 μm . Taking into account thermoelectric phenomenon leads to a decrease in the value of λ_m to 48 μm . It is established that at the value of the thermoelectric coefficient $\gamma = 0.1 \text{ V/K}$, the maximum growth rate is observed at $\lambda_m = 300 \text{ nm}$.

Key words: Kelvin-Helmholtz instability, Rayleigh-Taylor instability, thermocapillary instability, thermoelectric phenomena

For citation: Nevskii S.A., Sarychev V.D., Gromov V.E. Combined hydrodynamic instabilities and their role in the formation of micro- and nanostructures of materials under plasma influences. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no. 1 (43), pp. 10–16. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-10-16](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-10-16)

Введение

Одной из фундаментальных проблем физики конденсированного состояния является теоретическое исследование влияния концентрированных потоков энергии на структуру, фазовый состав и свойства поверхностных слоев металлических материалов [1, 2]. Это обусловлено тем, что в поверхностных слоях условия для зарождения дефектов кристаллической решетки, которые приводят к износу и коррозии изделий ответственного назначения, более благоприятные, чем в объеме материала [3]. Для того, чтобы избежать преждевременного выхода из строя изделий, необходимы поиск новых и усовершенствование существующих методов защиты их поверхности [4, 5]. К их числу относятся концентрированные потоки энергии (электронно-пучковая обработка [6, 7], электровзрывное легирование и напыление [8, 9], лазерная обработка [10] и т.п.), которые способствуют формированию на поверхности обрабатываемого изделия микро- и наноструктурных состояний, обеспечивающих его высокую прочность и износостойкость за относительно короткое время воздействия. Однако широкому внедрению данных методов защиты в практику препятствует отсутствие детальных сведений о закономерностях и механизмах формирования микро- и наноструктур при таких воздействиях. Решение этой проблемы позволит получать материалы с заданной структурой и хорошими свойствами. Особую роль в формировании микро- и наноструктур играют внешние и внутренние межфазные границы. На них возникают и развиваются, в зависимости от внешних условий, различного рода неустойчивости, которые приводят к самопроизвольному переходу обрабатываемого материала в состояние с микро- и наноструктурой [11, 12].

Целью настоящей работы является поиск механизмов и создание математических моделей формирования градиентных микро- и наноструктурных состояний металлических материалов при воздействии концентрированных потоков энергии на основе комбинированных сдвиговых неустойчивостей на границах раздела сред.

Модель образования микро- и наноструктур в титане при воздействии гетерогенных плазменных потоков

Рассмотрим воздействие гетерогенных плазменных потоков на поверхность металлических материалов на примере системы Ti – Y. Как показывают результаты работ [13, 14], основным механизмом формирования наноструктур в поверхностных слоях материалов являются неустойчивости Кельвина-Гельмгольца и Рэлея-Тейлора. Для изучения начальной стадии этих неустойчивостей рассмотрим устойчивость плоского стационарного течения двухслойной несжимаемой жидкости. Направление оси x выбрано вдоль границы раздела между слоями, а ось y – перпендикулярна оси x и направлена в сторону второго слоя. Первый слой ($-\infty < x < \infty$, $-h < x < a(x,t)$ (где a – смещение поверхности раздела; h – толщина нижнего слоя)) занимает вязкая неподвижная жидкость с вязкостью η_1 и плотностью ρ_1 . Второй слой ($-\infty < x < \infty$, $a(x,t) < x < H$ (где H – толщина верхнего слоя)) занимает жидкость с вязкостью η_2 и плотностью ρ_2 , которая движется с постоянной скоростью u_0 , направленной вдоль оси x . Ускорение g направлено в сторону, противоположную оси y . Для каждого слоя записаны линеаризованные уравнения Навье-Стокса, а на их границах заданы кинематические и динамические граничные

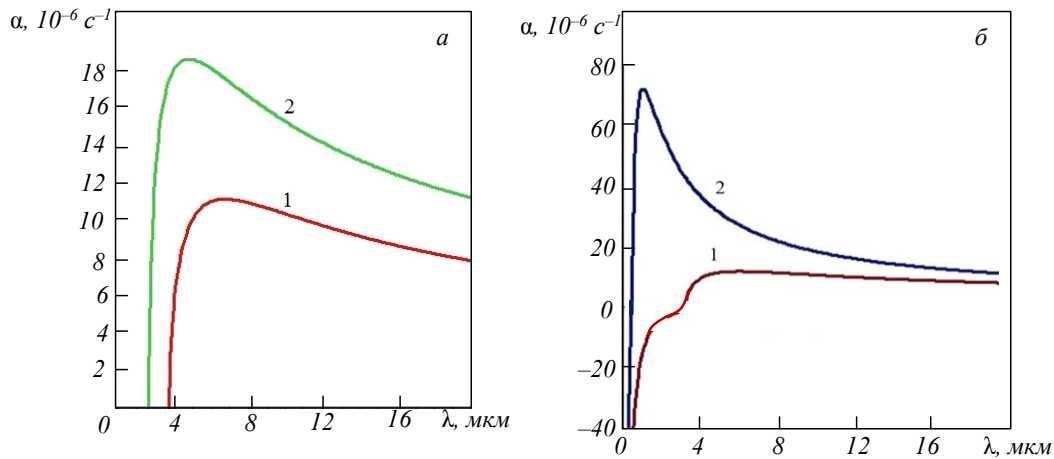


Рис. 1. Зависимости скорости роста возмущений поверхности раздела от длины волны при различных значениях скорости и ускорения второго слоя:

$a - u_0 = 0 \text{ м/с}$ ($1 - g = 5 \cdot 10^9 \text{ м/с}^2$; $2 - g = 10^{10} \text{ м/с}^2$); $\bar{b} - g = 5 \cdot 10^9 \text{ м/с}^2$ ($1 - u_0 = 10 \text{ м/с}$; $2 - u_0 = 50 \text{ м/с}$)

Fig. 1. Dependences of the growth rate of interface disturbances on the wavelength at different values of the velocity and acceleration of the second layer:

$a - u_0 = 0 \text{ м/с}$ ($1 - g = 5 \cdot 10^9 \text{ м/с}^2$; $2 - g = 10^{10} \text{ м/с}^2$); $\bar{b} - g = 5 \cdot 10^9 \text{ м/с}^2$ ($1 - u_0 = 10 \text{ м/с}$; $2 - u_0 = 50 \text{ м/с}$)

условия [15,16]. Применяется так называемое вязко-потенциальное приближение, согласно которому эффекты, связанные с вязкостью, наблюдаются вблизи границы раздела сред [17, 18]. Поиск решения уравнений модели в виде бегущей гармонической волны приводит к следующему дисперсионному уравнению:

$$\begin{aligned} \omega^2 + 2\omega(a - ib) + c - ic_1 &= 0; \\ a &= \frac{1}{(1 + \mu)R_1} \left((\eta_1 \coth(kh) + \eta_2 \coth(kH))k^2 \right); \\ b &= \frac{\mu k u_0}{1 + \mu}; \quad c = \frac{\omega_0^2 - k^2 u_0^2 \mu}{1 + \mu}; \\ c_1 &= \frac{2u_0 k^3 \eta_2 \coth(kH)}{(1 + \mu)R_1}, \end{aligned} \quad (1)$$

где $\omega = \alpha + i\Omega$ – комплексная циклическая частота; $\omega_0^2 = \frac{\sigma_0 k^3 + (\rho_1 - \rho_2)gk}{R_1}$; $\mu = \frac{R_2}{R_1}$; k – волновое число; $R_1 = \rho_1 \coth(kh)$; $R_2 = \rho_2 \coth(kH)$; σ_0 – межфазное поверхностное натяжение; g – ускорение одного из слоев.

Зависимость скорости роста возмущений поверхности раздела от длины волны имеет вид:

$$\alpha = \left(\sqrt{\frac{(\delta + \sqrt{\delta^2 + 4\delta_1^2})ab}{2}} - a \right), \quad (2)$$

где $\delta = (a^2 - b^2 - c)/(ab)$, $\delta_1 = 1 - (c_1/2ab)$.

На рис. 1, а приведены зависимости скорости роста возмущений от длины волны возмущений границы раздела покрытие – подложка при раз-

личных значениях ускорения второго слоя на примере системы Ti – Y. При проведении расчетов предполагалось, что амплитуда возмущений много меньше толщины слоев. В этом случае $\coth(kh) = \coth(kH) = 1$. Максимум скорости роста при $g = 5 \cdot 10^9 \text{ м/с}^2$ приходится на длину волны (λ_m) 6,76 мкм (рис. 1, а, кривая 1). В свою очередь увеличение ускорения до 10^{10} м/с^2 приводит к уменьшению значения λ_m до 4,81 мкм (рис. 1, а, кривая 2). Учет влияния поперечной скорости второго слоя приводит к уменьшению значений λ_m до 6,23 мкм при $u_0 = 10 \text{ м/с}$ и 1,24 мкм при $u_0 = 50 \text{ м/с}$ соответственно (рис. 1, б).

Модель образования микро- и наноструктур в титане, легированном иттрием, при воздействии электронных пучков субмиллисекундной длительности

Проведено теоретическое исследование формирования поверхностных микро- и наноструктур в титане, легированном иттрием, при воздействии электронных пучков. В основу модели были положены представления о гидродинамической природе образования данных структур по механизму комбинированной термо-, концентрационно-, испарительно-капиллярной и термоэлектрической неустойчивости. Путем анализа дисперсионных уравнений изучена начальная стадия данной неустойчивости, в которой возникают малые возмущения на поверхности расплава. Для расплавленного слоя запишем линеаризованные уравнения Навье-Стокса, а на их границах зададим кинематические и динамические граничные условия с учетом термоэлектрических эффектов. Дисперсионное уравнение имеет вид [19]:

$$R_T - R_E - R_V - R_\sigma = 0;$$

$$R_\sigma = \omega^2((\omega + 2\omega_v)^2 + \omega_c^2) - \frac{4\omega^2\omega_v^2k_1}{k};$$

$$R_T = \omega_T\omega_v \left(\delta \left(1 - \frac{k_1}{k_2} \right) (2\omega\omega_v + \omega^2 + \omega_c^2) + \left(1 - \frac{k}{k_2} \right) \left(\frac{2k_1\omega\omega_v}{k} + \omega_c^2 \right) \right);$$

$$R_E = -\omega_E\omega_v\omega \left(\left(1 - \frac{k_1}{k} \right) \omega_v + \omega \right); \quad (3)$$

$$R_V = \omega_p\omega_v \left(\left(\delta \left(1 - \frac{k_1}{k_2} \right) + \left(1 - \frac{k}{k_2} \right) \right) \omega_E\omega_v + \right. \\ \left. + 2\delta\omega\omega_v \left(1 - \frac{k_1}{k_2} \right) + \right. \\ \left. + (2\omega_v + \omega)\omega \left(1 - \frac{k}{k_2} \right) \right),$$

где $\omega_T = \frac{\sigma_T G_0}{\rho\nu}$; $\omega_v = \nu k^2$; $\omega_c^2 = \frac{\sigma_0 k^3}{\rho} - \frac{\varepsilon\varepsilon_0 E_0^2}{\rho} k^2$;

$$\omega_p = \frac{p'_v G_0}{\rho\nu k}; \quad \omega_E = \frac{\varepsilon\varepsilon_0 E_0^2}{\rho\nu}; \quad \delta = \frac{\text{Pr}}{1 - \text{Pr}}; \quad \text{Pr} = \frac{\nu}{\chi}$$

число Прандтля; p'_v – температурный коэффициент испарительного давления; σ_0 – поверхностное натяжение при температуре плавления; σ_T – температурный коэффициент поверхностного натяжения; E_0 – напряженность термоэлектрического поля; G_0 – градиент невозмущенной температуры; ε – диэлектрическая проницаемость; ε_0 – электрическая постоянная; χ – температуропроводность; ν – кинематическая вязкость.

Для жидких металлов $\text{Pr} \ll 1$. С учетом этого факта зависимость (3) примет вид [20]:

$$\frac{\omega_T \text{Pr}}{2} (2\omega\omega_v + \omega_c^2) \left(\omega + 2\omega_v \left(1 - \frac{k_1}{k} \right) \right) + \\ + \frac{\omega_p \text{Pr}}{2} \left[\omega_E \omega_v \left(\omega + 2\omega_v \left(1 - \frac{k_1}{k} \right) \right) + \right. \\ \left. + \omega \left(\omega^2 + 2\omega\omega_v + 4\omega_v^2 \left(1 - \frac{k_1}{k} \right) \right) \right] - \\ - \omega_E \omega_v \omega \left(\left(1 - \frac{k_1}{k} \right) \omega_v + \omega \right) - \omega^2 \left((\omega + 2\omega_v)^2 + \omega_c^2 \right) + \\ + \frac{4\omega^2\omega_v^2k_1}{k} = 0. \quad (4)$$

Для того, чтобы учесть влияние концентрации иттрия, в уравнении (4) необходимо заменить произведение $\omega_T \text{Pr}$ на $\omega_T \text{Pr} + \omega_c \text{Sc}$ (где $\text{Sc} = \nu/D$ – число Шмидта; D – коэффициент диффузии; $\omega_c = \frac{\sigma_c G_1}{\rho\nu}$; G_1 – градиент концентрации; σ_c – концентрационный коэффициент поверхностного натяжения).

Применение низкочастотного приближения оправдано лишь в том случае, если $\text{Pr} \ll 1$ и $\text{Sc} \ll 1$. Для жидких металлов число Шмидта принимает значения ~ 10 . Эти оценки сделаны в предположении неподвижной жидкости. В действительности конвективное течение усиливает процессы массопереноса, поэтому значения коэффициента диффузии будем считать на порядок большим, чем коэффициент кинематической вязкости.

Из полученного дисперсионного уравнения находили зависимости скорости роста возмущений поверхности расплава (рис. 2). Если не учитывать влияния градиента концентрации, термоэлектрических и испарительных эффектов, максимальное значение скорости роста будет наблюдаться при длине волны 113 мкм (рис. 2, а, кривая 1). При значениях напряженности термоэлектрического поля $10^5 - 10^6$ В/м (рис. 2, а, кривая 2) максимальное значение скорости роста наблюдается при $\lambda_m = 50$ мкм. Учет процессов испарения вещества приводит к увеличению λ_m до 92 мкм при давлении отдачи паров $2 \cdot 10^5$ Па (рис. 2, а, кривая 3). Термоэлектрический эффект в этом случае не оказывает никакого влияния на неустойчивость поверхности раздела (рис. 2, а, кривая 4). Влияние градиента концентрации иттрия проявляется в уменьшении значения λ_m до 74 мкм при отсутствии термоэлектрических эффектов и эффектов испарения (рис. 2, б, кривая 1). При учете термоэлектрических эффектов максимум скорости роста приходится на длину волны 48 мкм (рис. 2, б, кривая 2). При испарительном давлении $2 \cdot 10^5$ Па значение λ_m составляет 36 мкм, термоэлектрические эффекты приводят лишь к незначительному увеличению максимальной скорости роста возмущений (рис. 2, б, кривые 3 и 4).

Полученные результаты дают адекватное объяснение образованию поверхностно-периодических структур микрометрового диапазона. Образование ячеистых структур субмикронного и наноразмерного диапазонов в рамках низкочастотного приближения, также как и в случае, рассмотренном выше, возможно при термоэлектрическом коэффициенте (γ), равном 0,1 В/К, что соответствует напряженности (E_0) электрического поля $\sim 10^6 - 10^7$ В/м (рис. 3). Для титановых сплавов $\lambda_{cr} = 0,17$ мкм и $\lambda_m = 0,3$ мкм.

Выводы

Предложен механизм образования микро- и наноструктур в титановых сплавах при воздействии гетерогенных плазменных потоков, созданных электрическим взрывом порошка иттрия. Он заключается в возникновении на поверхности раздела покрытия и подложки комби-

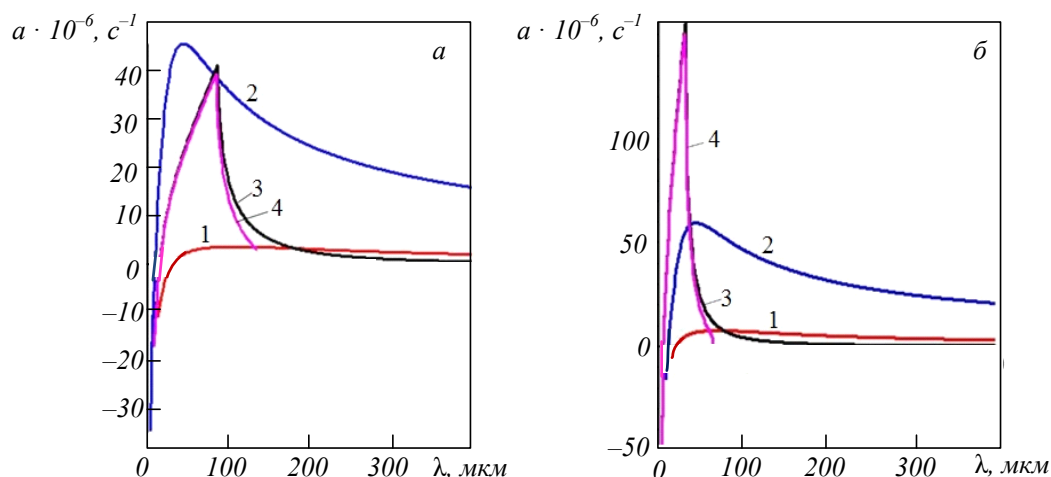


Рис. 2. Зависимости скорости роста возмущений поверхности расплава от длины волны системы Ti – Y без учета влияния градиента концентрации иттрия (а) и с учетом влияния градиента концентрации иттрия (б):

1 – без учета термоэлектрических и испарительно-капиллярных явлений; 2 – с учетом только термоэлектрических явлений; 3 – при наличии термо- и испарительно-капиллярной неустойчивости; 4 – при наличии термо-, испарительно-капиллярной неустойчивости и термоэлектрических явлений

Fig. 2. Dependences of the growth rate of the melt surface disturbances on the wavelength of the Ti – Y system without taking into account the influence of the yttrium concentration gradient (a) and taking into account the influence of the yttrium concentration gradient (b):

1 – without taking into account thermoelectric and evaporative-capillary phenomena; 2 – taking into account only thermoelectric phenomena; 3 – in the presence of thermo- and evaporative-capillary instability; 4 – in the presence of thermo-, evaporative-capillary instability and thermoelectric phenomena

нированной неустойчивости Кельвина-Гельмгольца-Рэлея-Тейлора. Определены условия, при которых данная неустойчивость возникает в микро- и нанодиапазонах.

Установлено, что образование поверхностных микро- и наноструктур при воздействии низкоэнергетических сильноточных электронных пучков обусловлено возникновением комбинированной термо-, концентрационно-, испарительно-капиллярной и термоэлектрической неустойчивости. При значении термоэлектрического коэффициента $\sim 10^{-1} - 1$ В/К максимум скорости роста приходится на длины волн субмикро- и нанометрового диапазонов. Это совпадает с экспериментальными данными по размерам структур ячеистой кристаллизации.

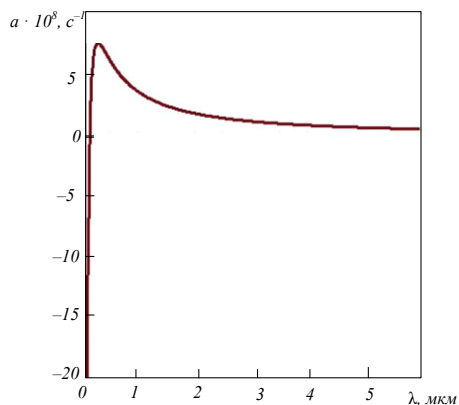


Рис. 3. Зависимость скорости роста возмущений поверхности раздела плазма – расплав при значении термоэлектрической постоянной 10^{-1} В/К

Fig. 3. Dependence of the growth rate of disturbances of the plasma – melt interface at the value of the thermoelectric constant 10^{-1} V/K

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Gao B., Hu L., Li S., Y.Hao, Y. Zhang, Tu G. Study on the nanostructure formation mechanism of hypereutectic Al–17.5 Si alloy induced by high current pulsed electron beam // Applied Surface Science. 2015. Vol. 346. P. 147–157.
2. Lyu P., Peng T., Miao Y., Liu Z., Qi Gao, Zhang C., Jin Y., Guan Q., Cai J. Microstructure and properties of CoCrFeNiMo0.2 high-entropy alloy enhanced by high-current pulsed electron beam // Surf. & Coat. Tech. 2021. Vol. 410. Article 126911. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.126911>
3. Cherenda N.N., Basalai A.V., Shymanski V.I. et al. Modification of Ti-6Al-4V alloy element and phase composition by compression plasma flows impact // Surface и Coatings Technology. 2018. Vol. 355. P. 148–154.
4. Javadi A., Solouk A., Haghbin Nazarpak M., Bagheri F. Surface engineering of titanium-based implants using electrospraying and dip coating methods // Materials Science and Engineering C. 2019. Vol. 99. P. 620–630.
5. Shulov V.A., Gromov A.N., Teryaev D.A., Engel'ko V.I. Application of high-current pulsed electron beams for modifying the surface of gas-turbine engine blades // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2016. Vol. 57. P. 256–265.
6. Fetzer R., Mueller G., An W., Weisenburger A. Metal surface layers after pulsed electron beam

- treatment // *Surface and Coatings Technology*. 2014. Vol. 258. P. 549–556.
7. Lu D., Gao B., Zhu G., Lv Jike, Hu L. High-current pulsed electron treatment of hypoeutectic Al–10Si alloy // *High Temperature Materials and Processes*. 2017. Vol. 36. P. 97–100.
 8. Panin V.E., Gromov V.E., Romanov D.A., Budovskikh E.A., Panin S.V. The physical basics of structure formation in electroexplosive coatings // *Doklady Physics*. 2017. Vol. 62. P. 67–70.
 9. Romanov D.A., Gromov V.E., Glezer A.M., Panin S.V., Semin A.P. Structure of electro-explosion resistant coatings consisting of immiscible components // *Materials Letters*. 2017. Vol. 125. P. 25–28.
 10. Papadopoulos A., Skoulas E., Tsihidis G. D., Stratakis E. Formation of periodic surface structures on dielectrics after irradiation with laser beams of spatially variant polarisation: a comparative study // *Applied Physics A: Materials Science and Processing*. 2018. Vol. 124. Article 146. <https://doi.org/10.1007/s00339-018-1573-x>
 11. Хакен Г. Синергетика. Москва: Мир, 1990. 405 с.
 12. Khachatryan A.G. *Theory of Structural Transformations in Solids*. New York: Wiley, 1983. 574 p.
 13. Nevskii S., Sarychev V., Konovalov S., Granovskii A., Gromov V. Wave instability on the interface coating/substrate material under heterogeneous plasma flows // *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. Vol. 9 (1). P. 539–550.
 14. Математические модели формирования градиентных структур в материалах при воздействии концентрированных потоков энергии / В.Д. Сарычев, С.А. Невский, А.Ю. Грановский, В.Е. Громов. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2019. 120 с.
 15. Shumlak U., Roderick N.F. Mitigation of the Rayleigh-Taylor instability by sheared axial flows // *Phys. Plasmas*. 1998. Vol. 5. P. 2384–2389.
 16. Olson B.J., Larsson J., Lele S.K., Cook A.W. Nonlinear effects in the combined Rayleigh-Taylor/Kelvin-Helmholtz instability // *Physics of Fluids*. 2011. Vol. 23. Article 114107.
 17. Awasthi M.K. Effect of viscous pressure on Kelvin-Helmholtz instability through porous media // *Journal of Porous Media*. 2016. Vol. 19 (3). P. 205–218.
 18. Joseph D.D., Funada T., Wang J. *Potential flows of viscous and viscoelastic fluids*. Cambridge: Cambridge Univ Press, 2007. 497 p.
 19. Nevskii S., Sarychev V., Konovalov S., Granovskii A., Gromov V. Formation mechanism of micro- and nanocrystalline surface layers in titanium and aluminum alloys in electron beam irradiation // *Metals*. 2020. Vol. 10. No. 10. Article 1399.
 20. Levchenko E.B., Chernyakov A.L. Instability of capillary waves in an inhomogeneously heated liquid under the influence of laser radiation // *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*. 1983. No. 1. P. 129–141.

REFERENCES

1. Gao B., Hu L., Li S., Y.Hao, Y. Zhang, Tu G. Study on the nanostructure formation mechanism of hypereutectic Al–17.5 Si alloy induced by high current pulsed electron beam. *Applied Surface Science*. 2015, vol. 346, pp. 147–157.
2. Lyu P., Peng T., Miao Y., Liu Z., Qi Gao, Zhang C., Jin Y., Guan Q., Cai J. Microstructure and properties of CoCrFeNiMo0.2 high-entropy alloy enhanced by high-current pulsed electron beam. *Surf. & Coat. Tech.* 2021, vol. 410, article 126911. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.126911>
3. Cherenda N.N., Basalai A.V., Shymanski V.I. et al. Modification of Ti-6Al-4V alloy element и phase composition by compression plasma flows impact. *Surface and Coatings Technology*. 2018, vol. 355, pp. 148–154.
4. Javadi A., Solouk A., Haghbin Nazarpak M., Bagheri F. Surface engineering of titanium-based implants using electrospraying and dip coating methods. *Materials Science and Engineering C*. 2019, vol. 99, pp. 620–630.
5. Shulov V.A., Gromov A.N., Teryaev D.A., Engel'ko V.I. Application of high-current pulsed electron beams for modifying the surface of gas-turbine engine blades. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2016, vol. 57, pp. 256–265.
6. Fetzer R., Mueller G., An W., Weisenburger A. Metal surface layers after pulsed electron beam treatment. *Surface and Coatings Technology*. 2014, vol. 258, pp. 549–556.
7. Lu D., Gao B., Zhu G., Lv J., Hu L. High-current pulsed electron treatment of hypoeutectic Al–10Si alloy. *High Temperature Materials and Processes*. 2017, vol. 36, pp. 97–100.
8. Panin V.E., Gromov V.E., Romanov D.A., Budovskikh E.A., Panin S.V. The physical basics of structure formation in electroexplosive coatings. *Doklady Physics*. 2017, vol. 62, pp. 67–70.
9. Romanov D.A., Gromov V.E., Glezer A.M., Panin S.V., Semin A.P. Structure of electro-

- explosion resistant coatings consisting of immiscible components. *Materials Letters*. 2017, vol. 125, pp. 25 – 28.
10. Papadopoulos A., Skoulas E., Tsihidis G. D., Stratakis E. Formation of periodic surface structures on dielectrics after irradiation with laser beams of spatially variant polarisation: a comparative study. *Applied Physics A: Materials Science and Processing*. 2018, vol. 124, article 146. <https://doi.org/10.1007/s00339-018-1573-x>
 11. Khaken G. *Synergetics*. Moscow: Mir, 1990, 405 p. (In Russ.).
 12. Khachaturyan A. G. *Theory of Structural Transformations in Solids*. New York: Wiley, 1983. 574 p.
 13. Nevskii S., Sarychev V., Konovalov S., Granovskii A., Gromov V. Wave instability on the interface coating/substrate material under heterogeneous plasma flows. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020, vol. 9 (1), pp. 539–550.
 14. Sarychev V.D., Nevskii S.A., Granovskii A.Yu., Gromov V.E. *Mathematical models of the formation of gradient structures in materials under the influence of concentrated energy flows*. Novosibirsk: Publishing House of SB RAS, 2019, 120 p. (In Russ.).
 15. Shumlak U., Roderick N.F. Mitigation of the Rayleigh-Taylor instability by sheared axial flows. *Phys. Plasmas*. 1998, vol. 5, pp. 2384–2389.
 16. Olson B.J., Larsson J., Lele S.K., Cook A.W. Nonlinear effects in the combined Rayleigh-Taylor/Kelvin-Helmholtz instability. *Physics of Fluids*. 2011, vol. 23, article 114107.
 17. Awasthi M.K. Effect of viscous pressure on Kelvin-Helmholtz instability through porous media. *Journal of Porous Media*. 2016, vol. 19 (3), pp. 205–218.
 18. Joseph D.D., Funada T., Wang J. *Potential flows of viscous and viscoelastic fluids*. Cambridge: Cambridge Univ Press, 2007. 497 p.
 19. Nevskii S., Sarychev V., Konovalov S., Granovskii A., Gromov V. Formation mechanism of micro- and nanocrystalline surface layers in titanium and aluminum alloys in electron beam irradiation. *Metals*. 2020, vol. 10, no. 10, article 1399.
 20. Levchenko E.B., Chernyakov A.L. Instability of capillary waves in an inhomogeneously heated liquid under the influence of laser radiation. *Fizika I Khimiya Obrabotki Materialov*. 1983, no. 1, pp. 129–141. (In Russ.).
- Сведения об авторах**
- Сергей Андреевич Невский**, д.т.н., доцент, доцент кафедры естественнонаучных дисциплин имени профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: nevskiy.sergei@yandex.ru
ORCID: 0000-0001-7032-9029
- Владимир Дмитриевич Сарычев**, к.т.н., доцент кафедры естественнонаучных дисциплин имени профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: sarychev_vd@mail.ru
ORCID: 0000-0002-4861-0778
- Виктор Евгеньевич Громов**, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru
ORCID: 0000-0002-5147-5343
- Information about the authors**
- Sergey A. Nevskii**, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of of Natural Sciences named after Professor V.M. Finkel, Siberian State Industrial University
E-mail: nevskiy.sergei@yandex.ru
ORCID: 0000-0001-7032-9029
- Vladimir D. Sarychev**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of of Natural Sciences named after Professor V.M. Finkel, Siberian State Industrial University
E-mail: sarychev_vd@mail.ru
ORCID: 0000-0002-4861-0778
- Viktor E. Gromov**, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0002-5147-5343
E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru
- Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.*
The authors declare that there is no conflict of interest.
- Поступила в редакцию 05.09.2022
 После доработки 17.10.2022
 Принята к публикации 17.10.2022
- Received 05.09.2022
 Revised 17.10.2022
 Accepted 17.10.2022

Оригинальная статья

УДК 538.911

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-1(43)-17-23

**АТОМНЫЕ МЕХАНИЗМЫ МИГРАЦИИ ГРАНИЦ НАКЛОНА <100> И <111>
НА ПРИМЕРЕ НИКЕЛЯ**

© 2023 г. И. В. Зоря¹, Г. М. Полетаев²

¹Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

²Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (Россия, 656038, Барнаул, пр. Ленина, 46)

Аннотация. Принципиальные разногласия в понимании механизма и в значениях энергии активации миграции формируют запрос на новые исследования этой научной проблемы посредством четко аттестованных границ зерен. Методом молекулярной динамики выполнен анализ динамики атомного механизма миграции малоугловых границ <100> и <111>, который показал, что парные зернограницные дислокации в процессе движения границы расщепляются со сменой дислокаций-партнеров. Миграция малоугловых границ наклона <100> реализуется посредством расщепления и смены дислокаций-партнеров, в результате работы данного механизма смещения атомов образуется сетка с квадратными ячейками. В случае миграции границ <111> присутствует также механизм совместного скольжения парных зернограницных дислокаций. В отличие от зернограницных дислокаций границ <100> парные дислокации границ <111> имеют общие плоскости скольжения, вдоль которых они могут скользить со сравнительно низкой энергией активации. При миграции границ <111> зафиксировано комбинированное действие обоих механизмов: совместное скольжение парных зернограницных дислокаций и их расщепление со сменой дислокаций-партнеров. В процессе миграции в зерне, куда двигалась граница, образуются симметричные участки, которые путем поворота «подстраиваются» под структуру другого зерна. Именно поэтому при миграции границ <111> ячейки сетки атомных смещений имеют гексагональную форму.

Ключевые слова: метод молекулярной динамики, миграция границ наклона, зернограницные дислокации, скорость миграции границы

Для цитирования: Зоря И.В., Полетаев Г.М. Атомные механизмы миграции границ наклона <100> и <111> на примере никеля // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 1 (43). С. 17–23. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-17-23](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-17-23)

Original article

**ATOMIC MECHANISMS OF <100> AND <111> TILT BOUNDARY MIGRATION
ON THE EXAMPLE OF NICKEL**

© 2023 I. V. Zorja¹, G. M. Poletaev²

¹Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

²Polzunov Altai State Technical University (46 Lenina Ave., Barnaul, Altai region, 656038, Russian Federation)

Abstract. Fundamental differences in the understanding of the mechanism and values of the energy of activation of migration form a request for new studies of this scientific problem through clearly certified grain boundaries. The molecular dynamics method was used to analyze the dynamics of the atomic mechanism of migration of small-angle boundaries <100> and <111>, which showed that paired grain-boundary dislocations split during

the boundary movement with the change of partner dislocations. The migration of small-angle slope boundaries $\langle 100 \rangle$ is realized by splitting and changing partner dislocations, as a result of the operation of this mechanism of displacement of atoms, a grid with square cells is formed. In the case of border migration $\langle 111 \rangle$, there is also a mechanism of joint sliding of paired grain-boundary dislocations. Paired dislocations of boundaries $\langle 111 \rangle$, unlike grain-boundary dislocations of boundaries $\langle 100 \rangle$, have common sliding planes along which they can slide with a relatively low activation energy. During the migration of borders $\langle 111 \rangle$, the combined action of both mechanisms was recorded: the joint sliding of paired grain-boundary dislocations and their splitting with the change of partner dislocations. In the process of migration, symmetrical sections are formed in the grain where the border was moving, which, by turning, "adjust" to the structure of another grain. Therefore, when migrating boundaries $\langle 111 \rangle$, the cells of the atomic displacement grid have a hexagonal shape.

Keywords: method of molecular dynamics, migration of inclination boundaries, grain boundary dislocations, migration rate of the boundary

For citation: Zorya I.V., Poletaev G.M. Atomic mechanisms of $\langle 100 \rangle$ and $\langle 111 \rangle$ tilt boundary migration on the example of nickel. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no.1 (43), pp. 17–23. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-17-23](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-17-23)

Введение

Сильный интерес к проблеме миграции границ зерен хотя и продвинул ученых в понимании механизмов этого явления, однако не снял всех разногласий и не решил имеющихся противоречий. Существует мнение, что малоугловые границы наклона мигрируют посредством комбинированного действия механизмов скольжения и переползания зернограницных дислокаций [1]. Авторы работ [2, 3] на основе проведенных исследований приходят к выводу, что переползание зернограницных дислокаций служит основным механизмом миграции границ наклона. Границы наклона $\langle 111 \rangle$ обладают самой высокой подвижностью, а границы наклона $\langle 100 \rangle$ мигрируют значительно медленнее [1, 3 – 5], но плотность порогов на зернограницных дислокациях в границах $\langle 100 \rangle$ выше [6, 7], соответственно, переползание должно проходить интенсивнее, чем в границах $\langle 111 \rangle$. Механизмы миграции и причины такого значительного отличия подвижности границ $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$ до конца не установлены.

Известно [1, 4, 5, 8, 9], что малоугловые границы по сравнению с большеугловыми мигрируют медленнее, но в части энергии активации миграции границ до настоящего времени нет единого мнения. В работах [8, 9] утверждается, что с ростом угла разориентации в диапазоне малоугловых границ энергия активации фактически монотонно уменьшается. В то же время экспериментальные данные [3, 10] по миграции границ наклона свидетельствуют, что малоугловые границы с одной и той же осью разориентации обладают практически одинаковой энергией активации миграции в широком диапазоне углов разориентации. Это косвенно подтверждает одинаковый элементарный механизм миграции этих границ.

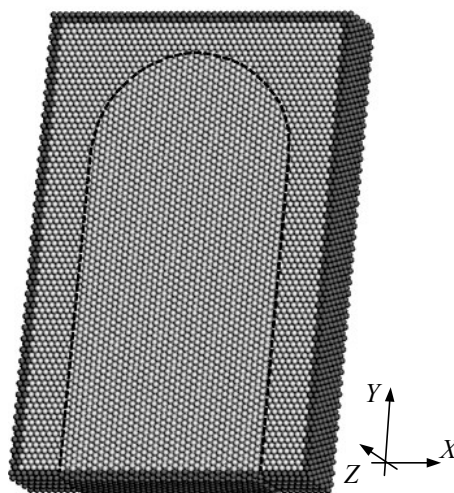


Рис. 1. Схема расчетного блока для моделирования миграции границы наклона $\langle 111 \rangle$ 30° (темно-серые атомы по краям расчетного блока неподвижны при компьютерном эксперименте – жесткие граничные условия)

Fig. 1. Scheme of the calculation unit for modeling the migration of the slope boundary $\langle 111 \rangle$ of 30° (dark gray atoms along the edges of the calculation unit are stationary in a computer experiment – hard boundary conditions)

Такие принципиальные разногласия в понимании механизма и значениях энергии активации миграции формируют запрос на новые исследования этой научной проблемы посредством четко аттестованных границ зерен.

Основные результаты

В основе исследований миграции границ зерен наклона лежит методика, разработанная и получившая развитие в работах [1, 11]. Следуя методике, создается четко аттестованная граница, имеющая форму петли или арки (рис. 1, черная пунктирная линия). Причиной направленного перемещения границы в сторону уменьшения

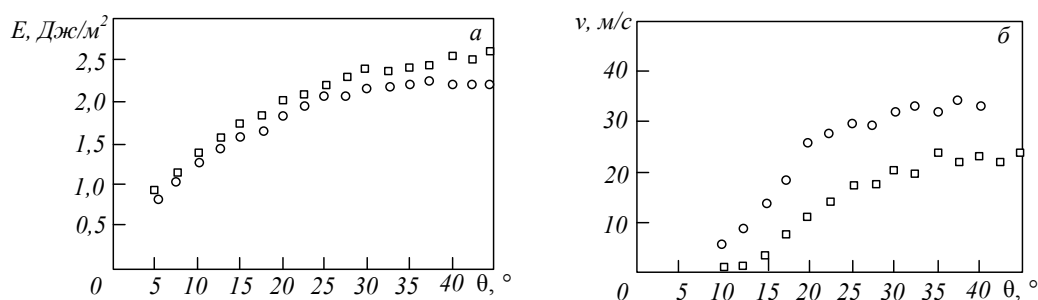


Рис. 2. Энергия (а) и скорость миграции (б) границ наклона $\langle 100 \rangle$ (Δ) и $\langle 111 \rangle$ (\circ) при температуре 1700 К в зависимости от угла разориентации θ в никеле

Fig. 2. The energy (a) of the slope boundaries $\langle 100 \rangle$ (Δ) and $\langle 111 \rangle$ (\circ) and the rate of their migration (б) at a temperature of 1700 K depending on the angle of θ in Ni

ее площади служит сила натяжения границы, которая, по аналогии с поверхностным натяжением, возникает вследствие стремления границы минимизировать свою энергию. В рассматриваемой модели сила, приводящая к миграции, и скорость миграции границы постоянны в течение всего процесса движения границы и плавно уменьшаются лишь к концу компьютерного эксперимента.

В работах [12 – 14] аналогичная модель использована для моделирования миграции тройного стыка границ зерен посредством метода молекулярной динамики. В работах [13, 14] моделирование реализовано в двумерной модели. В части механизма миграции границ зерен, в частности, малоугловых, двумерная и трехмерная модели отличаются принципиально. В двумерной модели зернограницные краевые дислокации не имеют порогов, периодически расположенных вдоль ядер дислокаций. В то время как именно они играют важную роль в зернограницных процессах, в частности, диффузии [7]. В связи с этим был разработан трехмерный расчетный блок в молекулярно-динамической модели в форме пластины толщиной 12 атомных плоскостей (рис. 1). Такой толщины достаточно для возникновения эффектов, вызванных порогами на зернограницных дислокациях. Расчетный блок никеля для границ наклона $\langle 111 \rangle$ имел высоту 18,0 нм, ширину 12,0 нм и толщину 2,4 нм, а для границ наклона $\langle 100 \rangle$ 18,2 нм, 12,1 нм и 2,2 нм соответственно. Блоки содержали порядка 50 000 атомов. Вдоль оси Z (рис. 1) имитируется бесконечное повторение структуры, заданы периодические граничные условия. На краю расчетного блока границы зерен зафиксированы, это является условием сохранения ориентации кристаллической решетки двух разных зерен на границе блока. По осям X и Y границы блока (рис. 1, выделены темно-серым цветом) жестко закреплены для фиксации заданной разориентации зерен.

На рис. 2 представлены зависимости энергии границ зерен наклона $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ и скорости их миграции в никеле при температуре 1700 К в зависимости от угла разориентации.

Энергию границ зерен определяли как отношение разности энергий расчетного блока с границей и такого же количества атомов в идеальном кристалле к площади границы. Перед расчетом энергии проводилась релаксация структуры.

Натяжение границ зерен пропорционально их энергии. Из рис. 2 видно, что с ростом угла разориентации увеличиваются энергия и натяжение. Для большеугловых границ энергия примерно одинакова, это, по данным ряда исследователей, характерно для широкого класса большеугловых границ и границ смешанного типа. В связи с этим большинство углов между границами в тройных стыках близки к 120° [15, 16].

Определение скорости миграции границ зерен проведено при температуре 1700 К, близкой к температуре плавления никеля. Миграция границ с углом разориентации выше 10° происходила с высокой скоростью, достаточной для измерения в молекулярно-динамической модели. Скорость миграции в процессе моделирования оставалась фактически постоянной. Это обеспечивало ее определение как отношения перемещения верхней части границы (рис. 1) ко времени молекулярно-динамического эксперимента.

Угол разориентации зерен θ варьировался от 10 до 45° (максимальный угол разориентации) для границ $\langle 100 \rangle$ и до 40° для границ $\langle 111 \rangle$.

Границы $\langle 100 \rangle$ мигрируют медленнее границ $\langle 111 \rangle$ (рис. 2, б). Скорость их миграции при тех же условиях примерно в 1,5 – 2 раза меньше скорости миграции границ $\langle 111 \rangle$.

На рис. 3 представлены примеры атомных смещений в процессе миграции границ $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ с углом разориентации 20° . Смещения (более 0,1 нм) показаны в виде отрезков, соединяющих начальные и конечные положения атомов. Атомные смещения при миграции рассматриваемых границ имеют характерные вид и

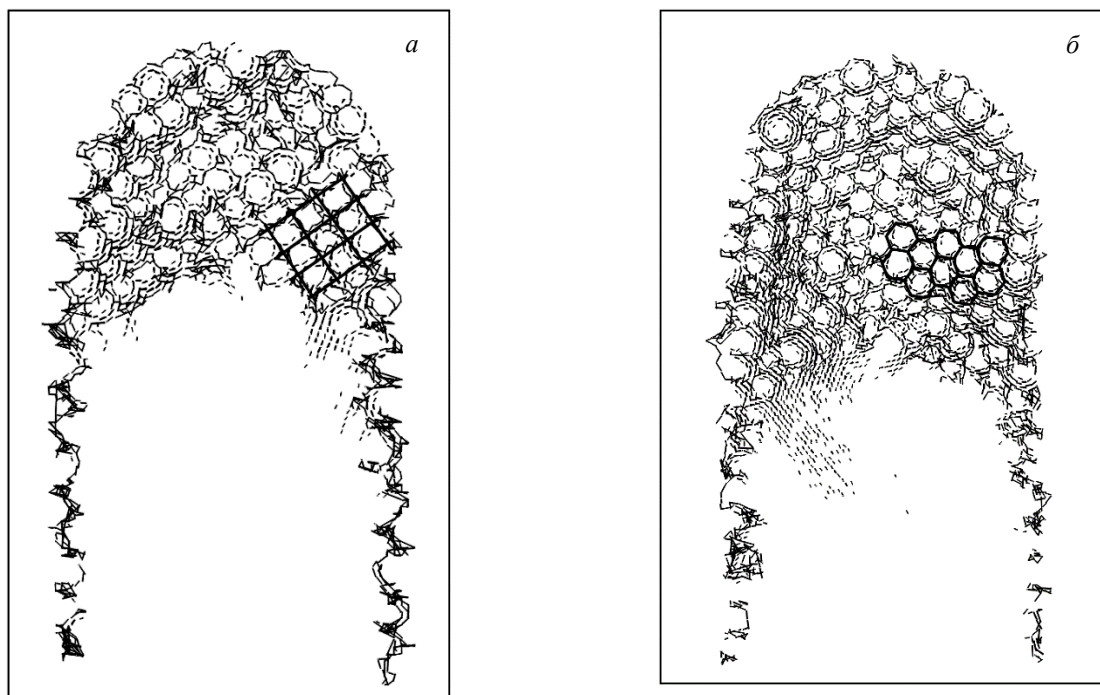


Рис. 3. Атомные смещения (больше 0,1 нм) в процессе миграции границ наклона $\langle 100 \rangle 20^\circ$ (в течение 540 пс) (а) и $\langle 111 \rangle 20^\circ$ (в течение 300 пс) (б) в никеле при температуре 1700 К

Fig. 3. Atomic displacements (greater than 0.1 nm) during the migration of inclination boundaries $\langle 100 \rangle$ of 20° (within 540 ps) (a) and $\langle 111 \rangle 20^\circ$ (within 300 ps) (b) in Ni at a temperature of 1700 K

форму: для границ $\langle 100 \rangle$ – сетка с квадратными ячейками, для границ $\langle 111 \rangle$ – сетка с шестиугольными ячейками. Несмотря на относительно большой угол разориентации, достигающий 20° , характерный для большеугловых границ (в которых не выделяют отдельные зернограницные дислокации), при миграции малоугловых границ смещения атомов имели такой же вид, но отличались большим размером ячеек, который уменьшался с увеличением угла разориентации. При углах выше $25 - 30^\circ$ рассмотреть упорядоченную сетку атомных смещений становилось затруднительно.

Для обоснования механизма возникновения сеток атомных смещений при миграции малоугловых границ наклона рассмотрим дислокации в границах $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$. Краевые зернограницные дислокации в них отличаются от обычных, внутризеренных. В первую очередь они парные (рис. 4). На малоугловых границах обрываются атомные плоскости, принадлежащие кристаллическим решеткам с разной ориентацией. Этим, принадлежащим разным зернам оборванным атомным полуплоскостям энергетически выгодно объединение в один дефект, представляющий собой зернограницную дислокацию. В отличие от обычных зернограницные дислокации в границах наклона $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ имеют высокую плотность изломов, зависящую от ориентации плоскости границы и направления оси разориентации. Для рассматриваемого случая важно пер-

вое обстоятельство и способность парных дислокаций расщепляться. В границах $\langle 111 \rangle$ дислокации могут расщепляться с реакцией $1/2[1\bar{1}0] \rightarrow 1/6[2\bar{1}\bar{1}] + 1/6[1\bar{2}1]$, а в границах $\langle 100 \rangle - 1[0\bar{1}0] \rightarrow 1/2[0\bar{1}1] + 1/2[0\bar{1}\bar{1}]$ [6, 7].

Анализ динамики атомного механизма миграции малоугловых границ $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ показал, что парные зернограницные дислокации в процессе движения границы расщепляются со сменой дислокаций-партнеров. В результате возникают зигзагообразные смещения атомов, например, на боковых границах (рис. 3), причем расщепленные дислокации скользят, фактов переползания не установлено.

Миграция малоугловых границ реализуется посредством расщепления и смены дислокаций-партнеров. При миграции малоугловых границ наклона $\langle 100 \rangle$ в результате работы данного механизма смещения атомов образуется сетка с квадратными ячейками (рис. 4, а). В случае миграции границ $\langle 111 \rangle$ помимо указанного присутствует механизм совместного скольжения парных зернограницных дислокаций (рис. 4, б). Парные дислокации границ $\langle 111 \rangle$, в отличие от зернограницных дислокаций границ $\langle 100 \rangle$, имеют общие плоскости скольжения, вдоль которых они могут скользить со сравнительно низкой энергией активации. При миграции границ $\langle 111 \rangle$ зафиксировано комбинированное действие обоих механизмов: совместное скольжение парных зернограницных дислокаций и их

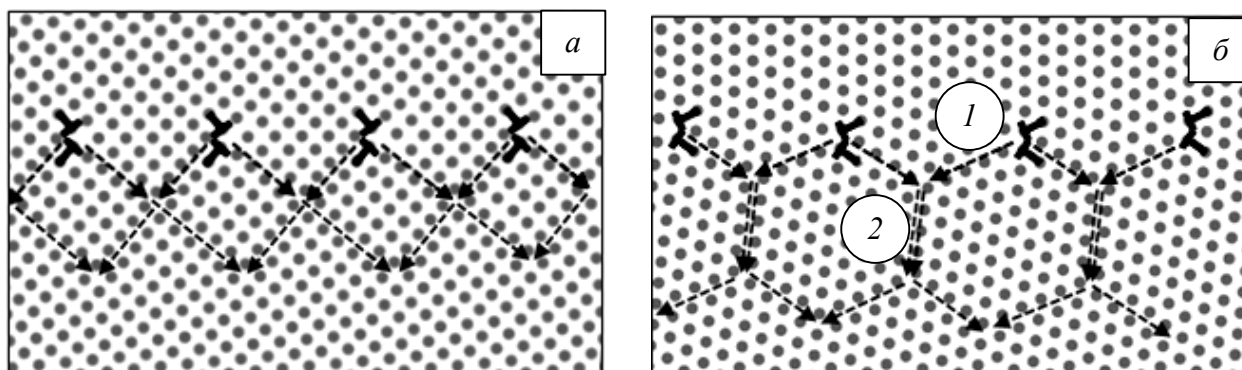


Рис. 4. Схема механизма миграции малоугловых границ наклона $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ в моноатомной плоскости: a – граница $\langle 100 \rangle$, 10° – смена дислокаций-партнеров; b – граница $\langle 111 \rangle$ 7° – смена дислокаций-партнеров;

Fig. 4. Scheme of the mechanism of migration of small-angle boundaries of inclination $\langle 100 \rangle$ and $\langle 111 \rangle$ in the monoatomic plane (a) boundary $\langle 100 \rangle$ of 10° – change of dislocations-partners; (b) $\langle 111 \rangle$ boundary 7° : 1 – change of dislocations-partners; 2 – joint sliding of paired dislocations

расщепление со сменой дислокаций-партнеров. В процессе миграции в зерне, куда двигалась граница, образуются симметричные участки, которые путем поворота «подстраиваются» под структуру другого зерна. Поэтому при миграции границ $\langle 111 \rangle$ ячейки сетки атомных смещений имеют гексагональную форму.

Выводы

Миграция границ $\langle 100 \rangle$ осуществляется посредством расщепления парных зернограницных дислокаций с последующей сменой дислокаций-партнеров. При смене дислокаций-партнеров наблюдалось скольжение расщепленных дислокаций, переползания замечено не было. В случае миграции малоугловых границ наклона $\langle 111 \rangle$ наблюдалось комбинированное действие двух механизмов: описанного выше и механизма, заключающегося в совместном скольжении парных зернограницных дислокаций, которые, в отличие от зернограницных дислокаций в границах $\langle 100 \rangle$, имеют общие плоскости скольжения. Второй механизм имеет сравнительно низкую энергию активации, в результате чего границы $\langle 111 \rangle$ подвижнее границ $\langle 100 \rangle$.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Gottstein G., Shvindlerman L.S. Grain Boundary Migration in Metals: Thermo-dynamics, Kinetics, Applications. Second Edition. 2009. Boca Raton: CRC Press: 2009. 711 p.
- Balluffi R.W., Cahn J.W. Mechanism for diffusion induced grain boundary migration // *Acta Metallurgica*. 1981. Vol. 29. P. 493–500.
- Winning M., Rollett A.D., Gottstein G., Srolovitz D.J., Lim A., Shvindlerman L.S. Mobility of low-angle grain boundaries in pure metals // *Philosophical Magazine*. 2010. Vol. 90. P. 3107–3128.
- Huang Y., Humphreys F.J. Measurements of grain boundary mobility during recrystallization of a single-phase aluminium alloy // *Acta Materialia*. 1999. Vol. 47. P. 2259–2268.
- Huang Y., Humphreys F.J. The effect of solutes on grain boundary mobility during recrystallization and grain growth in some single-phase aluminium alloys // *Materials Chemistry and Physics*. 2012. Vol. 132. P. 166–174. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2011.11.018>
- Полетаев Г.М. Атомные механизмы структурно-энергетических превращений в объеме кристаллов и вблизи границ зерен наклона в ГЦК металлах. Диссертация на соискание ученой степени доктора физ.-мат. наук. Барнаул. 2008, 356 с.
- Атомные механизмы структурно-энергетических превращений вблизи границ зерен наклона в ГЦК металлах и интерметаллиде Ni3Al / Г.М. Полетаев и др. Новокузнецк: СибГИУ. 2008. 160 с.
- Кайбышев О.А., Валиев Р.З. Границы зерен и свойства металлов. Москва: Металлургия, 1987. 216 с.
- Gottstein G., Molodov D.A., Shvindlerman L.S. Grain boundary migration in metals: recent developments // *Interface Science*. 1998. No. 6. P. 7–22.
- Molodov D.A., Ivanov V.A., Gottstein G. Low angle tilt boundary migration coupled to shear deformation // *Acta Materialia*. 2007. Vol. 55 (5). P. 1843–1848.
- Протасова С.Г., Сурсаева В.Г., Шvindlerman Л.С. Исследование движения индивидуальных тройных стыков в алюминии // *Физика твердого тела*. 2003. Т. 45. № 8. С. 1402–1405.

12. Gottstein G., Sursaeva V., Shvindlerman L. The effect of triple junctions on grain boundary motion and grain microstructure evolution // *Interface Science*. 1999. № 7. С. 273–283. <https://doi.org/10.1023/A:1008721426104>
13. Upmanyu M., Srolovitz D.J., Shvindlerman L.S., Gottstein G. Triple junction mobility: a molecular dynamics study // *Interface Science*. 1999. No. 7. P. 307–319.
14. Upmanyu M., Srolovitz D.J., Shvindlerman L.S., Gottstein G. Molecular dynamics simulation of triple junction migration // *Acta Materialia*. 2002. Vol. 50. P. 1405–1420.
15. Fortes M.A., Deus A.M. Effects of triple grain junctions on equilibrium boundary angles and grain growth kinetics // *Materials Science Forum*. 2004. Vol. 455–456. P. 648–652.
16. Perevalova O.B., Konovalova E.V., Koneva N.A., Kozlov E.V. Energy of grain boundaries of different types in fcc solid solutions, ordered alloys and intermetallics with L12 superstructure // *Journal of Materials Science and Technology*. 2003. Vol. 19. No. 6. P. 593–596.
17. Bulatov V.V., Reed B.W., Kumar M. Grain boundary energy function for FCC metals // *Acta Materialia*. 2014. Vol. 65. P. 161–175. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.10.057>
18. Olmsted D.L., Foiles S.M., Holm E.A. Survey of computed grain boundary properties in face-centered cubic metals: I. Grain boundary energy // *Acta Materialia*. 2009. Vol. 57. P. 3694–3703. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.04.007>
19. Masahashi N., Takasugi T., Izumi O. High-temperature strength and ductility of L12-type Ni₃Al–Ni₃Mn intermetallic compound // *Journal of Materials Science*. 1987. Vol. 22. P. 2599–2608.
20. Ramesh R., Pathiraj B., Kolster B.H. Crystal structure changes in Ni₃Al and its anomalous temperature dependence of strength. *Journal of Materials Processing Technology*. 1996. Vol. 56. P. 78–87.
4. Huang Y., Humphreys F.J. Measurements of grain boundary mobility during recrystallization of a single-phase aluminium alloy. *Acta Materialia*. 1999, vol. 47, pp. 2259–2268.
5. Huang Y., Humphreys F.J. The effect of solutes on grain boundary mobility during recrystallization and grain growth in some single-phase aluminium alloys. *Materials Chemistry and Physics*. 2012, vol. 132, pp. 166–174. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2011.11.018>
6. Poletaev G.M. *Atomic mechanisms of structural-energetic transformations in the bulk of crystals and near tilt grain boundaries in FCC metals*. Dissertation for the degree of doctor of fiz.-mat. Sciences. Barnaul, 2008, 356 p. (In Russ.).
7. Poletaev G.M. *Atomic Mechanisms of Structural-Energy Transformations Near Tilt Grain Boundaries in FCC Metals and Ni₃Al Intermetallic*. Novokuznetsk: SibGIU, 2008. 160 p. (In Russ.).
8. Kajbyshev O.A., Valiev R.Z. *Grain boundaries and properties of metals*. Moscow: Metallurgy, 1987. 216 p. (In Russ.).
9. Gottstein G., Molodov D.A., Shvindlerman L.S. Grain boundary migration in metals: recent developments. *Interface Science*. 1998, no. 6, pp. 7–22.
10. Molodov D.A., Ivanov V.A., Gottstein G. Low angle tilt boundary migration coupled to shear deformation. *Acta Materialia*. 2007, vol. 55 (5), pp. 1843–1848.
11. Protasova S.G., Sursaeva V.G., Shvindlerman L.S. Study of the movement of individual triple joints in aluminum. *Solid state physics*. 2003, vol. 45, no. 8, pp. 1402–1405. (In Russ.).
12. Gottstein G., Sursaeva V., Shvindlerman L. The effect of triple junctions on grain boundary motion and grain microstructure evolution. *Interface Science*. 1999, no. 7, pp. 273–283. <https://doi.org/10.1023/A:1008721426104>
13. Upmanyu M., Srolovitz D.J., Shvindlerman L.S., Gottstein G. Triple junction mobility: a molecular dynamics study. *Interface Science*. 1999, no. 7, pp. 307–319.
14. Upmanyu M., Srolovitz D.J., Shvindlerman L.S., Gottstein G. Molecular dynamics simulation of triple junction migration. *Acta Materialia*. 2002, vol. 50, pp. 1405–1420.
15. Fortes M.A., Deus A.M. Effects of triple grain junctions on equilibrium boundary angles and grain growth kinetics. *Materials Science Forum*. 2004, vol. 455–456, pp. 648–652.
16. Perevalova O.B., Konovalova E.V., Koneva N.A., Kozlov E.V. Energy of grain boundaries of different types in fcc solid solutions, ordered

REFERENCES

1. Gottstein G., Shvindlerman L.S. *Grain Boundary Migration in Metals: Thermodynamics, Kinetics, Applications. Second Edition*. 2009. Boca Raton: CRC Press: 2009, 711 p.
2. Balluffi R.W., Cahn J.W. Mechanism for diffusion induced grain boundary migration. *Acta Metallurgica*. 1981, vol. 29, pp. 493–500.
3. Winning M., Rollett A.D., Gottstein G., Srolovitz D.J., Lim A., Shvindlerman L.S. Mobility of low-angle grain boundaries in pure metals. *Philosophical Magazine*. 2010, vol. 90, pp. 3107–3128.

- alloys and intermetallics with L12 superstructure. *Journal of Materials Science and Technology*. 2003, vol. 19, no. 6, pp. 593–596.
17. Bulatov V.V., Reed B.W., Kumar M. Grain boundary energy function for FCC metals. *Acta Materialia*. 2014, vol. 65, pp. 161–175. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.10.057>
18. Olmsted D.L., Foiles S.M., Holm E.A. Survey of computed grain boundary properties in face-centered cubic metals: I. Grain boundary energy. *Acta Materialia*. 2009, vol. 57, pp. 3694–3703. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.04.007>
19. Masahashi N., Takasugi T., Izumi O. High-temperature strength and ductility of L12-type Ni₃Al–Ni₃Mn intermetallic compound. *Journal of Materials Science*. 1987, vol. 22, pp. 2599–2608.
20. Ramesh R., Pathiraj B., Kolster B.H. Crystal structure changes in Ni₃Al and its anomalous temperature dependence of strength. *Journal of Materials Processing Technology*. 1996, vol. 56, pp. 78–87.

Сведения об авторах

Ирина Васильевна Зоря, д.ф.-м.н., доцент, заведующий кафедрой теплогазоводоснабжения, водоотведения и вентиляции, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: zorya.i@mail.ru
ORCID: 0000-0001-5748-813X

Геннадий Михайлович Поletaев, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой высшей математики, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова
E-mail: gmpoletaev@mail.ru
ORCID: 0000-0002-5252-2455

Information about the authors

Irina V. Zorya, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Asist. Prof., Head of the Department of Heat and Gas Supply, Water Disposal and Ventilation, Siberian State Industrial University
E-mail: zorya.i@mail.ru
ORCID: 0000-0001-5748-813X

Gennady M. Poletaev, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor, Head of the Department of Higher Mathematics, Altai State Technical University named after I.I. Polzunov
E-mail: gmpoletaev@mail.ru
ORCID: 0000-0002-5252-2455

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 09.03.2023

После доработки 14.03.2023

Принята к публикации 17.03.2023

Received 09.03.2023

Revised 14.03.2023

Accepted 17.03.2023

Оригинальная статья

UDC: 669.018.95

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-1(43)-24-32

**A COMPARATIVE STUDY ON NICKEL-BASED ALLOY COMPOSITE CLADDINGS
PREPARED BY TUNGSTEN INERT GAS AND
MICROWAVE HYBRID HEATING TECHNIQUES**

© 2023 S. Gudala¹, S. Konovalov¹, M. R. Ramesh², I. Panchenko¹

¹Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

²National Institute of Technology Karnataka (NH 66, Srinivasnagar, Surathkal, Mangalore, Karnataka, 575025, India)

Abstract. In this study, tungsten inert gas (TIG) and microwave hybrid heating (MHH) cladding techniques are used to develop thick nickel-based alloy clad layers of 1mm thickness on a titanium 31 alloy substrate. In TIG cladding current was considered as a process variable, whereas in MHH cladding, exposure time was considered as the process variable. Scanning electron microscopy (SEM) with energy dispersive spectroscopy (EDS) is used to analyze the morphology of both clad layers. The Vickers indentation method is used to determine the hardness values of the clads. The result revealed that the process current in TIG and the exposure time in MHH cladding have a significant effect on the clad layer quality. The average hardness of the TIG clad layer was found to be 1.6 times greater than the MHH processed clad layer. The XRD analysis confirmed the presence of intermetallic phases Ni₄W, TiNi, and TiC. The phases TiNi and TiC are responsible for metallurgical bonding in the clad layer.

Keywords: TIG cladding, microwave hybrid heating, nickel alloy, process parameters, microhardness

Financing: The work was carried out within the framework of the state task 0809-2021-0013.

For citation: Gudala S., Konovalov S., Ramesh M.R., Panchenko I. A Comparative study on nickel-based alloy composite claddings prepared by tungsten inert gas and microwave hybrid heating techniques. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no. 1 (43), pp. 24–32. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-24-32](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-24-32)

Original article

**СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ
НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЯМИ НАПЛАВКИ
С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИНЕРТНОГО ГАЗА И МИКРОВОЛНОВОГО
ГИБРИДНОГО НАГРЕВА**

© 2023 г. С. Гудала¹, С. Коновалов¹, М. Р. Рамеш², И. Панченко¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

²Национальный институт технологий Кантараки (NH 66, Сриниваснагар, Сураткал, Мангалор, Карнатака, Индия, 575025)

Аннотация. В настоящем исследовании техники наплавки с применением вольфрамового инертного газа (TIG) и гибридного нагрева микроволнами (МНН) использовались для создания толстых слоев покрытия из никелевых сплавов толщиной 1 мм на подложке из титанового сплава 31. При наплавке

TIG ток рассматривали как переменную процесса, тогда как при наплавке МНН в качестве переменной процесса рассматривалось время выдержки. Сканирующая электронная микроскопия (SEM) с энергодисперсионной спектроскопией (EDS) используется для анализа закономерностей структуры обоих плакированных слоев. Для определения твердости используется метод вдавливания по Виккерсу. Результат показал, что технологический ток при TIG и время выдержки при наплавке МНН оказывают значительное влияние на качество плакированного слоя. Было обнаружено, что средняя твердость слоя, покрытого TIG, в 1,6 раза выше, чем слоя, обработанного МНН. Рентгеноструктурный анализ подтвердил наличие интерметаллических фаз Ni₄W, TiNi и TiC. Фазы TiNi и TiC отвечают за металлургическую связь в плакированном слое.

Ключевые слова: ВИГ-наплавка, микроволновый гибридный нагрев, никелевый сплав, технологические параметры, микротвердость

Финансирование: Работа выполнена в рамках государственного задания 0809-2021-0013.

Для цитирования: Гудала С., Коновалов С., Рамеш М.Р., Панченко И. Сравнительное исследование композитных покрытий никелевых сплавов, полученных технологиями наплавки с использованием инертного газа и микроволнового гибридного нагрева // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 1 (43). С. 24–32. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-24-32](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-24-32)

Introduction

Titanium and its alloys are increasingly used in aircraft, marine, and petrochemical industries owing to their high specific strength, good biocompatibility, excellent corrosion, and oxidation resistance. Due to their poor surface hardness and tribological properties the application of titanium alloys is limited [1 – 4]. In this regard, the surface characteristics of the titanium alloy can be improved by surface treatment techniques such as plasma spraying [5], physical vapour deposition [6], and chemical vapour deposition [7] by adding a layer on the surface. Mostly, these techniques improve the surface hardness of the material which enhances the wear resistance. However, some shortcomings such as thin coating or low coating density, and poor substrate-coating adhesion were found in the deposited layers while fabricating with these methods.

Metal matrix composite coatings (MMC) have the potential to use in many industrial applications due to their high hardness, stiffness, and strength. These coatings give more prominent toughness than many single-phase materials [8]. Among several MMC coatings, nickel-based alloys are extensively applied in severe environments because of their good material characteristics. Cooper et al. [9] have studied the nickel-based composite alloy by adding reinforcement particles like WC, TiC and SiC, etc. It is evident from the results that the composite coatings show high hardness and wear resistance even at elevated temperatures. Many studies are preferred tungsten carbide (WC) as a reinforcement material due to its exceptional mechanical properties. P. Farahmand et al. [10] fabricated the nickel-tungsten carbide composite coatings using a diode laser with induction heating and the results showed that the deposited clads attained good porous free

and mechanical properties. Farayibi et al. [11] deposited TiC-WC-WC₂ composite coating on titanium alloy using the laser cladding technique and it is evident from the result that the deposited layer hardness is increased by 1.7 times that of titanium alloy. Also, the wear volume of the coating is noted as one-seventh of the wear volume of the substrate. Aytekin and akcin [12] revealed that the composite TIG claddings developed with reinforcement particles in the nickel alloy matrix showed high hardness and corresponding wear resistance. The literature revealed that the applications of several modification techniques are inadequate in the industrial sector, because of technological and economical complications. Yan et al. [13] has demonstrated the fabrication complexity and economical perspective of composite coatings in the study. Patel et al. [14] disclosed the advantage of TIG cladding to attain promising mechanical properties with low equipment and running cost. Even though TIG cladding is a widely accepted surface modification technique, controlling the dilution of the substrate with cladding is quite challenging [15]. Literature suggested that the percentage of dilution is increasing with an increase in current. So, the optimum selection of current for particular cladding material is selected based on a trial and error method. Kaushal et al. [16] deposited the nickel-based alloy clad by microwave hybrid heating technique on the steel and results showed that the microhardness of clad is 3.7 times that of the substrate material. The hardness of the clad is increased due to the formation of the intermetallic compound Ni₄W. Dheeraj gupta et al. [17] revealed that WC-12CO clad developed with microwave irradiation has a significant increase in microhardness. Due to the uniform distribution of nano carbides in the clad layer, wear resistance in

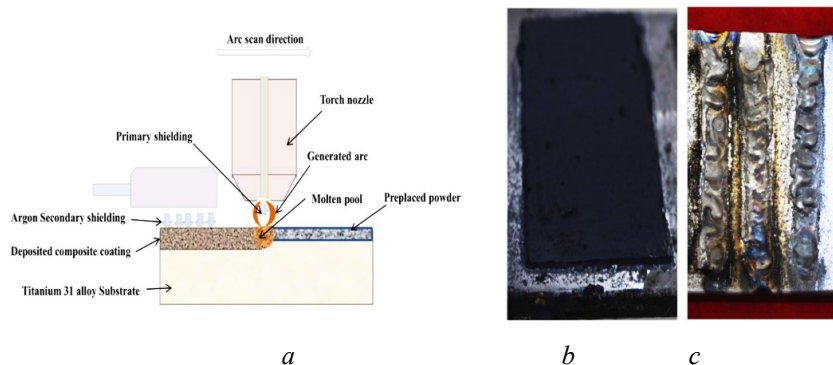


Fig. 1. Schematic representation of TIG cladding procedure (a), precoated substrate (b), deposited clad layers (c)

Рис. 1. Схематическое изображение процедуры наплавки TIG (a), подложка с предварительно нанесенным покрытием (b), нанесенные плакирующие слои (c)

creased significantly. In recent years, treating materials with microwave energy has emerged as a rapid processing technique [18]. Microwave energy induces porous free clads with no thermal distortion due to its molecular-level heating.

In the present work, nickel-based alloy clads are developed on titanium 31 alloy substrate material using both tungsten inert gas (TIG) and microwave hybrid heating (MHH) techniques. The effect of current on TIG-deposited cladding and the prominent effect of exposure time in MHH cladding are studied. The comparative study on microstructural and mechanical properties of both TIG and MHH clads is examined.

Methodology

A grade 31 titanium alloy of composition Ti–6Al–3.91V (wt %) with a hardness of 305 ± 10 HV is used as a substrate material procured from Mishra Dhatu Nigam Ltd, India. Before cladding, the plates of dimension (50×50×10 mm) were cut and polished with 400 grit emery papers. The nickel alloy powder (Hoganas Pvt Ltd., Belgium) of chemical composition 47W–7.33Cr–2.21Si–1.91Fe–2.37C–1.61B–bal Ni (wt. %) is selected as a coating material. Before cladding, the powder is mixed with 10 wt. % polyvinyl alcohol (PVA) to make a paste-like substance. Then the powdered paste is evenly applied on the substrate plates with the help of a 1mm metallic mask. Further, precoated samples are kept in the furnace for 1hr at 50 °C to remove moisture content in the coating. It has also enhanced the bonding between coating and substrate.

The TIG cladding is developed with a thoriated tungsten electrode of dimension 2.4 mm. The 3 mm arc length is kept constant. Literature suggested the secondary shielding setup while welding titanium alloys. Argon shrouding gas is used for primary and secondary shielding with a flow rate of 10 l/min and 15 l/min, respectively, to protect the clad from oxidation. It is well known that welding current and

scan speed are responsible for energy input in the process. In this study, the scan speed is kept constant, whereas claddings are developed by varying the current. The arc is scanned over the precoated substrate which resulted in the melting of the powder and formed as a clad layer. The schematic diagram of TIG cladding is shown in Fig. 1, a. The pre-coated substrate sample is shown in Fig. 1, b, and the deposited clad layers at welding currents 80 A, 90 A, and 100 A are shown in Fig. 1, c.

In the microwave hybrid heating (MHH) technique, LG domestic microwave of capacity 900 W is utilized. The alumina casket box is developed with pure alumina, and silicon carbide of 10 mm thickness is used as a susceptor. Silicon carbide provides a hybrid heating arrangement and minimizes thermal gradient, which could be used to produce defect-free clads. The graphite sheet is used as a separator to protect the clad layer from contamination with the susceptor. The graphite sheet is placed on the precoated substrate and silicon carbide is positioned on the graphite sheet.

Further, the whole setup is placed on the alumina casket to develop insulation inside the chamber. The MHH schematic setup is shown in Fig. 2, a. The deposited clad layer is shown in Fig. 2, b. The detailed mechanism of microwave hybrid heating has been explained elsewhere [19 – 21]. The microwave radiation exposure time is varied in a step of 5 minutes. At 5 minute exposure time, powder particles are not fully melted. The powder particles are partially melted at 10 and 15 minute exposure time, but the clad is not properly bonded with the substrate. At 20 minute exposure time, the powder is partially melted is well bonded with the substrate. At the exposure time of 25 minutes, the clad is developed and is metallurgically bonded with the substrate. The TIG and MHH processed clad were sectioned and polished well with a diamond paste. The samples are cleaned with acetone before proceeding with characterizations. The cross-sectional images

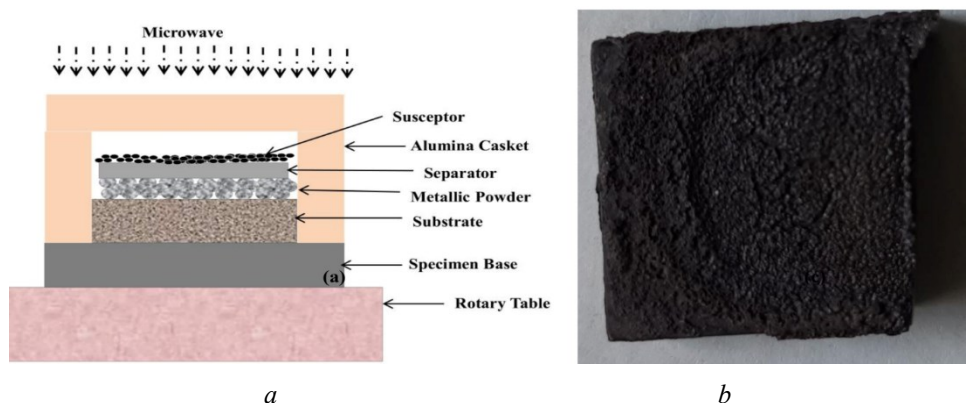


Fig. 2. Schematic representation of MHH cladding procedure (a), cladded specimen (b)
Рис.2. Схематическое изображение процедуры плакирования МНН (a), плакированный образец (b)

of TIG and microwave treated clads are observed with the scanning electron microscope (SEM) with attached energy dispersive spectra (EDX). The microhardness measurements of the claddings are measured using OMNITECH Vickers microhardness tester with a normal load of 300 g and dwell time of 10 s. The x-ray diffraction (XRD) (DX GE-2P, JEOL, Japan) is employed for phase analysis of the deposited clads.

Results and discussion

Fig. 3 and Fig. 4 depict that the TIG and MHH of nickel-based alloy clads are well bonded with the substrate. The claddings deposited with the TIG welding technique showed very well dilution with the substrate. The thickness of the claddings is increasing with an increasing current from 80 A to 100 A. The WC particles in the nickel matrix are well dispersed in the nickel alloy matrix. As increasing current from 80 A to 100 A, WC dissolution is increased. This could happen due to the change in energy input, which further changes the clad layer's solidification rate. It is observed that, due to the dilution of the substrate, cladding thickness is increased with increasing current. The clad layer thickness at 80A is comparatively low (1.1 – 1.2 mm). At a higher current (100 A), clad layer thickness was found in the range of 1.28 – 1.35.

Abundant WC particles are preserved in the upper clad layer responsible for higher average surface hardness (Fig. 3, a). Fig 3, c shows the more uniform clad layer compared with the clad processed at 80 A (Fig. 3, a), which is due to the dissolution of WC particles. However, the chemical composition of the clad layer is changing while increasing the current, which leads to a reduction in hardness. From the SEM images, it is observed that WC particles are collected at the bottom due to their higher density and melting point than nickel alloy. It is also evident that convection current of the weld pool is not sufficient to prevent the WC particles from sinking to the bottom.

However, WC particles near the interface restrict the diffusion of cladding with the substrate. Comparatively, more pores are formed at 80 A current than other processed clads. This could be due to the inadequate heat input which causes entrapment of Ar shielding gas in the clad. No crack is formed at the interface, and clads are metallurgically bonded with the substrate at all processing conditions. Fig. 5 represents the magnified cross-sectional images of TIG clad deposited at 80 A current. It can be seen that Ni alloy-WC clad is metallurgically bonded with the substrate. Fig. 6 shows the EDS analysis performed on the selected area deposited at welding current 80 A.

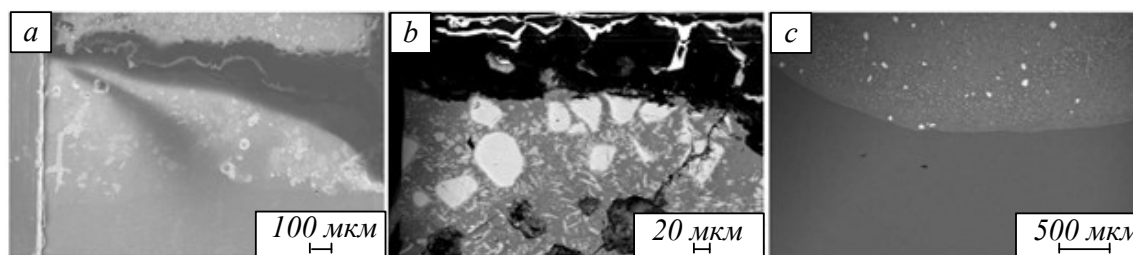


Fig. 3. SEM images of nickel alloy cladding cross section produced by TIG cladding method with processing current of 80 A (a), 90 A (b), 100 A (c)

Рис. 3. СЭМ-изображения поперечного сечения покрытия из никелевого сплава, полученного методом TIG-наплавки при токе обработки 80 A (a), 90 A (b), 100 A (c)

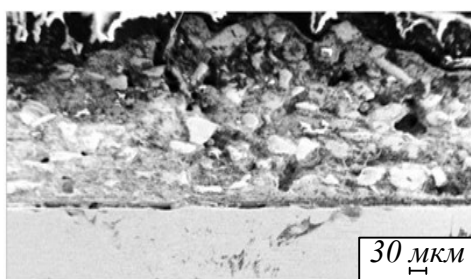


Fig. 4. Cross sectional SEM image of nickel alloy clad produced by MHH cladding method

Рис. 4. СЭМ-изображение поперечного сечения, плакированного никелевым сплавом, полученного методом плакирования МНН

Near the interface, interdendritic eutectic precipitations are found, as can be seen in Fig. 7, *a*. The irregular blocks found in the compound are rich in W and C. To identify the elemental distribution in the cladding, EDS analysis is conducted. Fig. 7, *a* shows blocky white shaded particles (*B*), and grey shaded particles (*C*) marked in the TIG clad layer processed at 80 A primarily containing W and C and W and Ni, respectively. The dendritic structures formed on the substrate growing towards the clad layer. These dendritic structures at the interface (*C*) are rich in titanium and nickel, and the matrix (*D*) is containing nickel alloy (Fig. 7, *b*). Fig. 7 shows SEM image of the MHH deposited clad layer. It is revealed that approximately 1±50mm crack-free clad is deposited.

In the clad layer, WC particles directly interact with the microwaves due to their higher skin depth. Then, the heat conduction from WC particles further raises the temperature of nickel alloy particles. After reaching critical temperature, the whole powder particles start interacting with the microwaves, which leads to the melting of powder particles. The observations are noted in a step of 5-minute microwave exposure time. At the 25 minutes exposure time, the microwave radiation is enough to melt the preplaced power layer, which further melts the thin layer of the substrate material. Due to this, the clad

layer is partially diffused with the titanium substrate. The partially melted substrate can be seen in Fig. 7, *a*. Few pores are formed in the clad layer, which may be due to the exothermic reactions of the powders. It is observed that WC particles in the nickel alloy matrix are well distributed. The irregular WC particles are partially dissolved in the clad layer. To identify the elemental distribution in the clad layer, EDS study is conducted. The EDS study confirmed that marks *A* and *C* in Fig. 7, *a* are identified as WC and nickel alloy matrix, respectively. The interface zone (*B*) is rich in titanium and nickel alloy, which is maybe due to the partial melting of the substrate material. The dissolution of WC particles is observed in the clad layer. Due to this, the surrounded nickel alloy matrix contains little W and C. The EDS analysis shows the presence of possible intermetallic phases in the clad layer.

The microhardness profiles of the claddings produced by TIG and MHH processes at different process conditions are evaluated by considering the number of readings along the clad depth. Fig. 8 and Fig. 9 show the Vickers microhardness distributions of the TIG clad and MHH clad along with the depth, respectively. It is to be noted that hardness values along the cross-section are not uniform. The results show that the hardness of the clad is increasing while moving away from the substrate. The addition of WC particles in the matrix influences the formation of hard phases within the nickel alloy matrix. The sudden increase in microhardness value in the graph indicates WC particle distribution in the clad. The higher hardness indicates the rapid cooling rate of the clad during the development of the cladding.

Moreover, due to the rapid cooling of the molten zone, WC particles are not dissolved fully in the matrix. The comparison results of hardness profiles are showing that TIG processed clad deposited at a lower current (80 A) has higher average microhardness. Besides, at higher energy input, WC is fully melted and dissolved in the matrix. Besides, the

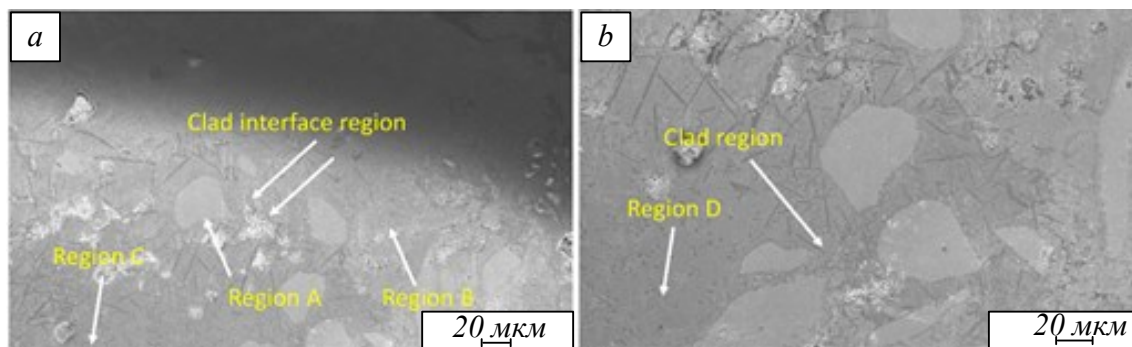


Fig. 5. Magnified SEM image of TIG clad processed at 80 A (*a*), Clad-interface region (*b*) clad layer

Рис. 5. Увеличенное СЭМ-изображение ТИГ-плакировки, обработанной при 80 А области поверхности плакирования (*a*), и плакированный слой (*b*)

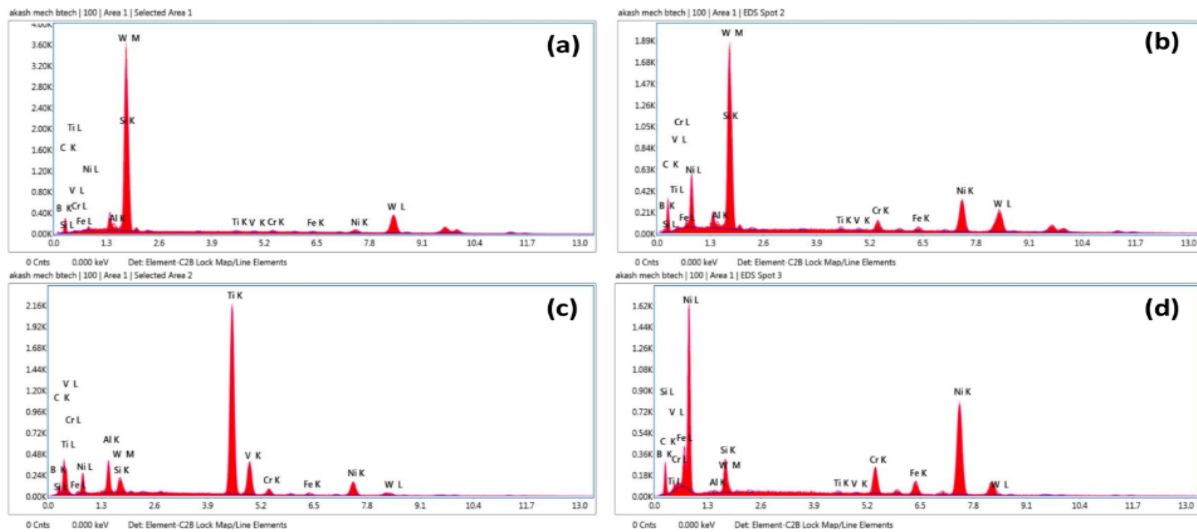


Fig. 6. Typical EDS spectra of: (a) region A, (b) region B, (c) region C, (d) region D
 Рис. 6. Типичные спектры ЭДС:
 a – область A; b – область B; c – область C; d – область D

change in chemical composition at the current 100 A due to higher dilution causes the hardness value reduction. A sudden increase in hardness value is observed due to the collected WC particles near the interface. Also, the MHH clad hardness is deviating along the cross-section. The hardness of the MHH clad mainly depends on the energy input and exposure time. The claddings deposited by TIG and MHH deposited clads are 3.5 and 2 times higher than the titanium alloy substrate, respectively, attributed to the formation of hard phases like $Cr_{23}C_6$, WC, W_2C , Ni_4W , and TiC. From Fig. 8 and Fig. 9, it can be seen that the average hardness values of the TIG and MHH processed clads are 965.5274 and 591.319, respectively. It is observed that the hardness value of the TIG deposited clad is 1.6 times the hardness value of the MHH clad. In the

interface zone, TIG deposited clad having hardness value 320 – 550. Whereas MHH clad is having hardness around 320 – 415. Also, HAZ near the interface in both clad shows more hardness than the reference titanium substrate. The overall hardness values of the claddings are mostly dependent on the energy input and reinforcement volume in the clad. It is worth noting that microhardness studies of TIG and MHH claddings can evaluate the respective wear performances approximately. Fig. 10, and Fig. 11 show the XRD analysis of nickel-based alloy clad deposited by both TIG and MHH cladding, respectively. The XRD patterns of both TIG and MHH treated clad show a similar sequence of peaks formation. The phases TiC and $TiNi$ formed in the TIG cladding might be due to the dilution of substrate material in the clad. Due to the high

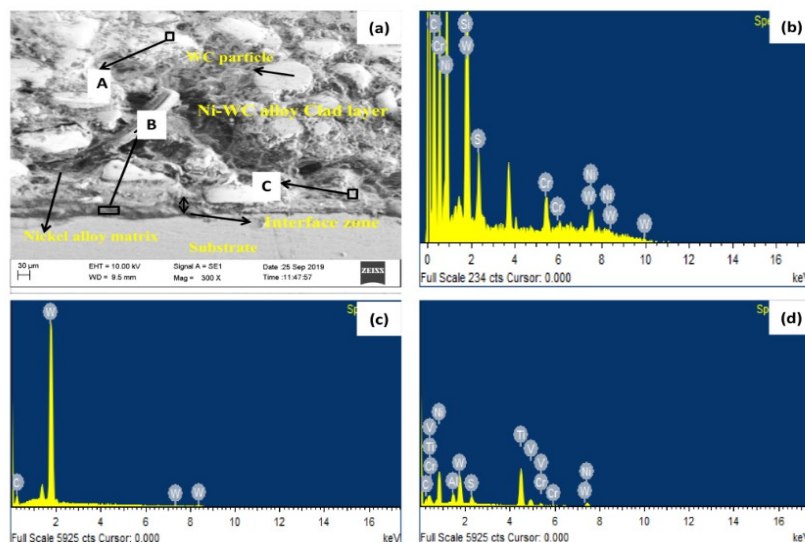


Fig. 7. Typical EDS spectra of: (a) region A, (b) region B, (c) region C, (d) region D
 Рис. 7. Увеличенное СЭМ-изображение в оболочке МНН (a) и спектры ЭДС области A (b), области B (c), области C (d)

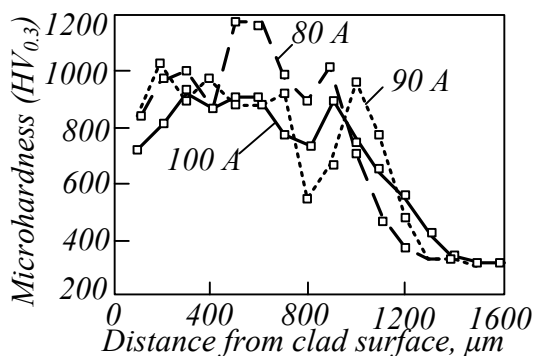


Fig. 8. Hardness distribution of TIG clad cross section along the depth at different processing current

Рис. 8. Распределение твердости поперечного сечения TIG-наплавки по глубине при различном токе обработки

temperature in the clad, WC particles are dissolved and formed as the W_2C phase. The W_2C phase is less in the MHH deposited clad than the TIG process due to comparatively lesser energy input causing lesser dissolution of WC particles. The intermetallic phase Ni_4W is formed in the clad layer might be due to the nickel alloy matrix interaction with the free-W. The TIG and MHH treated clad have typical phases such as Ni_4W , WC, W_2C , $Cr_{23}C_6$, Cr_3Si , Cr_7C_3 , and TiNi. The MHH clad was processed at a 25 minute exposure time having TiNi phase, which is attributed to the diffusion of substrate material in the clad.

Conclusions

The nickel alloy-tungsten carbide 1 mm thick composite claddings are effectively deposited on titanium 31 alloy using TIG and MHH cladding techniques. The main conclusions can be summarized as follows.

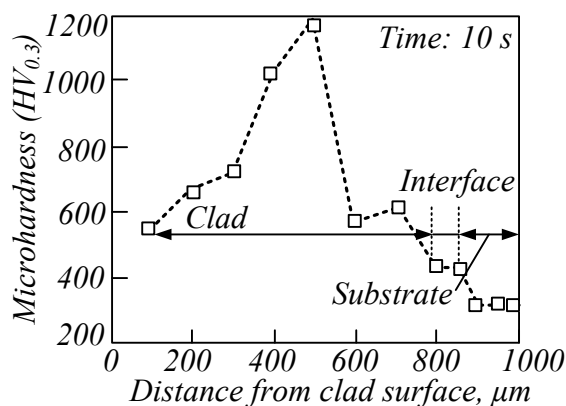


Fig. 9. Hardness distribution of MHH clad cross section along the depth at 25 minute exposure time

Рис. 9. Распределение твердости поперечного сечения наплавки МНН по глубине при времени выдержки 25 минут

The TIG and MHH deposited claddings have an excellent metallurgical bond on the interface, and no cracks were observed along the clad cross-section. Comparatively, fewer pores are observed in the MHH clad layer than TIG processed clad layer.

The average hardness of the TIG clad layer is 3.5, and the MHH clad is 2 times the titanium alloy. The dissolution of tungsten carbide particles in the nickel matrix is attributed to the amount of energy input, further influencing the hardness of the clad layer.

The TIG deposited clad layer hardness is decreasing as an increasing TIG current from 80 A to 100 A. It is observed that the TIG clad layer thickness is increasing from 1.21 mm to 1.50 mm as the current increases from 80 A to 100 A. The phases TiNi and TiC formed in the TIG cladding indicate the dilution of the substrate with the clad.

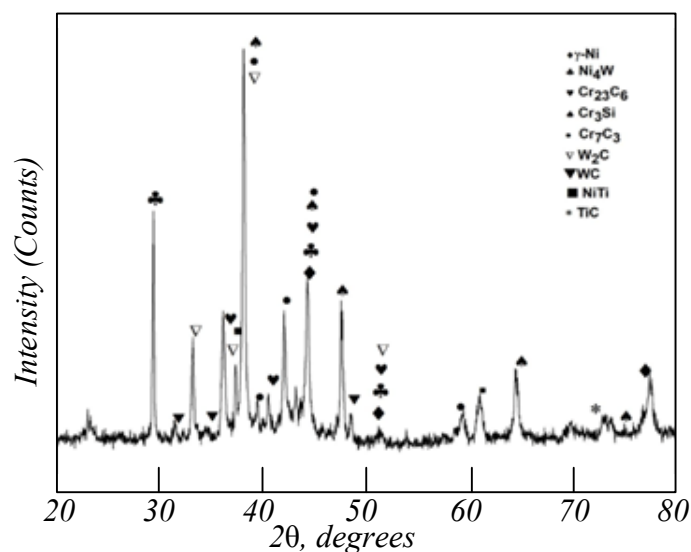


Fig. 10. XRD spectra of TIG clad layer processed at 80 A

Рис. 10. Рентгенодифракционные спектры плакирующего слоя TIG, обработанного при 80 А

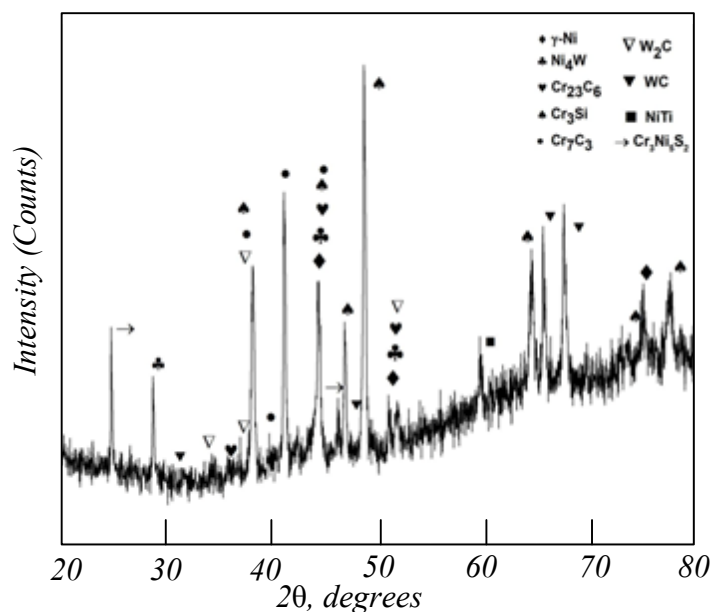


Fig. 11. XRD spectra of MHH clad layer processed at 25 minutes exposure time

Рис. 11. Спектры РФА обработанного плакирующего слоя МНН при времени экспозиции 25 мин

In the MHH cladding, microwave radiation of 25 minutes of exposure time is sufficient to melt the preplaced nickel alloy-tungsten carbide clad layer. The tungsten carbide particles are finely dispersed in the nickel alloy matrix clad. The nickel alloy matrix is enriched in W and C because of the partial dissolution of WC particles. The TiNi phase is formed in the MHH clad attributed to the mutual diffusion of the substrate and the clad.

REFERENCES

1. Courant B., Hantzpergue J.J., Benayoun S. Surface treatment of titanium by laser irradiation to improve resistance to dry-sliding friction. *Wear*. 1999, vol. 236, pp. 39–46. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(99\)00254-9](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(99)00254-9)
2. Wang H.M., Liu Y.F. Microstructure and wear resistance of laser clad Ti₅Si₃/NiTi₂ intermetallic composite coating on titanium alloy. *Materials Science and Engineering*. 2002, vol. 338, pp. 126–32. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.128727>
3. Altus E., Konstantino E. Optimum laser surface treatment of fatigue damaged Ti–6Al–4V alloy. *Materials Science and Engineering*. 2001, vol. 302, pp. 5. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01360-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01360-5)
4. Bruni S., Martinesi M., Stio M., Treves C., Bacci T., Borgioli F. Effects of surface treatment of Ti–6Al–4V titanium alloy on biocompatibility in cultured human umbilical vein endothelial cells. *Acta biomaterialia*. 2005, vol. 1, pp. 223–234. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2004.11.001>
5. Wang W.M., Yang B., Du L.Z., Zhang W.G. Diffusion research between Ni₃Al coating and titanium alloy produced by plasma spraying process. *Applied surface science*. 2010, vol. 256, pp. 3342–3345. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2009.12.031>
6. Costa M.Y.P., Venditti M.L.R., Cioffi M.O.H., Voorwald H.J.C., Guimarães V.A., Ruas R. Fatigue behavior of PVD coated Ti–6Al–4V alloy. *International journal of fatigue*. 2011, vol. 33, pp. 759–765. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2010.11.007>
7. Zhu Y.H., Wang W., Jia X.Y., Akasaka T., Liao S.S., Watari F. Deposition of TiC film on titanium for abrasion resistant implant material by ion-enhanced triode plasma CVD. *Applied surface science*. 2012, vol. 262, pp. 156–158. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2012.03.152>
8. Emamian A., Corbin S.F., Khajepour A. Tribology characteristics of in-situ laser deposition of Fe–TiC. *Surface coatings and technology*. 2012, vol. 206, pp. 4495–4501. <http://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.01.051>
9. Cooper D.E., Blundell N., Maggs S., Gibbons G.J. Additive layer manufacture of Inconel625 metal matrix composites, reinforcement material evaluation. *Journal of Materials processing technology*. 2013, pp. 2191–2200, <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.06.021>
10. Farahmand P. Laser cladding assisted by induction heating of Ni–WC composite enhanced by nano-WC and La₂O₃. *Ceramics International*. 2014, vol. 40, pp. 15421–15438. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2014.06.097>
11. Farayibi P.K., Folkes J., Clare A., Oyelola O. Cladding of pre-blended Ti–6Al–4V and WC powder for wear resistant applications. *Surface*

- and coatings technology*. 2011, vol. 206, pp. 372–377. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.07.033>
12. Aytekin H., Akcin Y., Characterization of borided Incoloy 825 alloy. *Materials & Design*. 2013, vol. 50, pp. 515–521. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.03.015>
 13. Yan H., Zhang P., Yu Z., Lu Q., Yang S., Li C. Microstructure and tribological properties of laser-clad Ni–Cr/TiB₂ composite coatings on copper with the addition of CaF₂. *Surface coatings and technology*. 2012, vol. 206, pp. 404. <http://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.03.086>
 14. Patel P., Mridha S., Baker T.N. Influence of shielding gases on preheat produced in surface coatings incorporating SiC particulates into microalloy steel using TIG technique. *Materials science and technology*. 2014, vol. 30, pp. 1506–1514. <http://doi.org/10.1179/1743284713Y.0000000481>
 15. Chakraborty G., Kumar N., Das C.R., Albert S.K., Bhaduri A.K., Dash S. Study on microstructure and wear properties of different nickel base hardfacing alloys deposited on austenitic stainless steel. *Surface and coatings technology*. 2014, vol. 244, pp. 180–188. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.02.013>
 16. Kaushal S., Gupta D., Bhowmick H. On processing of Ni–WC based functionally graded composite clads through microwave heating. *Materials and Manufacturing processes*. 2018, vol. 33, pp. 822–828. <https://doi.org/10.1080/10426914.2017.1401724>
 17. Gupta D., Sharma A.K. Development and microstructural characterization of microwave cladding on austenitic stainless steel. *Surface coatings and technology*. 2011, vol. 205, pp. 5147–5155. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.05.018>
 18. Gupta D., Sharma A.K. Microwave cladding: a new approach in surface engineering. *Journal of manufacturing processes*. 2014, vol. 16, pp. 176–82. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2014.01.001>
 19. Zafar S., Sharma A.K., Development and characterisations of WC–12Co microwave clad. *Materials characterization*. 2014, vol. 96, pp. 241–248. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2014.08.015>
 20. Gupta D., Sharma A.K., Investigation on sliding wear performance of WC10Co2Ni cladding developed through microwave irradiation. *Wear*. 2011, vol. 271, pp. 1642–50. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2010.12.037>
 21. Gupta D., Sharma A.K. Microstructural characterization of cermet cladding developed through microwave irradiation. *Journal of materials engineering and performance*. 2012, vol. 21, pp. 2165–2172. <https://doi.org/10.1007/s11665-012-0142-2>

Information about the authors

S. Gudala, PhD., Senior Researcher Fellow, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0003-0405-5829
E-mail: gsuresham@gmail.com

Sergey V. Kononov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Vice-Rector for Research and Innovation, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0003-4809-8660
E-mail: kononov@sibsiu.ru

M.R. Ramesh, National Institute of Technology Karnataka
ORCID: 0000-0003-2280-1995
E-mail: gsuresham@gmail.com

Irina A. Panchenko, Cand. Sci. (Eng.), Chief of Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0002-1631-9644
E-mail: i.r.i.ss@yandex.ru

Сведения об авторах

С. Гудала, PhD, старший научный сотрудник, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0003-0405-5829
E-mail: gsuresham@gmail.com

Сергей Валерьевич Коновалов, д.т.н., профессор, проректор на научной и инновационной деятельности, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0003-4809-8660
E-mail: kononov@sibsiu.ru

М.Р. Рамеш, PhD, Национальный институт технологий Кантараки
ORCID: 0000-0003-2280-1995
E-mail: gsuresham@gmail.com

Ирина Алексеевна Панченко, к.т.н., заведующий лабораторией электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-1631-9644
E-mail: i.r.i.ss@yandex.ru

Поступила в редакцию 01.03.2023
 После доработки 06.03.2023
 Принята к публикации 11.03.2023

Received 01.03.2023
 Revised 06.03.2023
 Accepted 11.03.2023

Оригинальная статья

УДК 621.762

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-1(43)-33-38

**РАЗМЕР ЗЕРНА ЭЛЕКТРОКОРУНДА, СПЕЧЕННОГО ИЗ
ДИСПЕРГИРОВАННЫХ ОТХОДОВ АЛЮМИНИЯ МАРКИ АД0Е**

© 2023 г. Е. П. Новиков, О. В. Кругляков, А. Е. Агеева

Юго-Западный государственный университет (Россия, 305040, Курск, ул. 50 лет Октября, 94)

Аннотация. Для разработки технологий получения электрокорунда искровым плазменным спеканием диспергированных электроэрозией отходов алюминия и оценки эффективности их практического применения требуется проведение комплексных теоретических и экспериментальных исследований. Целью настоящей работы являлось определение размера зерна электрокорунда, спеченного из диспергированных отходов алюминия марки АД0Е. Электродиспергирование отходов алюминия осуществляли в дистиллированной воде на оригинальной установке при емкости разрядных конденсаторов 65,5 мкФ, напряжении на электродах 200 В, частоте следования импульсов 200 Гц. В результате воздействия кратковременных электрических разрядов в воде образовывались частицы электроэрозионного порошка различного размера. Далее проводили сплавление электроэрозионной шихты в системе искрового плазменного сплавления SPS 25-10 «Thermal Technology» (США) при давлении 30 МПа, температуре 560 °С, время выдержки составляло 3 мин. При анализе микроструктуры выявлено, что спеченный электрокорунд имеет мелкозернистое строение, без включений, равномерное распределение фаз. Значительные поры, трещины и несплошности отсутствуют. Размер зерна исследуемых сплавов, определенный с помощью системы автоматизированного анализа изображений «SIMAGIS Photolab» и оптического инвертированного микроскопа «OLYMPUS GX51», составил порядка 0,45 мкм. Малый размер зерна полученного электрокорунда связан с высокой дисперсностью исходной электроэрозионной шихты и эффекта «подавления роста зерна» при искровом плазменном сплавлении за счет короткого времени рабочего цикла, высокого давления и равномерного распределения тепла по образцу при воздействии на него импульсного электрического тока и так называемого «эффекта плазмы искрового разряда». Проведенные исследования необходимы для ресурсосбережения и импортозамещения при получении электрокорунда из отходов алюминия марки АД0Е.

Ключевые слова: отходы алюминия, порошок, спекание, размер зерна

Финансирование: Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ (МК-2539.2022.4).

Для цитирования: Новиков Е.П., Кругляков О.В., Агеева А.Е. Размер зерна электрокорунда, спеченного из диспергированных отходов алюминия марки АД0Е // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 1 (43). С. 33–38. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-33-38](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-33-38)

Original article

**GRAIN SIZE OF ELECTROCORUNDUM SINTERED FROM DISPERSED WASTE
ALUMINUM GRADE AD0E**

© 2023 г. Е. П. Novikov, O. V. Kryglyakov, A. N. Ageeva

Southwest State University (94, 50 years of October str., Kursk, 654007, Russian Federation)

Abstract. To develop technologies for obtaining electrocorundum by spark plasma sintering of aluminum waste dispersed by electroerosion and to evaluate the effectiveness of their practical application, comprehensive theoretical and experimental studies are required. The purpose of this work was the grain size of

electrocorundum sintered from dispersed aluminum waste of the AD0E brand. Electrodispersion of aluminum waste of the AD0E brand was carried out in distilled water at the original installation with a capacity of 65.5 UF discharge capacitors, a voltage at the electrodes of 200 V, a pulse repetition frequency of 200 Hz. As a result of exposure to short-term electrical discharges, particles of electroerosive powder of various sizes were formed in the water. Further, the fusion of the electroerosion charge was carried out in the spark plasma fusion system SPS 25-10 "Thermal Technology" (USA) at a pressure of 30 MPa, a temperature of 560 °C and a holding time of 3 minutes. Analysis of the microstructure of sintered electrocorundum showed that it has a fine-grained structure, without inclusions, uniform phase distribution and the absence of significant pores, cracks and discontinuities. The grain size of the studied alloys, determined using the SIMAGIS Photolab automated image analysis system and the OLYMPUS GX51 optical inverted microscope, was about 0.45 microns. The small grain size of the resulting electrocorundum is associated with the high dispersion of the initial electroerosion charge and the effect of "grain growth suppression" during spark plasma fusion due to the short working cycle time, high pressure and uniform heat distribution over the sample when exposed to pulsed electric current and the so-called "spark discharge plasma effect". The conducted studies will allow to perform resource conservation and import substitution in the production of electrocorundum from aluminum waste of the AD0E brand.

Keywords: aluminum waste, powder, sintering, grain size

Funding: The work was supported by a grant from the President of the Russian Federation (МК-2539.2022.4).

For citation: Novikov E.P., Kryglyakov O.V., Ageeva A.N. Grain size of electrocorundum sintered from dispersed waste aluminum grade AD0E. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no. 1 (43), pp. 33–38. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-33-38](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-33-38)

Введение

В настоящее время алюминий широко распространен в судо-, автомобиле- и авиастроении, в пищевой и холодильной промышленности, при изготовлении бытовых предметов и т.д. Помимо этого алюминий является популярным материалом в строительстве. Это объясняется его отличительными характеристиками и высоким качеством. Среди преимуществ стоит выделить, что этот металл отличается небольшим весом, устойчивостью к атмосферным влияниям, не подвержен коррозионным процессам.

С экономией алюминия тесно связаны мероприятия по сбору отходов алюминиевых сплавов и их переработке [1 – 3]. В отечественной и зарубежной промышленности в настоящее время применяют несколько методов переработки отходов алюминия, которые в большинстве своем характеризуются крупнотоннажностью, энергоемкостью, необходимостью больших производственных площадей, малой производительностью, а также наличием экологических проблем.

Одним из перспективных методов получения порошка практически из любого токопроводящего материала, в том числе отходов алюминия, является метод электроэрозионного диспергирования (ЭЭД), который отличается относительно невысокими энергетическими затратами и экологической чистотой процесса [4 – 9].

Для разработки технологий получения электрокорунда искровым плазменным спеканием диспергированных электроэрозией отходов алюминия и оценки эффективности их практи-

ческого применения требуется проведение комплексных теоретических и экспериментальных исследований [10 – 14].

Целью данной работы являлось определение размера зерна электрокорунда, спеченного из диспергированных отходов алюминия марки АД0Е.

Методы и принципы исследования

Электродиспергирование отходов алюминия марки АД0Е осуществляли в дистиллированной воде на оригинальной установке при емкости разрядных конденсаторов 65,5 мкФ, напряжении на электродах 200 В, частоте следования импульсов 200 Гц. В результате воздействия кратковременных электрических разрядов в воде образовывались частицы электроэрозионного порошка различного размера. Далее проводили сплавление электроэрозионной шихты в системе искрового плазменного сплавления SPS 25-10 «Thermal Technology» (США) при давлении 30 МПа, температуре 560 °С, время выдержки составляло 3 мин. Процесс сплавления электроэрозионной шихты схематически приведен на рис. 1.

Электроэрозионную шихту размещали в матрице из графита, помещаемую под пресс в вакуумной камере. Электроды, интегрированные в механическую часть пресса, подводили электрический ток к матрице и создавали искровые разряды между сплавляемыми частицами шихты, обеспечивая интенсивное взаимодействие.

Размер зерна в сплавах исследовали с помощью системы автоматизированного анализа изображений «SIMAGIS Photolab» и оптического

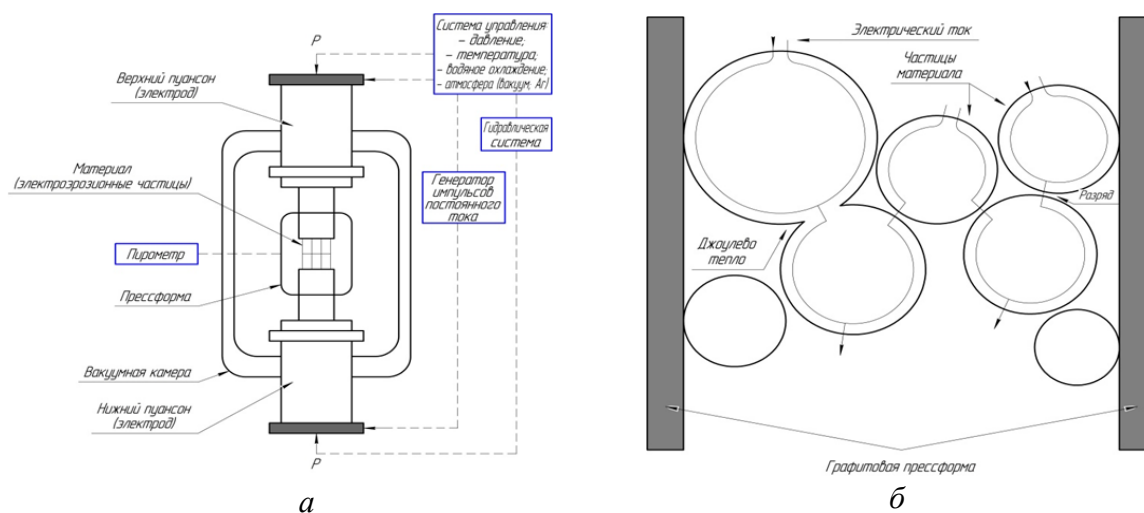


Рис. 1. Схема сплавления электроэрозионной шихты: *а* – принципиальная схема; *б* – схема нагрева
 Fig. 1. Scheme of fusion of the electroerosion charge: *a* – schematic diagram; *б* – heating circuit

инвертированного микроскопа «OLYMPUS GX51» (Япония).

Блок-схема методики исследования размера зерна и сплавов представлена на рис. 2.

Основные результаты

Полученная с помощью оптического инвертированного микроскопа «OLYMPUS GX51»

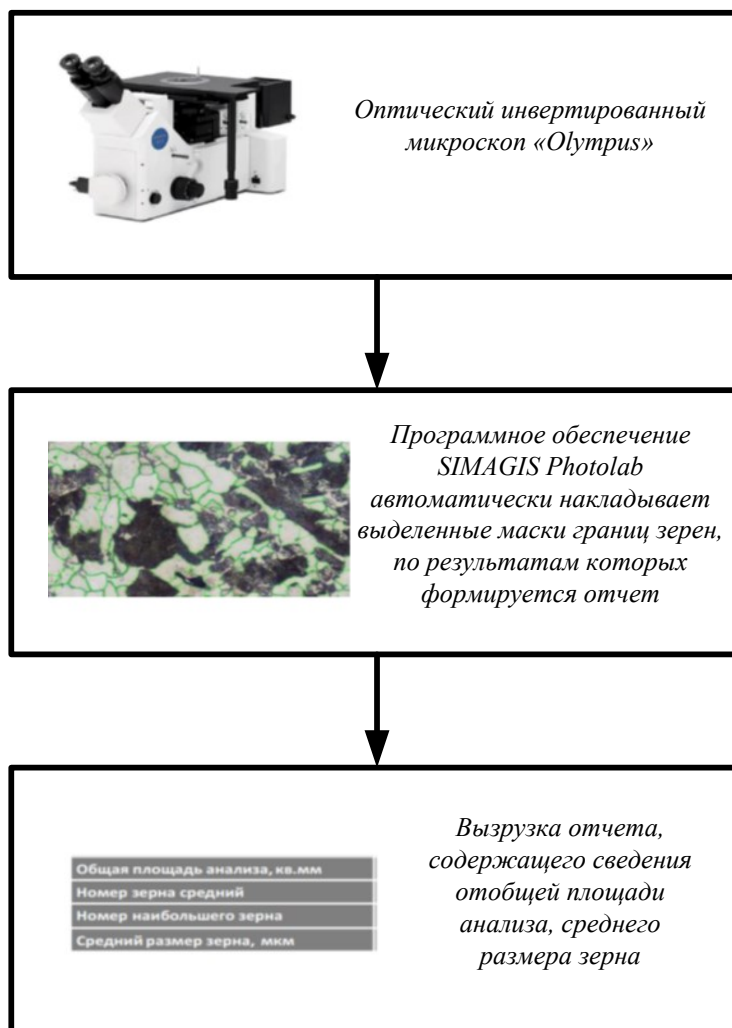


Рис. 2. Блок-схема методики исследования размера зерна
 Fig. 2. Block diagram of the grain size research methodology

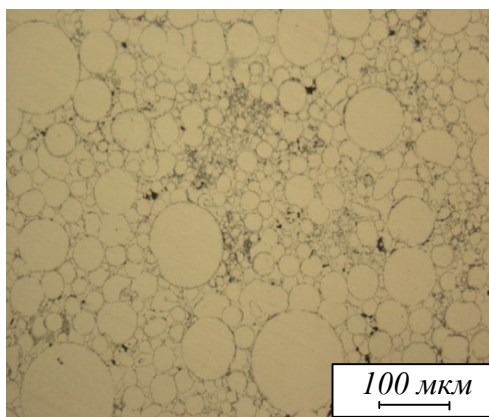


Рис. 3. Микроструктура спеченного электрокорунда
Fig. 3. Microstructure of sintered electrocorundum

микроструктура исследуемого образца спеченного электрокорунда, представлена на рис. 3.

Анализ микроструктуры показал, что спеченный электрокорунд имеет мелкозернистое строение, без включений, равномерное распределение фаз. Значительные поры, трещины и несплошности отсутствуют.

Размер зерна исследуемых сплавов, определенный с помощью системы автоматизированного анализа изображений «SIMAGIS Photolab» и оптического инвертированного микроскопа «OLYMPUS GX51», составил порядка 0,45 мкм.

Обсуждение

Малый размер зерна полученного электрокорунда связан с высокой дисперсностью исходной электроэрозионной шихты и эффекта «подавления роста зерна» при искровом плазменном сплавлении за счет короткого времени рабочего цикла, высокого давления и равномерного распределения тепла по образцу при воздействии на него импульсного электрического тока и так называемого «эффекта плазмы искрового разряда».

Вывод

Проведенные исследования способствуют ресурсосбережению и позволяют осуществлять импортозамещение при получении электрокорунда из отходов алюминия марки АД0Е.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Иванков С.И., Троицкий А.В. Использование отходов производства алюминия в различных отраслях промышленности // Научные и технические аспекты охраны окружающей среды. 2020. № 3. С. 27–37. <https://doi.org/10.36535/0869-1002-2020-03-2>
2. Яковец Ю.С. Утилизация отходов алюминия // Юный ученый. 2020. № 11 (41). С. 46–49.
3. Трибушевский Л.В., Немененок Б.М., Румянцева Г.А. Бесфлюсовая плавка отходов алюминия - путь к безотходной технологии // *Металлургия машиностроения*. 2020. № 2. С. 2–4.
4. Пикалов С.В., Агеева А.Е. Элементный состав высокопрочных быстрорежущих сталей на основе диспергированных электроэрозией частиц сплава Р6М5. В кн.: *Инновационный потенциал развития общества: взгляд молодых ученых*. Сб. науч. ст. 2-й Всероссийской научной конференции перспективных разработок. Курск: 2021. С. 115–118.
5. Пикалов С.В., Агеева А.Е. Микроструктура высокопрочных быстрорежущих сталей на основе диспергированных электроэрозией частиц сплава Р6М5. В кн.: *Актуальные вопросы науки, нанотехнологий, производства*. Сб. науч. ст. Международной научно-практической конференции. Курск: 2021. С. 207–210.
6. Пикалов С.В., Агеева А.Е. Фазовый состав высокопрочных быстрорежущих сталей на основе диспергированных электроэрозией частиц сплава Р6М5. В кн.: *Наука молодых – будущее России*. Сб. науч. ст. 6-й Международной научной конференции перспективных разработок молодых ученых. Курск: 2021. С. 150–153.
7. Бобков Е.А., Агеева А.Е., Агеева Е.В. Размерные характеристики частиц порошка, полученного электродиспергированием сплава Х20Н80 в керосине / Под общ. ред. М.С. Разумова. В кн.: *Перспективы развития технологий обработки и оборудования в машиностроении*. Сб. науч. ст. 7-й Всероссийской научно-технической конференции с международным участием. Курск. 2022. С. 37–40.
8. Новиков Е.П., Поданов В.О., Агеева А.Е. Получение электрокорунда электродиспергированием алюминиевых отходов / Под общ. ред. М.С. Разумова. В кн.: *Перспективы развития технологий обработки и оборудования в машиностроении*. Сб. науч. ст. 7-й Всероссийской научно-технической конференции с международным участием. Курск: 2022. С. 134–138.
9. Агеев Е.В., Агеева Е.В., Чернов А.С., Маслов Г.С., Паршина Е.И. Определение основных закономерностей процесса получения порошков методом электроэрозионного диспергирования // *Известия Юго-Западного государственного университета*. 2013. № 1 (46). С. 85–90.

10. Агеев Е.В., Семенихин Б.А., Латыпов Р.А., Бобрышев Р.В. Разработка установки для получения порошков из токопроводящих материалов // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2009. Т. 11. № 5-2. С. 234–237.
 11. Агеев Е.В., Семенихин Б.А., Латыпов Р.А. Исследование влияния электрических параметров установки на процесс порошкообразования при электроэрозионном диспергировании отходов твердого сплава // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2009. Т. 11. № 5-2. С. 238–240.
 12. Агеев Е.В., Агеева Е.В., Давыдов А.А., Бондарев С.А., Новиков Е.П., Молодкин А.Ю. Изучение строения и свойств твердосплавных электроэрозионных порошков, используемых для восстановления и упрочнения деталей автотракторной техники // Вестник Курской государственной сельскохозяйственной академии. 2013. № 2. С. 69–72.
 13. Хардилов С.В., Агеева Е.В., Агеева А.Е. Анализ характеристик износостойкости спеченных изделий из электроэрозионного порошка стали Х13, полученного в бутиловом спирте // Современные материалы, техника и технологии. 2021. № 6 (39). С. 58–64.
- REFERENCES**
1. Ivankov S.I., Troitsky A.V. Use of aluminum production waste in various industries. *Nauchnye i tekhnicheskie aspekty ohrany okruzhayushchej sredy*. 2020, no. 3, pp. 27–37. <https://doi.org/10.36535/0869-1002-2020-03-2>. (In Russ.).
 2. Yakovets Yu.S. Recycling of aluminum waste. *Yunyj uchenyj*. 2020, no. 11, pp. 46–49. (In Russ.).
 3. Tribushevsky L.V., Nemenenok B.M., Rumyantseva G.A. Besflus smelting of aluminum waste - the way to waste-free technology. *Metallurgiya mashinostroeniya*. 2020, no. 2, pp. 2–4. (In Russ.).
 4. Pikalov S.V., Ageeva A.E. Elemental composition of high-strength fast-cutting steels based on particles of R6M5 alloy dispersed by electric erosion. In: *Innovative potential for the development of society: the view of young scientists. Collection of scientific articles of the 2nd All-Russian Scientific Conference for Advanced Development*. Kursk: 2021, pp.115–118. (In Russ.).
 5. Pikalov S.V., Ageeva A.E. Microstructure of high-strength fast-cutting steels based on electroerosion-dispersed particles of R6M5 alloy. In: *Actual issues of science, nanotechnology, production. Collection of scientific articles of the International Scientific and Practical Conference*. Kursk: 2021, pp. 207–210. (In Russ.).
 6. Pikalov S.V., Ageeva A.E. Phase composition of high-strength fast-cutting steels based on particles of R6M5 alloy dispersed by electric erosion. In: *The science of the young – the future of Russia. Collection of scientific articles of the 6th International Scientific Conference for Advanced Development of Young Scientists*. Kursk: 2021, pp. 150–153. (In Russ.).
 7. Bobkov E.A., Ageeva A.E., Ageeva E.V. Dimensional characteristics of powder particles obtained by electrodispersing Kh20N80 alloy in kerosene / Under the general editor M.S. Razumova. In: *Prospects for the development of processing technologies and equipment in mechanical engineering. Collection of scientific articles of the 7th All-Russian Scientific and Technical Conference with international participation*. Kursk: 2022, pp. 37–40. (In Russ.).
 8. Novikov E.P., Podanov V.O., Ageeva A.E. Obtaining an electric corundum by electrodispersing aluminum waste / Under the general editor M.S. Razumova. In: *Prospects for the development of processing technologies and equipment in mechanical engineering. Collection of scientific articles of the 7th All-Russian Scientific and Technical Conference with international participation*. Kursk: 2022, pp. 134–138. (In Russ.).
 9. Ageev E.V., Ageeva E.V., Chernov A.S., Maslov G.S., Parshina E.I. Determination of the main regularities of the process of producing powders by electroerosive dispersion. *Izvestija Jugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta*. 2013, no. 1 (46), pp. 085–090. (In Russ.).
 10. Ageev E.V., Semnikhin B.A., Latypov R.A., Bobryshev R.V. Development of a plant for producing powders from conductive materials. *Izvestija Samarskogo nauchnogo centra Rossijskoj akademii nauk*. 2009, vol. 11, no. 5–2, pp. 234–237. (In Russ.).
 11. Ageev E.V., Semnikhin B.A., Latypov R.A. Study of the influence of electrical parameters of the plant on the process of powder formation during the electroerosive dispersion of solid alloy waste. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo centra Rossijskoj akademii nauk*. 2009, vol. 11, no. 5–2, pp. 238–240. (In Russ.).
 12. Ageev E.V., Ageeva E.V., Davydov A.A., Bondarev S.A., Novikov E.P., Molodkin A.Yu. Study of the structure and properties of hard alloy electroerosive powders used to restore and strengthen parts of automotive equipment. *Vestnik Kurskoj gosudarstvennoj sel'skohozyajstvennoj akademii*. 2013, no. 2, pp. 69–72. (In Russ.).

13. Hardikov S.V., Ageeva E.V., Ageeva A.E. Analysis of wear resistance characteristics of sintered articles from electric erosion powder of Kh13 steel obtained in butyl alcohol. *Sovremennye materialy, tekhnika i tekhnologii*. 2021, no. 6 (39), pp. 58–64. (In Russ.).

Сведения об авторах

Евгений Петрович Новиков, к.т.н., старший научный сотрудник кафедры технологии материалов и транспорта, Юго-Западный государственный университет
E-mail: evgeniy-novikov-92@mail.ru

Олег Викторович Кругляков, к.т.н., доцент кафедры технологии материалов и транспорта, Юго-Западный государственный университет
E-mail: o.kruglyakov@tmholding.ru

Анна Евгеньевна Агеева, студентка кафедры технологии материалов и транспорта, Юго-Западный государственный университет
E-mail: ageevaanna2004@yandex.ru

Information about the authors

Evgenii P. Novikov, Cand. Sci. (Eng.), Senior research of Chair of Materials and Transport Technology, Southwestern State University
E-mail: evgeniy-novikov-92@mail.ru

Oleg V. Kruglyakov, Cand. Sci. (Eng.), Assist Professor of Chair of Materials and Transport Technology, Southwestern State University
E-mail: o.kruglyakov@tmholding.ru

Anna E. Ageeva, student of Materials and Transport Technology, Southwestern State University
E-mail: ageevaanna2004@yandex.ru

Поступила в редакцию 20.02.2023

После доработки 24.02.2023

Принята к публикации 01.03.2023

Received 20.02.2023

Revised 24.02.2023

Accepted 01.03.2023

Оригинальная статья

УДК 004.93

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-1(43)-39-49

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СВЕРТОЧНЫХ НЕЙРОСЕТЕЙ ДЛЯ КЛАССИФИКАЦИИ ИЗОБРАЖЕНИЙ

© 2023 г. А. Г. Бычков, Т. В. Киселёва, Е. В. Маслова

Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. В работе рассматриваются структура сверточной нейронной сети и математические методы, используемые для подсчета ее значений. Приведены основные составные части сети, влияющие на результат: сверточные слои с маской как основа сетки данных, ядро для чтения сетки данных, шага и дополнения для настройки точности чтения, субдискретизирующие слои для обобщения данных. Показана история развития сверточных нейронных сетей с примерами их архитектуры и используемыми параметрами на примере сетей LeNet, AlexNet, VGG и ResNet. Показано сравнение точности распознавания образов при разных архитектурах. Описана концепция передаточного обучения.

Ключевые слова: сверточные нейронные сети, распознавание образов, точность работы

Для цитирования: Бычков А.Г., Киселёва Т.В., Маслова Е.В. Использование сверточных нейросетей для классификации изображений // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 1 (43). С. 39–49. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-39-49](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-39-49)

Original article

USAGE OF CONVOLUTIONAL NEURAL NETWORKS FOR IMAGE CLASSIFICATION

© 2023 A. G. Bychkov, T. V. Kiseleva, E. V. Maslova

Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

Abstract. The paper discusses the structure of a convolutional neural network and the mathematical methods used to calculate its values. The main components of the network that affect the result are given: convolutional layers with a mask as the basis of the data network, a core for reading the data network, steps and additions for adjusting the reading accuracy, subsampling layers for generalizing data. The history of the development of convolutional neural networks with examples of their architecture and parameters used is shown on the example of networks LeNet, AlexNet, VGG and ResNet. A comparison of the accuracy of pattern recognition for different architectures is shown. The concept of transfer learning is described.

Keywords: convolutional neural networks, pattern recognition, transfer learning, performance accuracy

For citation: Bychkov A.G., Kiseleva T.V., Maslova E.V. Usage of convolutional neural networks for image classification. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no. 1 (43), pp. 39–49. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-39-49](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-39-49)

Введение

Машинное обучение (англ. machine learning, ML) – класс методов искусственного интеллекта, характерной чертой которых является не прямое решение задачи, а обучение в процессе применения решений множества сходных задач. Для построения таких методов используются средства математической статистики, численные методы, методы оптимизации, теории вероятностей, теории графов, различные техники работы с данными в цифровой форме. Искусственный интеллект сыграл колоссальную роль в преодолении разрыва между возможностями людей и машин. Как исследователи, так и энтузиасты работают над многочисленными аспектами этой области, добиваясь удивительных результатов. Одним из них является компьютерное зрение. Примером машинного обучения в компьютерном зрении являются сверточные нейронные сети [1].

В настоящей работе приведен обзор и сравнительный анализ известных архитектур сверточных нейронных сетей, их преимущества, история развития и способы использования на практике.

Структура сверточных нейронных сетей

У базового перцептрона имеется недостаток: требование огромного количества входных значений, причем малейший сдвиг изображения заставляет все делать заново [2 – 7]. Чтобы избежать этого ограничения, было предложено использовать сверточные нейросети. Идея состоит в том, что веса и значения активации какого-либо нейрона зависят не от всех входов, а только от некоторой окрестности «вокруг» него. Такое «движущееся окно» проходит по всей картинке [8, 9]. В итоге для соседнего «пикселя» в сверточном слое будут те же самые веса, но входной кусок картинки окажется сдвинутым.

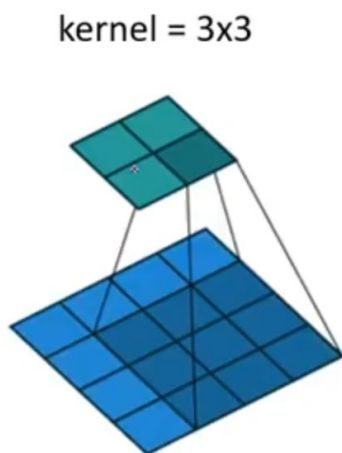


Рис. 1. Пример ядра свертки
Fig. 1. Example of convolution kernel

В результате в одной ячейке сверточного слоя записывается определенный паттерн изображения (линии, углы, цветовые пятна и т.п.), который в дальнейшем прогоняется с целью нахождения похожих паттернов в других частях изображения либо других изображениях [4]:

$$O_{x_1 y_1 c'} = \sum_{i,j,c} W_{ijcc'} X_{x-i, y-j, c}; \quad (1)$$

$$O_{x_1 y_1 c'} = \sum_{i,j,c} W_{ijcc'} X_{x_1-i, y_1-j, c}, \quad (2)$$

где O – итоговое значение в ячейке сверточного слоя; W – веса связей; X – значение в исходной ячейке; i, j, c, c' – координаты ячеек.

Далее активационная функция работает по такому же принципу.

Возникает некоторая иерархичность между слоями. Если первые слои распознают лишь простейшие элементы изображения (линии, точки, дуги), то последующие слои уже начинают объединять эти части в фигуры [9, 10].

Двумя важными параметрами являются дополнение и шаг (padding и stride).

Не всегда выгодно, чтобы на каждом шаге размер сетки уменьшался. Например, если мы пройдем исходный набор 4×4 ядром (kernel) 3×3 , то на выходе получится матрица 2×2 (рис. 1).

Для удобства подсчета лучше на каждом шаге иметь одинаковые размерности матриц весов. Для этого используется дополнение (padding). Пример показан на рис. 2. Вход дополняют каким-либо числом по краям, чаще всего ставится 0 [11]. Таким образом, размер входа будет равен размеру выхода.

Шаг (stride) показывает, сколько элементов проходится за одну итерацию. Пример использования шага показан на рис. 3.

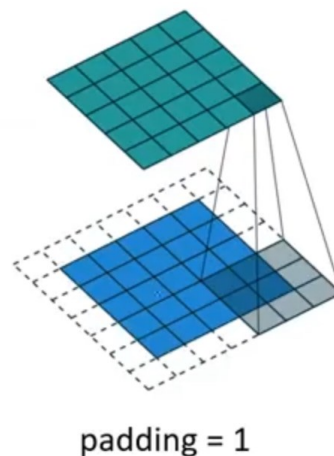
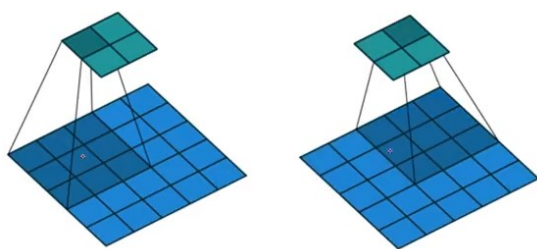


Рис. 2. Пример использования дополнения
Fig. 2. Example of add-on usage



stride = 2

Рис. 3. Пример использования шага
Fig. 3. Example of step usage

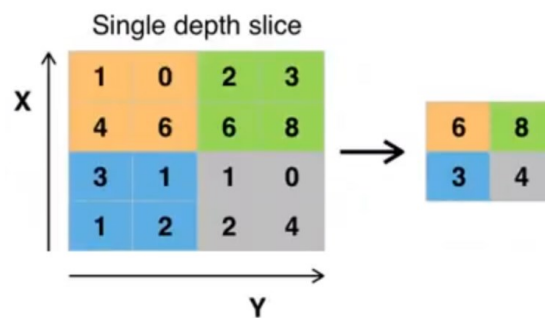


Рис. 4. Схема Max-Pooling
Fig. 4. Max pooling scheme

Оба этих метода вполне можно комбинировать. Важной особенностью сверточных нейронных сетей является Pooling layer или, как называют его в некоторых источниках, субдискретизирующий слой [6]. Принцип действия его работы приведен на рис. 4.

Этот слой дает возможность менять длину и высоту активационных карт. Поставив этот слой после ReLU (ReLU – активационная функция), можно сжать получившиеся значения. Делается это по простому правилу, к примеру, используется Max Pool: выбирается максимальное значение из квадрата 2×2 и передается дальше (рис. 5). Это позволяет во время обратного прохода отнести весь градиент именно к этому значению, а остальным поставить нули (максимум зависит от одного входа).

Такое сжатие позволяет сделать информацию, которой оперирует сеть, более глобальной. В вышеуказанном примере в левом верхнем квадранте будет самым важным число 6, а остальные входы имеют меньшее значение, что позволит применять обученную в дальнейшем сеть к более широкому классу изображений, избегая тем самым переобучения модели. Это дает возможность передавать дальше лишь самые выделяющиеся признаки на картинке, не вдаваясь в мелкие подробности (избегая переобучения), но при этом, обучая модель, видеть всю картинку целиком [11]. В итоге условная сверточная нейросеть

может выглядеть, как это показано на рис. 5. На ее вход подается изображение, дальше сверточный слой его обрабатывает, затем оно пропускается через активационную функцию ReLU. Может быть использовано несколько комбинаций сверточных и ReLU-слоев. Далее происходит сжатие с помощью Pooling Level. Вся эта конструкция может повторяться, пока не получится сверточный слой, достаточно малый для того, чтобы его можно было сделать «плоским» – перевести в одномерный массив, – связать с полносвязным слоем, который можно пропустить через Softmax и получить уже готовый результат [12].

Данная архитектура имеет большое преимущество: она по умолчанию адаптирована к сдвигам изображений. Если, к примеру, нужный элемент переместился в другой угол изображения, то сверточные веса тоже сдвинутся. Но в отличие от перцептрона, есть еще и Pooling-слои, которые учитывают максимальное значение активации. Через несколько итераций таких слоев в итоге на выходе окажется тот слой, который отвечает за распознавание именно данного элемента [13].

История развития базовой структуры сверточных сетей

В плане архитектур одной из самых первых была сеть LeNet (рис. 6).

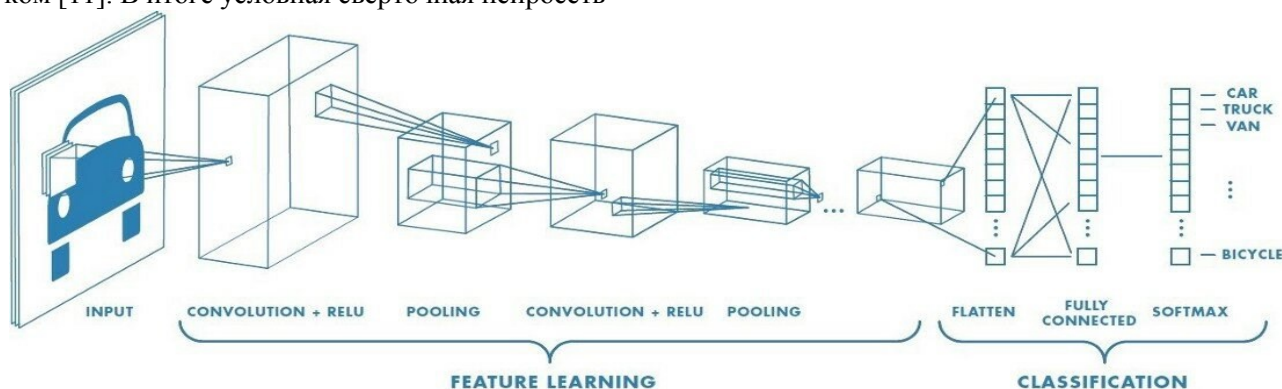


Рис. 5. Схема условной сверточной нейросети
Fig. 5. Diagram of a conditional convolutional neural network

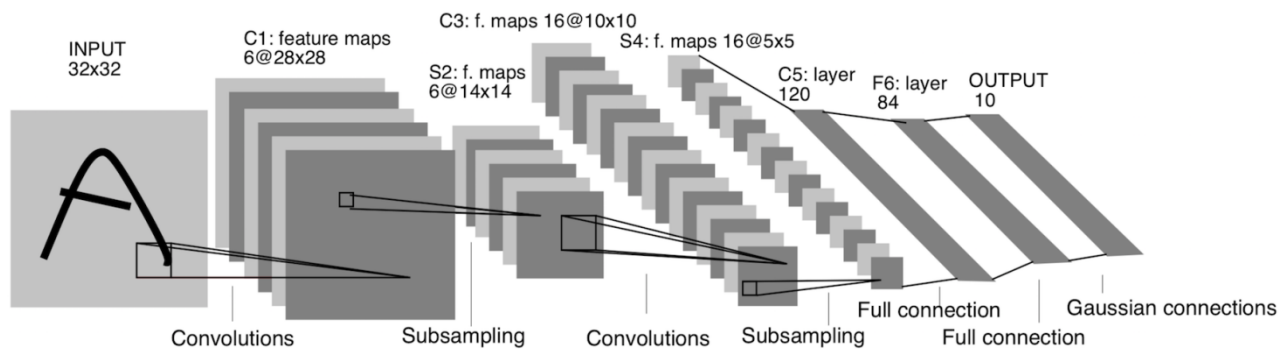


Рис. 6. Схема LeNet
Fig. 6. LeNet diagram

Архитектура сети LeNet была придумана Яном Лекуном (поэтому и такое название) в 1989 году как продолжение модели неокогнитрона (neocognitron) [14]. Модель сверточной сети состоит из трех типов слоев: сверточные (convolutional); субдискретизирующие (subsampling, подвыборка); "обычной" нейронной сети (перцептрона). Первые два типа слоев, чередуясь между собой, формируют входной вектор признаков для многослойного перцептрона. Сеть можно обучать с помощью градиентных методов.

Изначально Лекун использовал эту систему для распознавания отдельных цифр почтовых индексов. Сейчас подобная архитектура применяется в основном для обучения студентов и пробы сил на датасете MNIST. Все современные сети обычно проверяют на наборе IMAGENET, который содержит 1 000 000 изображений, принадлежащих 1000 классам [15]. Примеры успешности различных архитектур приведены на рис. 7 (штриховой линией показан уровень

человеческого восприятия: около 5 % неверно распознанных изображений). Как видно из графика, современные архитектуры сверточных нейросетей намного превышают человеческий глаз. Стоит отметить, что эти 5 % показаны весьма условно, так как для выявления такой оценки один из сотрудников компании ImageNet обучался месяц и показал в финальном тестировании примерно такой результат [16].

Как видно на графике, серьезный прорыв произошел с появлением архитектуры AlexNet в 2012 году (рис. 8). Данная сеть имела примерно 60 000 000 параметров.

Именно на этой архитектуре впервые производилось обучение на GPU (видеокартах). В ходе разработки возникало множество ошибок, связанных с тем, что видеокарты не были подготовлены к таким вычислениям. Собственно, именно из-за этого пришлось дробить сеть на две части, что видно на рис. 8. Именно появление сети AlexNet стало поворотной точкой, после которой

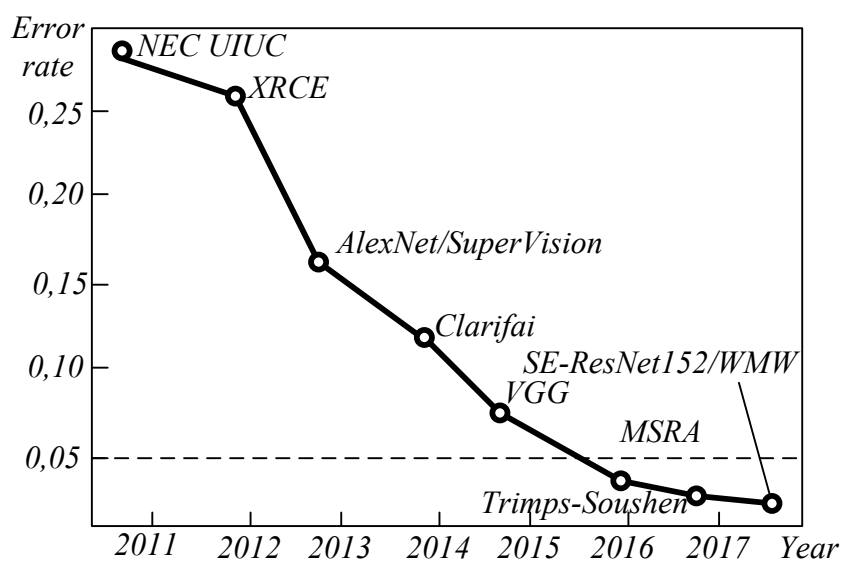


Рис. 7. График результатов различных архитектур:
---- уровень человеческого восприятия
Fig. 7. Graph results of different architectures:
---- level of human perception

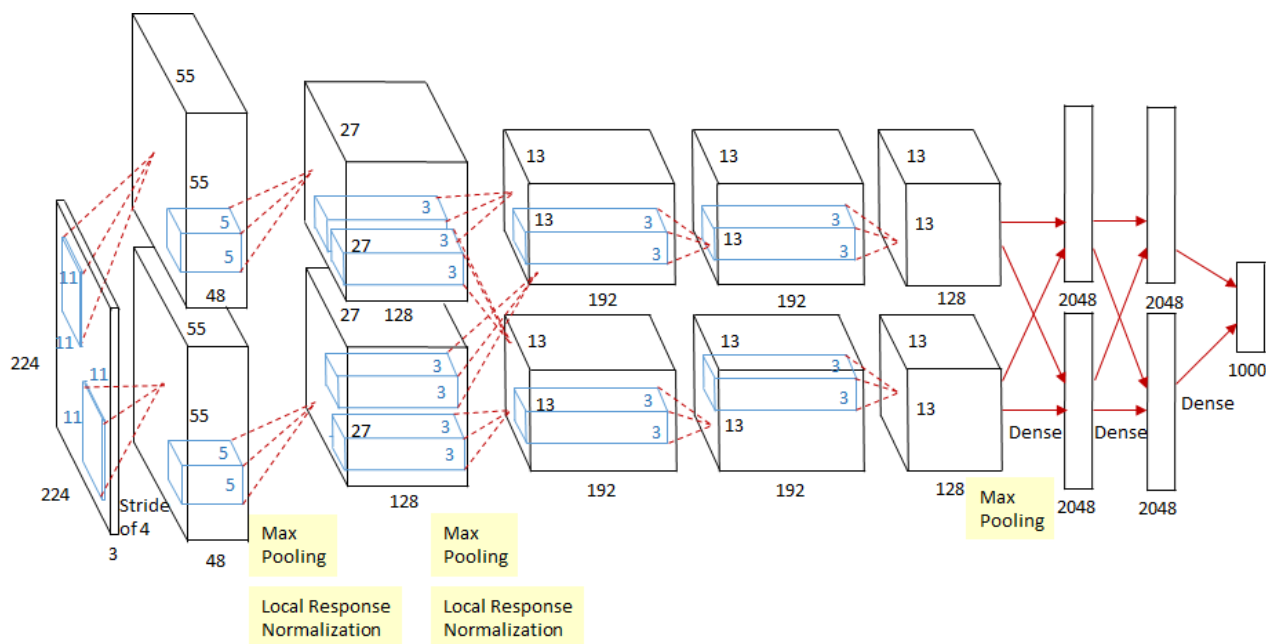


Рис. 8. Схема сети AlexNet
Fig. 8. AlexNet Network diagram

начал проявляться активный интерес к Deep Learning [17]. Эта сеть была разработана А. Крыжевским совместно с И. Суцкевером и Дж. Хинтоном. Необходимо отметить, что и до AlexNet были сети на GPU (к примеру, сеть от

К. Челлапиллы в 2006 г.). Сеть AlexNet на наборе IMAGENET показала ошибку примерно 15 %.

Сравнение и описание устройства сетей LeNet и AlexNet приведено на рис. 9.

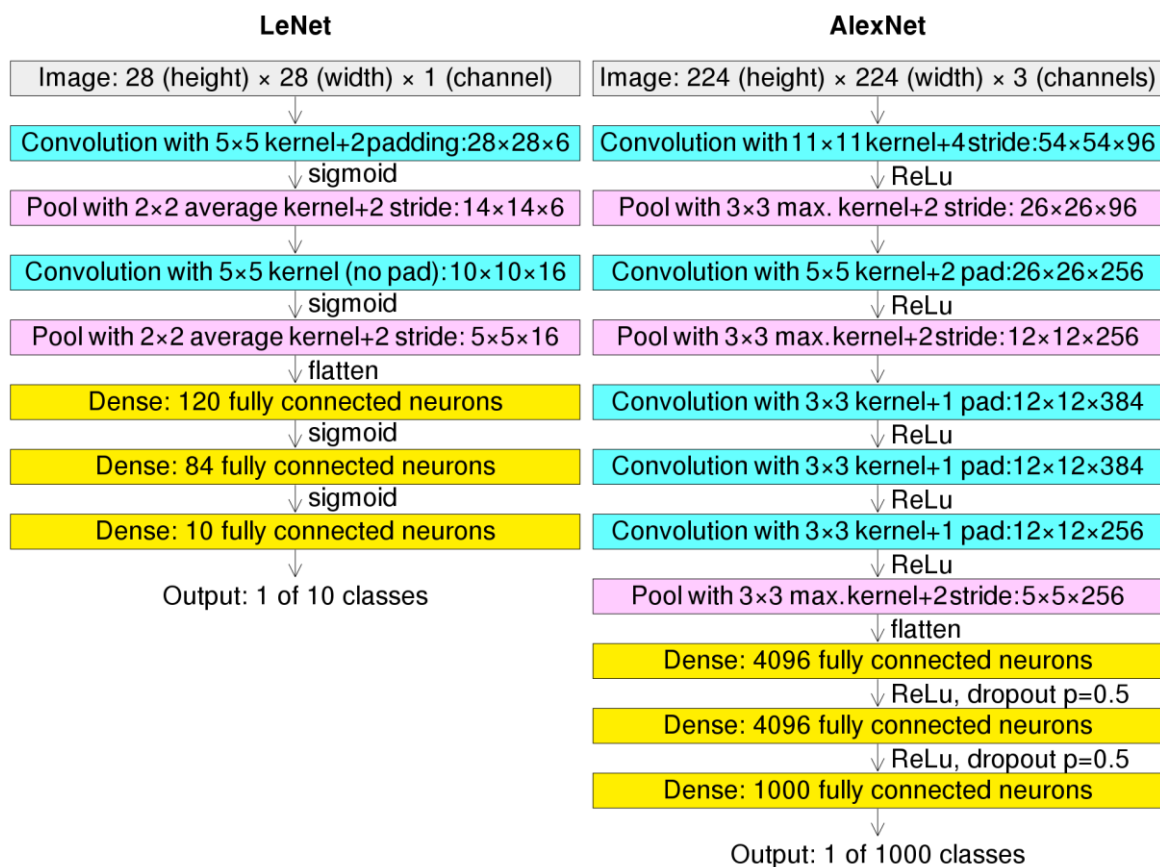


Рис. 9. Сравнительный анализ сетей LeNet и AlexNet
Fig. 9. Comparative analysis of LeNet and AlexNet networks

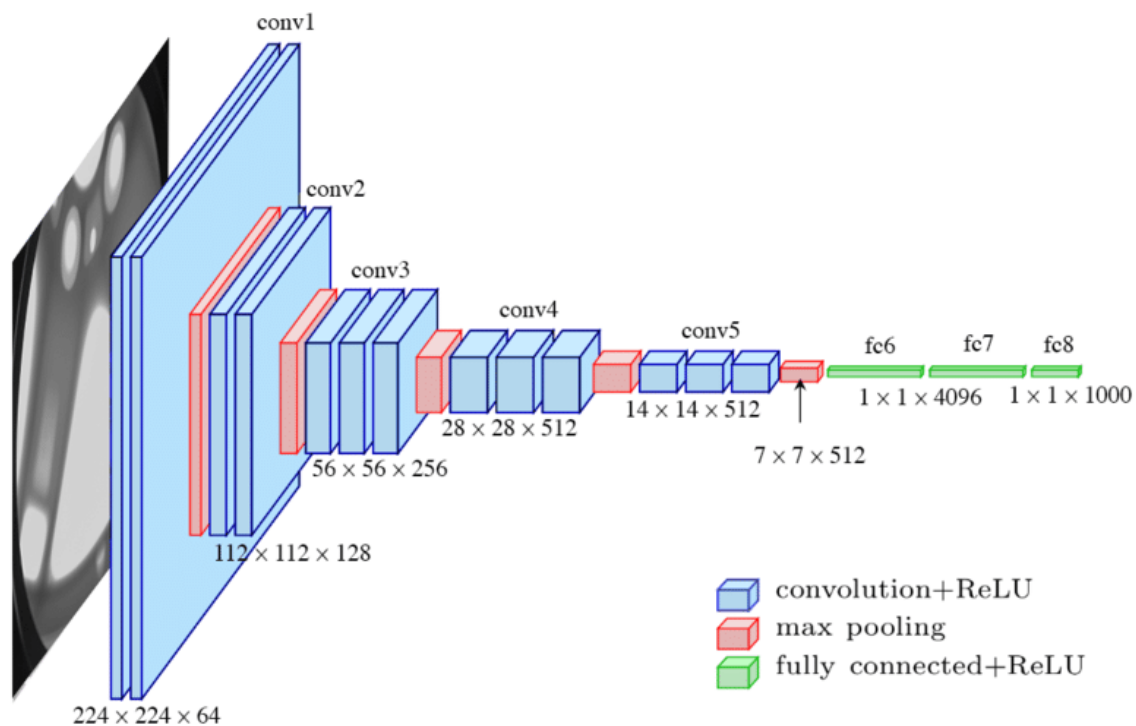


Рис. 10. Схема сети VGG
Fig. 10. VGG network diagram

Одним из важных моментов в истории сверточных нейросетей является архитектура VGG

от 2014 года. Схема этой сети приведена на рис. 10, 11.

ConvNet Configuration					
A	A-LRN	B	C	D	E
11 weight layers	11 weight layers	13 weight layers	16 weight layers	16 weight layers	19 weight layers
input (224×224 RGB image)					
conv3-64	conv3-64 LRN	conv3-64 conv3-64	conv3-64 conv3-64	conv3-64 conv3-64	conv3-64 conv3-64
maxpool					
conv3-128	conv3-128	conv3-128 conv3-128	conv3-128 conv3-128	conv3-128 conv3-128	conv3-128 conv3-128
maxpool					
conv3-256 conv3-256	conv3-256 conv3-256	conv3-256 conv3-256	conv3-256 conv3-256 conv1-256	conv3-256 conv3-256 conv3-256	conv3-256 conv3-256 conv3-256 conv3-256
maxpool					
conv3-512 conv3-512	conv3-512 conv3-512	conv3-512 conv3-512	conv3-512 conv3-512 conv1-512	conv3-512 conv3-512 conv3-512	conv3-512 conv3-512 conv3-512 conv3-512
maxpool					
conv3-512 conv3-512	conv3-512 conv3-512	conv3-512 conv3-512	conv3-512 conv3-512 conv1-512	conv3-512 conv3-512 conv3-512	conv3-512 conv3-512 conv3-512 conv3-512
maxpool					
FC-4096					
FC-4096					
FC-1000					
soft-max					

Рис. 11. Описание схемы сети VGG
Fig. 11. Description of the VGG network diagram

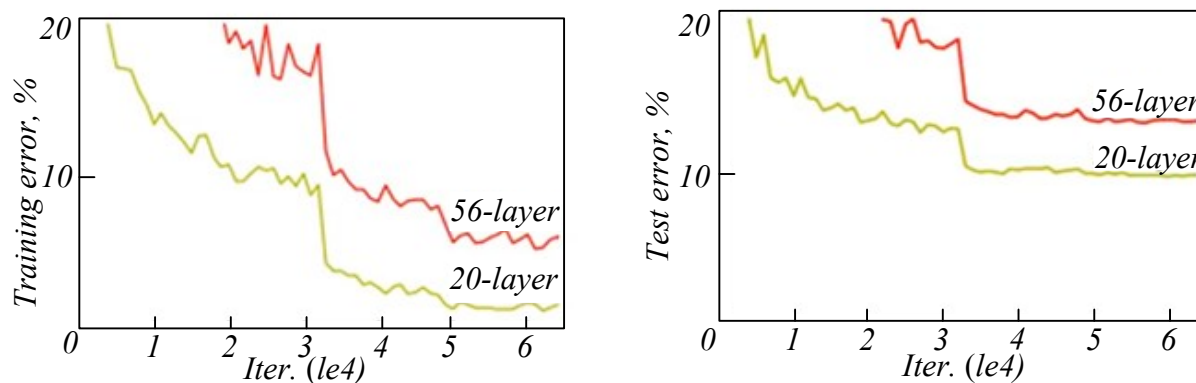


Рис. 12. График сравнения эффективности 20- и 56-слойных сетей
 Fig. 12. Graph comparing the efficiency of 20- and 56-layer networks

Было предложено несколько вариантов VGG (рис. 11), которые различаются количеством весов, в некоторых случаях количеством слоев и ядром свертки. Всего было около 140 000 000 параметров. Основной причиной пристального внимания служит то, что все слои очень схожи, почти как «кирпичи», что позволяет использовать снова и снова те же блоки в других моделях. При этом архитектура является очень простой в освоении и понимании, что также дает большие возможности для модификации под свои нужды [17]. Сеть VGG показала ошибку на наборе IMAGENET примерно 6 %.

Важной точкой является ResNet (Residual Connections Network) 2015 года. Одна из основных проблем сети VGG и подобных ей сетей: чем дальше, чем более глубокие сети применяются (с большим количеством слоев), тем большая выразительная емкость у этих сетей. То есть, они начали распознавать все более и более высокоуровневые признаки. Однако выяснилось, что чем больше сеть (например, в 56 слоев, как приведено на рис. 11), тем хуже она тренируется. Это не было связано напрямую с переобучением (сеть показывает удовлетворительный результат на тренировочном наборе, но плохой результат на валидационном) – такие сети тренируются плохо. Установлено, что 56-слойная сеть тренируется хуже, чем 20-слойная, хотя, казалось бы, чем больше выразительная сила, тем лучше должна тренироваться сеть. Проблема состояла в том, что в начале тренировки все слои весов заполняются случайными числами [18]. И если возникает ситуация, что какой-то из слоев не успел натренироваться, то он испортит показатели всем слоям, следующим за ним. Более того, во время обратного прохода от него пойдут некорректные градиенты в дальнейшие слои, что еще сильнее замедлит обучение. И чем больше слоев в сети, тем больше вероятность возникновения такого результата, из-

за чего сети с большим количеством слоев показывают себя хуже, как это видно на рис. 12.

В ходе решения этой проблемы возникла идея: необходимо упрощать тренировку. Было предложено не обучать каждый слой с нуля, а все, что пошло на вход слоя, передавать дальше (рис. 13). Единственным условием является возможность скорректировать данные значения: то есть слой предсказывает не напрямую выход, а его поправку (residual). Отсюда и название ResNet [18]. Слои в данных сетях вычисляют не все изображение на выходе, они отдают не весь выход. Вход «течет» на выход, а слой может его лишь поправить. Если раньше на входе был x , а на выходе $F(x)$, то теперь на входе x , а на выходе $F(x) + x$.

Оказалось, что такое изменение дает возможность обучать куда более глубокие сети, чем раньше. Обычно (рис. 14) берется архитектура VGG (нижняя схема), в нее добавляется множество сверточных слоев (средняя схема) и после этого еще добавляются residual connections (верхняя схема).

В итоге на практике оказалось возможным тренировать сети глубиной до сотни слоев и больше. Была даже попытка обучить сеть глубиной в 1000 слоев, и все равно в итоге сеть смогла обучиться, пусть и эффективность данной модели получилась не слишком высокой [18].

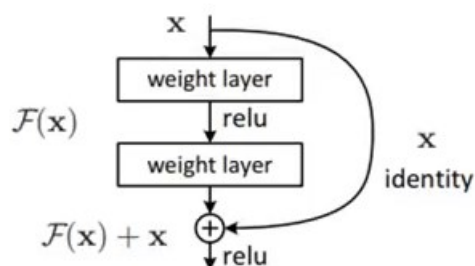


Рис. 13. Схема компонента ResNet
 Fig. 13. ResNet Component Diagram

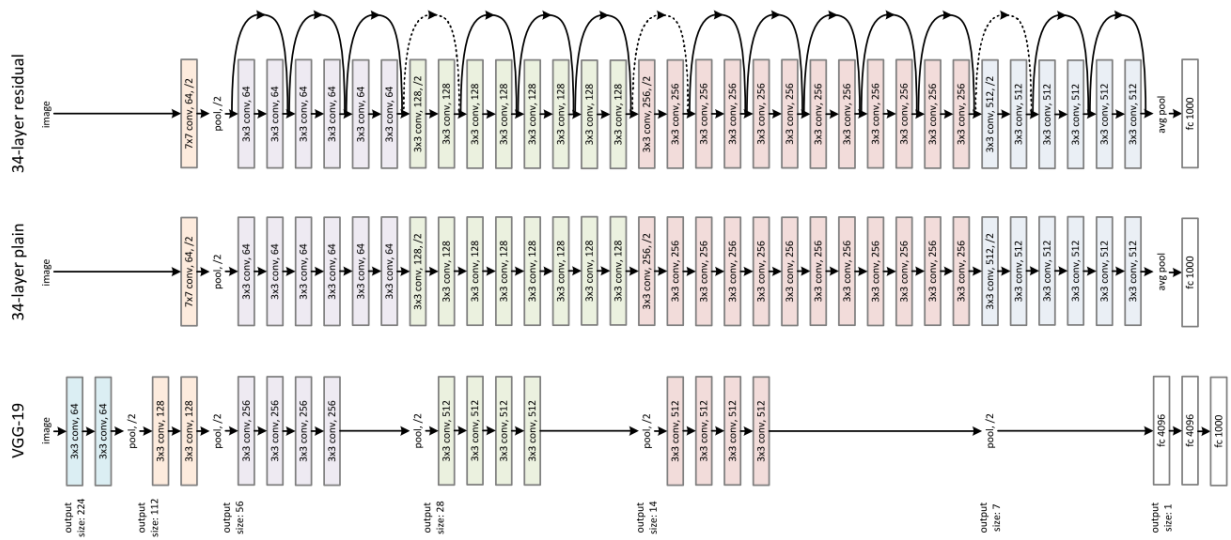


Рис. 14. Схема применения ResNet к VGG
 Fig. 14. Diagram of applying ResNet to VGG

Сравнительный анализ сетей и дополнительные способы повышения их эффективности

На рис. 15 приведены все упомянутые архитектуры с их подвидами. По горизонтальной шкале показано, насколько они вычислительно затратны; по вертикали приведен лучший результат; размер круга соответствует количеству входных параметров.

Важным моментом является подготовка изображений для обучения и использование различных полезных приемов. В ходе решения задачи может возникнуть такая ситуация, когда для обучения дано слишком малое количество изображений (10 – 100). Обучать с нуля на та-

ком количестве исходных данных невозможно (будет огромное переобучение). Для решения такой проблемы используется Transfer Learning: берется уже натренированная на схожей задаче сеть, все ее слои «замораживаются» (веса делаются неизменными) за исключением последнего. Этот последний слой, на котором и происходит выдача нейроном результата, меняется и обучается на желаемом наборе с использованием уже готовых весов замороженных слоев. То есть до этого сеть училась извлекать признаки из данных, что отражено в замороженных слоях, а теперь сеть должна научиться интерпретировать эти признаки [19, 20].

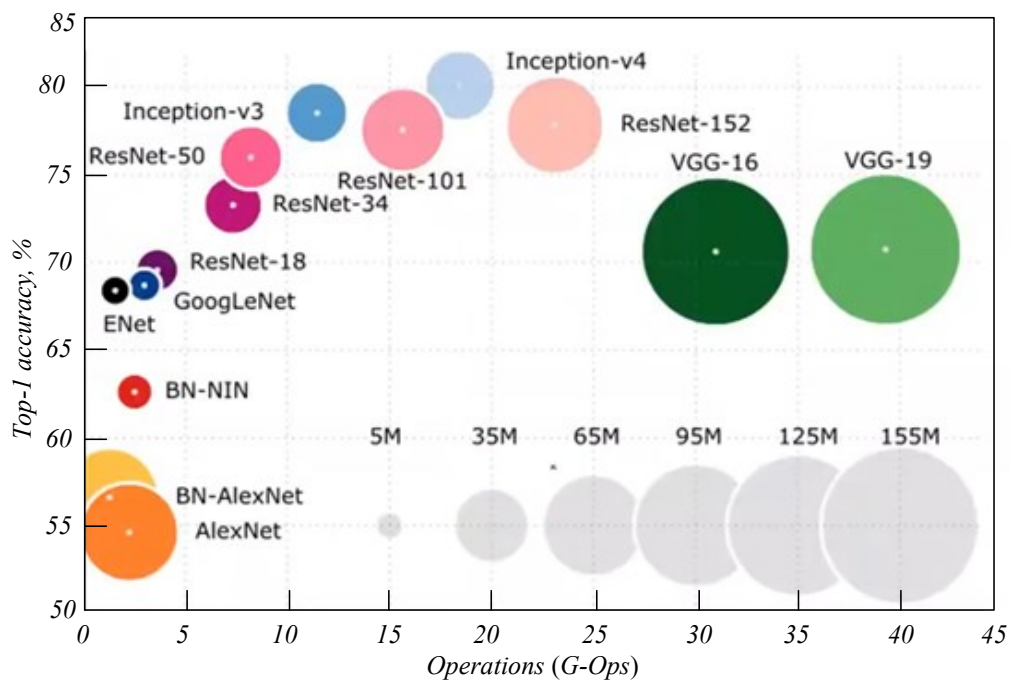


Рис. 15. Сравнительный график эффективности различных сетей
 Fig. 15. Comparative graph of the efficiency of various networks

Иногда бывают ситуации, когда данных чуть больше (примерно 1000 и больше). В таких случаях можно не замораживать всю сеть. Замораживаются первые слои, а последующие вполне обучаются, причем эти слои обучаются с разной скоростью обучения. Скажем, одной из тактик является применение весов, близких к последнему слою, с коэффициентом 0,1, а веса, лежащие между замороженными слоями и уменьшенными в 0,1 раз, применяются с коэффициентом 0,01. Точные цифры и соотношение заморозки слоев определяются экспериментально в зависимости от задачи.

Основная причина, почему Transfer Learning и заморозка слоев работает, состоит в том, что по определению сверточной сети первые слои отвечают за распознавание самых базовых признаков: черточек, точек, прочих примитивных фигур [19]. Эти примитивы встречаются почти в любом изображении.

Выводы

Рассмотрено текущее состояние области задач искусственного интеллекта. Особенность указанных задач состоит в том, что, как только они будут решены, они переходят в разряд задач обычного вычисления.

Приведено определение машинного обучения в целом и «обучения с учителем» в частности. Описана типовая задача распознавания образов.

Приведено определение сверточных нейронных сетей. Описана их структура и основные отличия от обычного перцептрона: наличие сверточных слоев и pooling-слоев.

Показана история развития сверточных нейросетей, их эволюция. Описаны методы, которые были использованы для повышения эффективности работы сетей, проведен сравнительный анализ сетей разной архитектуры.

Описана концепция Transfer Learning, которая позволяет использовать уже обученные на одной задаче сети для решения других задач.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Комашинский В.И. Нейронные сети и их применение в системах управления и связи. Москва: Горячая линия-Телеком, 2002. 94 с.
2. Киселева Т.В., Маслова Е.В., Бычков А.Г. Машинное обучение для решения задач распознавания образов. В кн.: Сборник трудов 50-ой Международной конференции по информационным технологиям в науке, образовании и управлении. Гурзуф, 2021. С. 19–24.
3. Киселева Т.В., Маслова Е.В., Бычков А.Г. Машинное обучение в задачах распознавания изображений // Информатизация и связь. 2021. № 8. С. 15–19.
4. Бычков А.Г., Киселева Т.В., Маслова Е.В. Методика оптимизации элементов нейронной сети на примере перцептрона // Системы управления и информационные технологии. 2022. № 1 (87). С. 4–8. <https://doi.org/10.36622/VSTU.2022.88.1.001/>
5. Червяков Н.И. Применение нейронных сетей для задач прогнозирования и проблемы идентификации моделей прогнозирования // Нейрокомпьютеры: разработка и применение. 2003. № 10. С. 11–14.
6. Круглов В.В. Искусственные нейронные сети. Теория и практика. Москва: Горячая линия-Телеком, 2001. 382 с.
7. Хайкин С. Нейронные сети. Полный курс / Пер. с англ. Москва: ИД «Вильямс», 2006. 1104 с.
8. Николенко С. Глубокое обучение. Санкт-Петербург: Питер, 2018. 480 с.
9. Бычков А.Г., Киселева Т.В., Маслова Е.В. Использование сегментации в сверточных нейронных сетях для повышения точности // Системы управления и информационные технологии. 2022. № 3 (89). С. 7–10. <https://doi.org/10.36622/VSTU.2022.88.3.003/>
10. LeCun Y., Boser B., Denker J.S., Henderson D., Howard R.E., Hubbard W., Jackel L.D. Backpropagation applied to handwritten zip code recognition // Neural Computation. 1989. Vol. 1 (4). P. 541–551.
11. LeCun Y. Generalization and network design strategies. In: Technical Report CRG-TR-89-4 Department of Computer Science, University of Toronto, 1989. P. 1276–1289.
12. LeCun Y., Boser B., Denker J.S., Henderson D., Howard R.E., Hubbard W., Jackel L.D. Handwritten digit recognition with a backpropagation network. In: Advances in Neural Information Processing Systems 2 (NIPS 89). 1990. P. 1008–1019.
13. LeCun Y., Bottou L., Bengio Y., Haffner P. Gradient-based learning applied to document recognition // Proceedings of the IEEE. 1998. Vol. 86 (11). P. 2278–2324.
14. Chellapilla K., Puri S., Simard P. High Performance Convolutional Neural Networks for Document Processing. In: Tenth International Workshop on Frontiers in Handwriting Recognition. Guy L. ed. Suvisoft. 2006. P. 2877–2889.
15. Krizhevsky A., Sutskever I., Hinton G.E. Imagenet classification with deep convolutional neural networks. In: Advances in neural information processing systems. 2012. P. 1097–1105.

16. Shelhammer L.E., Darrell T. Fully convolutional networks for semantic segmentation. In: *The IEEE Conf. On Computer Vision and Pattern Recognition (CVPR)*. 2015. P. 3431–3440.
17. Badrinarayanan V., Kendall A., Cipolla R. SegNet: A deep convolutional encoder-decoder architecture for image segmentation // *ArXiv*. 2015. Vol. 1511. Article 00561. <https://doi.org/10.48550/arXiv.1511.00561/>
18. Ronneberger O., Fischer P., Brox T. U-net: convolutional networks for biomedical image segmentation. In: *Proc. Med. Image Comput. Comput.-Assisted Intervention*. 2015. P. 234–241.
19. Iglovikov V., Shvets A. TerausNet: U-net with vgg11 encoder pre-trained on imagenet for image segmentation // *ArXiv*. 2018. Vol. 1801. Article 05746.
20. Santos J., Ferro E., Orozco J., Cayssials R. A heuristic approach to the multitask-multiprocessor assignment problem using the empty-slots method and rate monotonic scheduling // *J. of Real-Time Systems*. 1997. Vol. 13 (2). P. 167–199.
9. Bychkov A.G., Kiseleva T.V., Maslova E.V. Using segmentation in convolutional neural networks to improve accuracy. *Management systems and information technologies*. 2022, no. 3 (89), pp. 7–10. (In Russ). <https://doi.org/10.36622/VSTU.2022.88.3.003/>
10. LeCun Y., Boser B., Denker J.S., Henderson D., Howard R.E., Hubbard W., Jackel L.D. Backpropagation applied to handwritten zip code recognition. *Neural Computation*. 1989, vol. 1 (4), pp. 541–551.
11. LeCun Y. Generalization and network design strategies. In: *Technical Report CRG-TR-89-4 Department of Computer Science*, University of Toronto, 1989, pp. 1276–1289.
12. LeCun Y., Boser B., Denker J.S., Henderson D., Howard R.E., Hubbard W., Jackel L.D. Handwritten digit recognition with a back-propagation network. In: *Advances in Neural Information Processing Systems 2 (NIPS 89)*. 1990, pp. 1008–1019.
13. LeCun Y., Bottou L., Bengio Y., Haffner P. Gradient-based learning applied to document recognition. *Proceedings of the IEEE*. 1998, vol. 86 (11), pp. 2278–2324.
14. Chellapilla K., Puri S., Simard P. High Performance Convolutional Neural Networks for Document Processing. In: *Tenth International Workshop on Frontiers in Handwriting Recognition*. Guy L. ed. Suvisoft. 2006, pp. 2877–2889.
15. Krizhevsky A., Sutskever I., Hinton G.E. Imagenet classification with deep convolutional neural networks. In: *Advances in neural information processing systems*. 2012, pp. 1097–1105.
16. Shelhammer L.E., Darrell T. Fully convolutional networks for semantic segmentation. In: *The IEEE Conf. On Computer Vision and Pattern Recognition (CVPR)*. 2015, pp. 3431–3440.
17. Badrinarayanan V., Kendall A., Cipolla R. SegNet: A deep convolutional encoder-decoder architecture for image segmentation. *ArXiv*. 2015, vol. 1511, article 00561. <https://doi.org/10.48550/arXiv.1511.00561/>
18. Ronneberger O., Fischer P., Brox T. U-net: convolutional networks for biomedical image segmentation. In: *Proc. Med. Image Comput. Comput.-Assisted Intervention*. 2015, pp. 234–241.
19. Iglovikov V., Shvets A. TerausNet: U-net with vgg11 encoder pre-trained on imagenet for image segmentation. *ArXiv*. 2018, vol. 1801, article 05746.
20. Santos J., Ferro E., Orozco J., Cayssials R. A heuristic approach to the multitask-multiprocessor assignment problem using the empty-slots method and rate monotonic sched-

REFERENCES

1. Komashinskii V.I. *Neural networks and their application in control and communication systems*. Moscow: Hotline-Telecom, 2002, 94 p. (In Russ).
2. Kiseleva T.V., Maslova E.V., Bychkov A.G. Machine learning for solving image recognition problems. In: *Proceedings of the 50th International Conference on Information Technologies in Science, Education and Management*. Gurzuf, 2021, pp. 19–24. (In Russ).
3. Kiseleva T.V., Maslova E.V., Bychkov A.G. Machine learning in image recognition tasks. *Informating and communication*. 2021, no. 8, pp. 15–19. (In Russ).
4. Bychkov A.G., Kiseleva T.V., Maslova E.V. Methods of optimization of neural network elements by the example of a perceptron. *Management systems and information technologies*. 2022, no. 1 (87), pp. 4–8. (In Russ). <https://doi.org/10.36622/VSTU.2022.88.1.001/>
5. Chervyakov N.I. Application of neural networks for forecasting tasks and problems of identification of forecasting models. *Neurocomputers: development and application*. 2003, no. 10, pp. 11–14. (In Russ).
6. Kruglov V.V. *Artificial neural networks. Theory and practice*. Moscow: Hotline-Telecom, 2001, 382 p. (In Russ).
7. Khaikin S. *Neural networks. Full course*. Moscow: Williams Publishing House, 2006, 1104 p. (In Russ).
8. Nikolenko S. *Deep learning*. Sankt-Peterburg: Piter, 2018, 480 p. (In Russ).

uling. *J. of Real-Time Systems*. 1997, vol. 13 (2), pp. 167–199.

Сведения об авторах

Александр Григорьевич Бычков, аспирант кафедры прикладных информационных технологий и программирования, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-0258-4807

E-mail: aleksds1@yandex.ru

Тамара Васильевна Киселёва, д.т.н., профессор кафедры прикладных информационных технологий и программирования, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-1120-029X

E-mail: kis@siu.sibsiu.ru

Елена Владимировна Маслова, к.т.н., доцент кафедры прикладных информационных технологий и программирования, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0001-9697-523X

E-mail: Elenamaslova1805@yandex.ru

Information about the authors

Alexander G. Bychkov, Postgraduate of Department of Applied Information Technologies and Programming, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0003-0258-4807

E-mail: aleksds1@yandex.ru

Tamara V. Kiseleva, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Department of Applied Information Technologies and Programming, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-1120-029X

E-mail: kis@siu.sibsiu.ru

Elena V. Maslova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Department of Applied Information Technologies and Programming, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0001-9697-523X

E-mail: Elenamaslova1805@yandex.ru

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 21.07.2022

После доработки 09.02.2023

Принята к публикации 13.02.2022

Received 21.07.2022

Revised 09.02.2023

Accepted 13.02.2022

Оригинальная статья

УДК 667.017: 533.9:536.71:546.36

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-1(43)-50-58

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК ЦИНКА НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ ТЕПЛОЕМОСТИ И ИЗМЕНЕНИЯ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ ФУНКЦИЙ СВИНЦОВО-СУРЬМЯНОГО СПЛАВА ССуЗ

© 2023 г. И. Н. Ганиев¹, М. С. Аминбекова¹, Х. П. Наврузов¹, Б. Б. Эшов², М. М. Муллоева²

¹Институт химии им. В.И. Никитина НАН Таджикистана (734063, Республика Таджикистан, Душанбе, ул. Айни, 299/2)

²Центр по исследованию инновационных технологий НАН Таджикистана (734063, Республика Таджикистан, Душанбе, ул. Айни, 299/3)

Аннотация. Сплавы на основе свинца обладают высокой теплопроводностью и соответствуют предъявляемым потребителями требованиям по ударным нагрузкам. Некоторые изделия из сплавов на основе свинца имеют однородную зернистую структуру, поэтому их можно использовать при больших нагрузках и низких постоянных скоростях. Важнейшими физическими характеристиками свинцовых сплавов являются теплоемкость и термодинамические функции. Термодинамические и теплофизические свойства свинца и его сплавов – предмет многочисленных экспериментальных и теоретических исследований. Имеющиеся экспериментальные данные включают измерения теплоемкости, энтальпии, энтропии и энергии Гиббса при нормальном давлении в диапазоне температур 298,15 – 550 К. В настоящей работе удельная теплоемкость и термодинамические функции свинцово-сурьмяного сплава ССуЗ, легированного цинком, определялись в режиме «охлаждения» по известной теплоемкости эталонного образца из свинца марки С00. Путем обработки кривых скоростей охлаждения образцов из сплава ССуЗ с цинком и эталона получены полиномы, описывающие их скорости охлаждения. С использованием скорости охлаждения исследуемых образцов и эталона и их массы рассчитана удельная теплоемкость свинцово-сурьмяного сплава ССуЗ с цинком в зависимости от температуры. Показано, что с ростом температуры и содержания цинка теплоемкость, энтальпия и энтропия сплавов растут, а значение энергии Гиббса уменьшается. При увеличении содержания цинка теплоемкость и энергия Гиббса сплавов увеличиваются. Добавки цинка незначительно влияют на изменения энтальпии и энтропии сплава ССуЗ.

Ключевые слова: свинцово-сурьмяный сплав, цинк, теплоемкость, коэффициент теплоотдачи, энтальпия, энтропия, энергия Гиббса, температурная зависимость

Для цитирования: Ганиев И.Н., Аминбекова М.С., Наврузов Х.П., Эшов Б.Б., Муллоева М.М. Влияние добавок цинка на температурную зависимость теплоемкости и изменения термодинамических функций свинцово-сурьмяного сплава ССуЗ // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 1 (43). С. 50–58. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-50-58](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-50-58)

Original article

INFLUENCE OF ZINC ADDITIVES ON THE TEMPERATURE DEPENDENCE OF HEAT CAPACITY AND CHANGES IN THERMODYNAMIC FUNCTIONS OF LEAD-ANTIMONY ALLOY CCU3

© 2023 I. N. Ganiev¹, M. S. Aminbekova¹, H. P. Navruzov¹, B. B. Eshov², N. M. Mulloeva²

¹V.I. Nikitin Institute of Chemistry of the National Academy of Sciences of Tajikistan (299/2, Aini str., Dushanbe, 734063, Republic of Tajikistan)

²State Scientific Institution “Center for Innovation Development of Science and New Technologies” of the Academy of Sciences of the Republic of Tajikistan (299/3, Aini str., Dushanbe, 734063, Republic of Tajikistan)

Abstract. The lead-based alloy has a high thermal conductivity and meets the requirements for shock loads imposed by consumers. Some lead-based alloy products have a uniform granular structure, so they can be used at high loads at low constant speeds. The most important physical characteristics of a lead alloy are the heat capacity and thermodynamic functions. The thermodynamic and thermophysical properties of lead and its alloys are the subject of numerous experimental and theoretical studies. Available experimental data include measurements of heat capacity, enthalpy, entropy and Gibbs energy at normal pressure in the temperature range of 298.15 – 550 K. In the present work, the specific heat capacity and thermodynamic functions of the lead-antimony alloy CCu3 doped with zinc were determined in the "cooling" mode by the known heat capacity of the reference sample made of lead grade C00. By working out the curves of the cooling rates of samples from the alloy SSu3 with zinc and the reference, polynomials describing their cooling rates were obtained. Using the cooling rate of the studied samples and the standard and their mass, the specific heat capacity of the lead-antimony alloy CCu3 with zinc was calculated depending on the temperature. It is shown that with increasing temperature and zinc content, the heat capacity, enthalpy and entropy of alloys increase, and the Gibbs energy value decreases. With an increase in the zinc content, the heat capacity and Gibbs energy of the alloys increase. Zinc additives have a negligible effect on changes in the enthalpy and entropy of the CCu3 alloy.

Keywords: lead-antimony alloy, zinc, heat capacity, heat transfer coefficient, enthalpy, entropy, Gibbs energy, temperature dependence

For citation: Ganiev I.N., Aminbekova M.S., Navruzov H.P., Eshov B.B. Mulloeva M.M. The effect of zinc additives on the temperature dependence of the heat capacity and changes in the thermodynamic functions of the lead-antimony alloy CCu3. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no. 1 (43), pp. 50–58. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-50-58](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-50-58)

Введение

Свинец в сравнении с другими металлами обладает малой химической активностью и высокой коррозионной стойкостью. К недостаткам свинцовых оболочек, выполняемых из свинца при общем количестве примесей до 0,1 %, в первую очередь следует отнести низкие механическую прочность, вибростойкость и сопротивление ползучести [1 – 3]. Для повышения вибростойкости оболочек наиболее эффективным является применение не технического чистого свинца, а его сплавов. Введение легирующих элементов (сурьмы, олова, кадмия, теллура, мышьяка и др.), образующих различные химические соединения и твердые растворы, существенно улучшает механические и антикоррозионные свойства свинцовых сплавов [4 – 8].

Сплавы свинца с сурьмой обычно применяют для оболочек кабелей и пластин электрических аккумуляторов, используют при производстве пуль и типографского шрифта, а сплавы свинца с сурьмой и оловом – для фигурного литья и изготовления подшипников. Основным материалом для оболочек кабелей из свинцовых сплавов является технически чистый свинец [9]. Металлическая оболочка кабелей, выполняемая из свинцового сплава, должна обеспечивать герметичность и должна быть вибростойкой (то есть не разрушаться под воздействием вибрации в процессе эксплуатации в скважине); сохранять стабильную структуру и механические свойства при нагревании; иметь достаточно высокое сопротив-

ление ползучести (то есть не деформироваться под действием хоть и небольших, но длительных нагрузок); обеспечивать срок службы (то есть срок сохранения всех ее основных свойств) не менее срока службы кабеля в целом [10].

Теория метода и схема установки для определения теплоемкости сплавов

Существует много методов измерения теплоемкости твердого тела. В настоящей работе используется метод сравнения кривых охлаждения эталонного и исследуемого образцов. Исследуемый образец нагревают до температуры, превышающей температуру окружающей среды, после чего охлаждают. Скорость охлаждения зависит от теплоемкости материала образца. Сравнивая кривые охлаждения (термограммы – зависимости температуры от времени) двух образцов, один из которых служит эталоном с известной теплоемкостью, можно определить теплоемкость другого [11 – 16].

Физические основы предлагаемого метода измерения состоят в следующем. Охлаждение образцов обусловлено тремя механизмами теплопередачи: теплопроводностью окружающей среды, конвекцией и излучением. Для первых двух процессов с хорошей точностью можно считать, что тепловой поток от нагретого тела (J) пропорционален разности между температурой поверхности образца T и температурой окружающей среды T_0 (закон Ньютона–Рихмана):

$$J = \alpha(T - T_0). \quad (1)$$

Коэффициент теплоотдачи α зависит от большого количества параметров и для него невозможно дать общую формулу, поэтому на практике коэффициент теплоотдачи определяется экспериментально.

Тепловой поток за счет излучения имеет качественно иную зависимость от температуры (закон Стефана–Больцмана):

$$J = \sigma \varepsilon S (T^4 - T_0^4), \quad (2)$$

где $\sigma = 5,67 \cdot 10^{-8} \text{ Вт} \cdot \text{м}^2 \cdot \text{К}^{-4}$ – постоянная Стефана–Больцмана; ε – коэффициент поглощения; S – площадь поверхности тела.

Лишь при небольшой разности температур $(T - T_0)$ приближенная зависимость определения теплового потока за счет излучения сводится к виду

$$J = 4\sigma \varepsilon S T_0^3 (T - T_0). \quad (3)$$

Если не учитывать излучение и считать, что теплоемкость и коэффициент теплоотдачи постоянны, а окружающая среда бесконечна и однородна, то при охлаждении температура тела будет спадать по экспоненте. Действительно, уравнение теплового баланса

$$\delta Q = -J dt \quad (4)$$

в данном случае имеет вид

$$C_p^0 m dT = -\alpha(T - T_0) dt, \quad (5)$$

где C_p^0 – удельная теплоемкость тела; m – масса тела.

Решением этого уравнения является

$$T(t) = (T_1 - T_0)e^{-t/\tau} + T_0, \quad (6)$$

где T_1 – начальная температура; $\tau = mc/\alpha$ – время тепловой релаксации.

Таким образом, если выполняются все указанные выше условия, то теплоемкость материала образца можно определить по термограмме по параметру релаксации τ . Однако, поскольку величина α не известна, измерения нужно вести параллельно с эталонным образцом с известной

теплоемкостью и тех же размеров, чтобы условия охлаждения у образцов были идентичны. Если коэффициент α у образцов одинаков, то теплоемкость измеряемого материала C_x можно найти по формуле

$$C_x^0 = C_p^0 \frac{m_p \tau_x}{m_x \tau_p}, \quad (7)$$

где C_x^0 – теплоемкость эталонного материала; m_x и m_p – массы исследуемого и эталонного образцов;

$\tau_x = \left(\frac{dT}{dt}\right)_2$ и $\tau_p = \left(\frac{dT}{dt}\right)_1$ – скорости охлаждения образцов из эталона и исследуемых сплавов.

Этот метод предполагает: постоянство значений C_x и C_p , а также коэффициента α при изменении температуры; охлаждение в бесконечной среде; температуры образцов, при которых излучением можно пренебречь по сравнению с теплопроводностью и конвекцией. Несоблюдение любого из данных условий нарушает экспоненциальный ход кривой охлаждения.

Разумеется, учет зависимостей C_x и C_p от температуры можно выполнить, разбив термограмму на узкие интервалы температур, в которых теплоемкости и коэффициент α можно считать постоянными, найдя для каждого интервала свои скорости охлаждения $\tau_x(T)$ и $\tau_p(T)$, которые и использовать для расчета значения $C_x(T)$. В настоящей работе определяются средние теплоемкости по всему измеряемому интервалу температур. Коэффициенты теплопередачи α для всех образцов предполагаются одинаковыми.

Для определения скорости охлаждения τ_p и τ_x строят кривые охлаждения эталона и исследуемых образцов. Кривая охлаждения представляет собой зависимость температуры образца от времени при охлаждении его в неподвижном воздухе.

Измерение теплоемкости проводилось по методике, приведенной в работах [17 – 20]. Схема установки для измерения теплоемкости сплавов представлена на рис. 1 и включает следующие узлы: электропечь 3, смонтированную на стойке 6, по которой она может перемещаться вверх и вниз. Образец 4 и эталон 5 (также могут перемещаться) представляют собой цилиндры длиной 30 мм и диаметром 16 мм с высверленными каналами с одного конца, в которые вставлены термопары. Концы термопар 7 – 9 подведены к цифровому термометру «Digital Multimeter DI9208L».

Электропечь запускается через лабораторный автотрансформатор (ЛАТР) 1 при установке нужной температуры с помощью терморегуля-

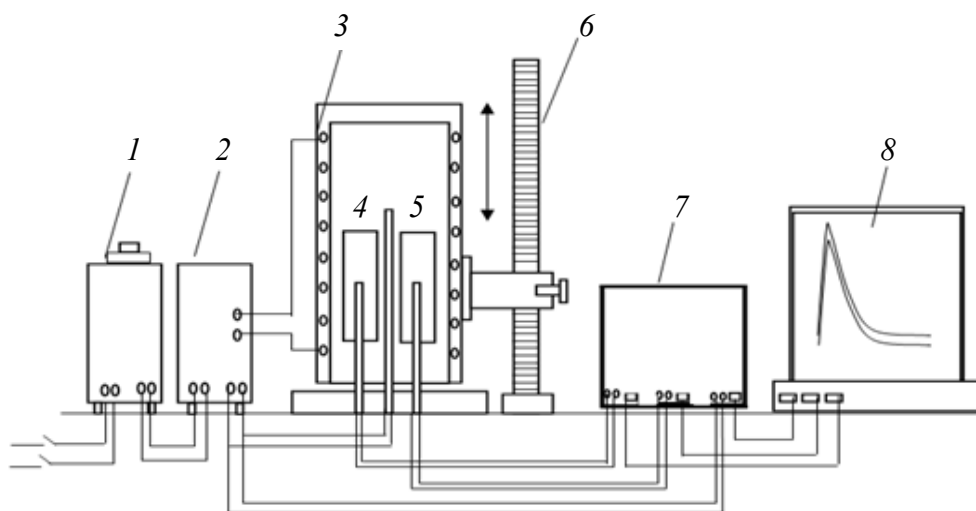


Рис. 1. Установка для определения теплоемкости твердых тел в режиме «охлаждения»:
 1 – автотрансформатор; 2 – терморегулятор; 3 – электропечь; 4 – образец; 5 – эталон; 6 – стойка электропечи;
 7 – многоканальный цифровой термометр; 8 – регистрирующий прибор (компьютер)

Fig. 1. Installation for determining the heat capacity of solids in the "cooling" mode:
 1 – autotransformer; 2 – thermostat; 3 – electric furnace; 4 – sample; 5 – standard; 6 – electric furnace rack;
 7 – multichannel digital thermometer; 8 – recording device (computer)

тора 2. По показаниям цифровых термометров фиксируется значение начальной температуры. При помещении образца и эталона в электропечь осуществляется их нагрев до нужной температуры, при этом температура контролируется по показаниям цифровых термометров на компьютере 10. Образец и эталон одновременно вынимаются из электропечи и с этого момента фиксируется температура. Показания цифрового термометра фиксируются на компьютер через каждые 10 с до охлаждения образца и эталона до температуры ниже 35 °С.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Теплоемкость свинцово-сурьмяного сплава CCu_3 с цинком измеряли в режиме «охлаждения». Обработку результатов измерений и построение графиков проводили с помощью программ MS Excel и Sigma Plot. Значение коэффициента корреляции ($R_{\text{корр}} \geq 0,9984$) подтверждает правильность выбора аппроксимирующей функции. Экспериментально полученные кривые охлаждения образцов из свинцово-сурьмяного сплава CCu_3 с цинком представлены на рис. 2, а. Полученные зависимости темпера-

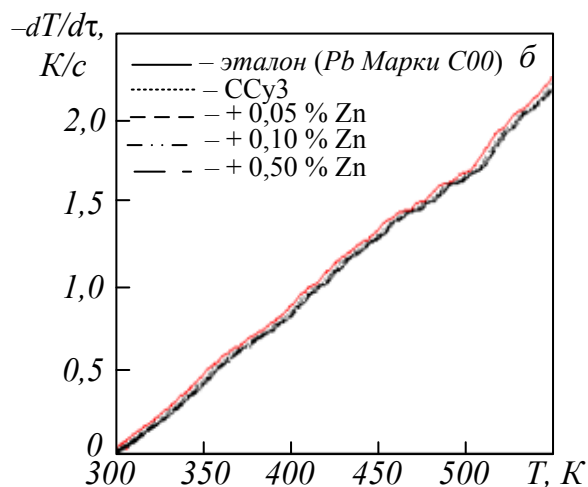
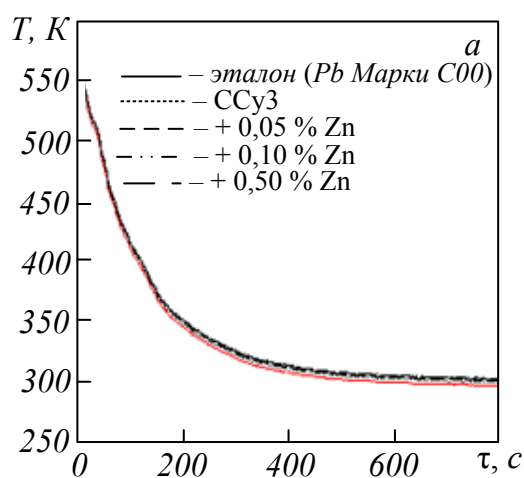


Рис. 2. Зависимости температуры от времени охлаждения (а) и скорости охлаждения от температуры (б) для образцов из свинцово-сурьмяного сплава CCu_3 с разным количеством цинка и эталона (Pb марки C00):

1 – эталон; 2 – сплав CCu_3 ; 3 – 5 – свинцово-сурьмяный сплав с содержанием 0,05, 0,10 и 0,50 % Zn

Fig. 2. Temperature dependences on cooling time (a) and cooling rate on temperature (b) for samples of lead-antimony alloy CCu_3 with different amounts of zinc and standard (Pb grade C00):

1 – standard; 2 – alloy CCu_3 ; 3 – 5 – lead-antimony alloy with a content of 0.05, 0.10 and 0.50 % Zn

Значения коэффициентов a, b, p, k, ab, pk в уравнении (9) для свинцово-сурьмяного сплава ССу3, легированного цинком, и эталона (Pb марки С00)
The values of the coefficients a, b, p, k, ab, pk in equation (9) for lead-antimony ССу3 alloy alloyed with zinc and the reference (Pb grade С00)

Содержание цинка в сплаве, %	a, K	$b \cdot 10^{-3}, c^{-1}$	p, K	$k \cdot 10^{-5}, c^{-1}$	$ab \cdot 10^{-2}, K \cdot c^{-1}$	$pk \cdot 10^{-3}, K \cdot c^{-1}$
ССу3	264,43	8,87	305,18	0,280	0,23	8,59
0,05	264,44	8,87	307,68	0,280	0,23	8,59
0,10	264,44	8,87	309,18	0,270	0,23	8,60
0,50	264,44	8,87	306,48	0,028	0,23	8,59
Эталон	264,43	8,86	302,18	0,028	0,23	8,59

туры от времени охлаждения для образцов из сплавов описываются уравнением вида

$$T = ae^{-bt} + pe^{-kt}. \quad (8)$$

Кривые зависимости скорости охлаждения от температуры для образцов из свинцово-сурьмяного сплава ССу3, легированного цинком, представлены на рис. 2, б.

Дифференцируя зависимость (8) по t , получаем уравнение для определения скорости охлаждения сплавов

$$\frac{dT}{dt} = -abe^{-bt} - pke^{-kt}. \quad (9)$$

Значения коэффициентов a, b, p, k, ab, pk в уравнении (9) для исследованных сплавов приведены в табл. 1.

По рассчитанным значениям скорости охлаждения образцов из сплавов и эталона по уравнению (7) была вычислена удельная теплоемкость сплава ССу3 с цинком, которая представлена в табл. 2 и на рис. 3, а. С ростом содержания цинка в сплаве ССу3 и температуры теплоемкость сплавов увеличивается. Для свинцово-

сурьмяного сплава ССу3, легированного цинком, температурная зависимость коэффициента теплоотдачи показана на рис. 3, б. Добавки цинка незначительно влияют на коэффициент теплоотдачи исходного сплава.

Результаты расчета показывают, что температурная зависимость удельной теплоемкости свинцово-сурьмяного сплава ССу3, легированного цинком, и эталона (Pb марки С00) описываются уравнением вида

$$C_{p_0}^0 = a + bT + cT^2 + dT^3 \quad (10)$$

Значения коэффициентов в уравнении (10) представлены в табл. 3.

Используя вычисленные данные по теплоемкости свинцово-сурьмяного сплава ССу3, легированного цинком, и экспериментально полученные скорости охлаждения образцов, был рассчитан коэффициент теплоотдачи (рис. 3, б) для сплавов и эталона (Pb марки С00) по следующей формуле:

$$\alpha = \frac{C_p^0 m \frac{dT}{dt}}{(T - T_0)S}. \quad (11)$$

Температурная зависимость удельной теплоемкости свинцово-сурьмяного сплава ССу3, легированного цинком, и эталона (Pb марки С00)
Temperature dependence of the specific heat capacity of lead-antimony ССу3 alloy alloyed with zinc and the standard (Pb grade С00)

Содержание цинка в сплаве, %	Удельная теплоемкость, Дж/(кг·К), при T, K					
	300	350	400	450	500	550
ССу3	131,57	141,38	146,19	148,29	149,93	153,41
0,05	131,65	142,44	148,07	150,91	153,33	157,69
0,10	132,02	142,79	148,48	151,40	153,86	158,17
0,50	132,12	142,90	148,58	151,54	154,16	158,83
Эталон	127,50	130,23	132,80	135,24	137,60	139,91

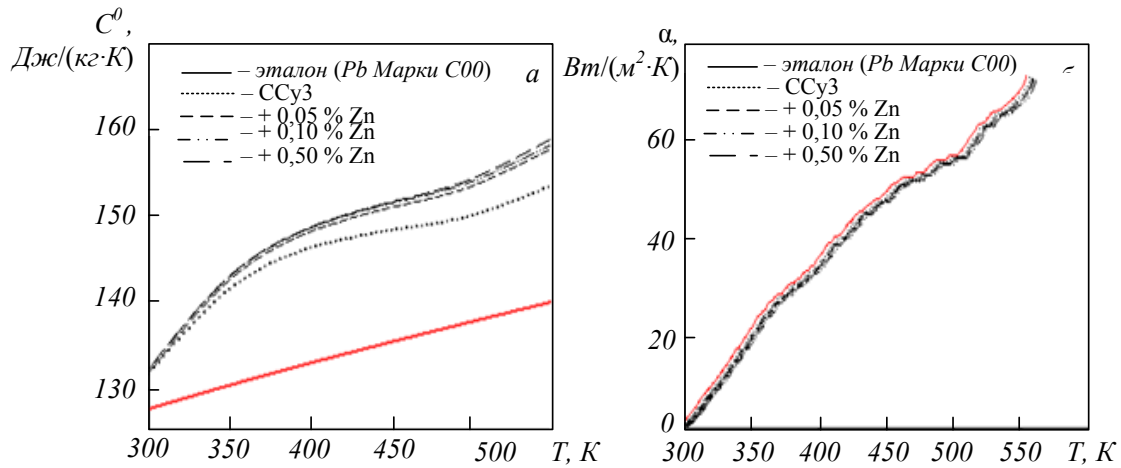


Рис. 3. Температурная зависимость удельной теплоемкости (а) и коэффициента теплоотдачи (б) свинцово-сурьмяного сплава ССu3, легированного цинком, и эталона (Pb марки С00):

1 – эталон; 2 – сплав ССu3; 3 – 5 – свинцово-сурьмяный сплав с содержанием 0,05, 0,10 и 0,50 % Zn

Fig. 3. Temperature dependence of specific heat capacity (a) and heat transfer coefficient (b) of lead-antimony alloy CCu3, alloyed with zinc, and standard (Pb grade C00):

1 – standard; 2 – alloy CCu3; 3 – 5 – lead-antimony alloy with a content of 0.05, 0.10 and 0.50 % Zn

Для расчета температурной зависимости изменений энтальпии, энтропии и энергии Гиббса сплава ССu3

$$[H^0(T) - H^0(T_0)] = a(T - T_0) + \frac{b}{2}(T^2 - T_0^2) + \frac{c}{3}(T - T_0^3) + \frac{d}{4}(T^4 - T_0^4); \quad (12)$$

$$[S^0(T) - S^0(T_0)] = a \ln \frac{T}{T_0} + b(T - T_0) + \frac{c}{2}(T^2 - T_0^2) + \frac{d}{3}(T^3 - T_0^3); \quad (13)$$

$$[G^0(T) - G^0(T_0)] = [H^0(T) - H^0(T_0)] - T[S^0(T) - S^0(T_0)]; \quad (14)$$

были использованы интегралы от удельной теплоемкости (уравнение (10)); $T_0 = 298,15$ К.

Результаты расчета температурных зависимостей изменений энтальпии, энтропии и энергии Гиббса для свинцово-сурьмяного сплава

ССu3 с цинком и эталона через 50 К представлены в табл. 4.

Изменения теплоемкости и термодинамических функций сплава ССu3 при легировании его цинком до 0,5 % объясняются происходящими структурными преобразованиями в результате такого процесса.

Выводы

В режиме «охлаждения» исследована температурная зависимость удельной теплоемкости свинцово-сурьмяного сплава ССu3, легированного цинком. В качестве эталона при исследованиях использован свинец марки С00 (99,99 % Pb).

Установлено, что с ростом температуры и содержания цинка теплоемкость сплава ССu3 увеличивается. Математической обработкой результатов исследования получен полином температурной зависимости теплоемкости сплавов. Коэффициент теплоотдачи сплавов с увеличением температуры растет, а с ростом количества легирующего компонента незначительно уменьшается.

Т а б л и ц а 3

Значения коэффициентов a, b, c, d в уравнении (10) для свинцово-сурьмяного сплава ССu3, легированного цинком, и эталона (Pb марки С00)

The values of the coefficients a, b, c, d in equation (10) for lead-antimony CCu3 alloy alloyed with zinc and the reference (Pb grade C00)

Содержание цинка в сплаве, %	a, Дж/(кг·К)	b, Дж/(кг·К ²)	c·10 ⁻³ , Дж/(кг·К ³)	d·10 ⁻⁵ , Дж/(кг·К ⁴)	Коэффициент корреляции R
ССu3	-159,3	1,9	4,18	0,303	0,9985
0,05	-174,1	2,0	4,35	0,316	0,9987
0,10	-168,6	2,0	4,25	0,308	0,9986
0,50	-173,3	2,0	4,36	0,318	0,9984
Эталон	105,6	0,1	0,08	0,005	1

Температурная зависимость изменений термодинамических функций свинцово-сурьмяного сплава ССу_3 , легированного цинком, и эталона (Pb марки С00)
Temperature dependence of changes in thermodynamic functions of lead-antimony CCu_3 alloy alloyed with zinc and the standard (Pb grade С00)

Содержание цинка в сплаве, %	Значение функции при T , К					
	300	350	400	450	500	550
	$[H^0(T) - H^0(T_0^*)]$, кДж/кг					
Сплав ССу_3	0,2462	7,2016	14,5480	22,0976	29,7763	37,6234
0,05	0,2430	7,1216	14,4009	21,8820	29,4848	37,2475
0,10	0,2437	7,1403	14,4387	21,9427	29,5717	37,3602
0,50	0,2439	7,1460	14,4496	21,9591	29,5983	37,4098
Эталон	0,2357	6,6798	13,2562	19,9577	26,7791	33,7169
	$[S^0(T) - S^0(T_0^*)]$, кДж/кг·К					
Сплав ССу_3	0,00082	0,02224	0,04186	0,05964	0,07582	0,09077
0,05	0,00081	0,02202	0,04151	0,05923	0,07539	0,09035
0,10	0,00081	0,02205	0,04154	0,05921	0,07528	0,09013
0,50	0,00081	0,02207	0,04157	0,05925	0,07535	0,09024
Эталон	0,00078	0,02065	0,03821	0,05399	0,06836	0,08158
	$[G^0(T) - G^0(T_0^*)]$, кДж/кг					
Сплав ССу_3	-0,00076	-0,58455	-2,19497	-4,73967	-8,13204	-12,3009
0,05	-0,00069	-0,58406	-2,20389	-4,77462	-8,21214	-12,4442
0,10	-0,00075	-0,57925	-2,17681	-4,70284	-8,0713	-12,2109
0,50	-0,00075	-0,57971	-2,17851	-4,70643	-8,07759	-12,2214
Эталон	-0,00073	-0,54769	-2,02751	-4,33911	-7,40333	-11,1565

Рассчитаны величины изменений энтальпии, энтропии и энергии Гиббса сплавов в зависимости от температуры и содержания в сплавах цинка. Показано, что с ростом температуры энтальпия и энтропия сплавов растут, а энергия Гиббса уменьшается. Добавки цинка до 0,5 % незначительно влияют на изменения термодинамических функций сплавов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Vasilevskii P.A., Moskalev S.A., Zheleznyak L.M., Golovanov S.A. Organization of high quality lead-antimony shot production // *Metallurgist*. 2015. Vol. 58. No. 9-10. P. 831–834.
- Garkushin G.V., Savinykh A.S., Razorenov S.V., Kanel' G.I., Ignatova O.N., Podurets A.M., Tkachenko M.I. Effect of thermal treatment on the hugoniot elastic limit and spall strength of the preeutectic Pb–2.77 % Sb alloy // *The Physics of Metals and Metallography*. 2020. Vol. 121. No. 11. P. 1119–1125.
- Liu H.T., Yang C.X., Liang H.H., Yang J., Zhou W.F. The mechanisms for the growth of the anodic Pb(II) oxides films formed on Pb-Sb and Pb-Sn alloys in sulfuric acid solution // *Journal of Power Sources*. 2002. Vol. 103. No. 2. P. 173–179. [https://doi.org/10.1016/S0378-7753\(01\)00839-4](https://doi.org/10.1016/S0378-7753(01)00839-4)
- Mansimova Sh.H., Mirzoeva R.J., Mashadiyeva L.F., Babanly M.B. Thermodynamic properties of lead-antimony selenides // *Applied Solid State Chemistry*. 2018. No. 4. P. 104–111. <https://doi.org/10.18572/2619-0141-2018-4-5-104-111>
- Rosalbino F., Scavino G., Carlini R., Zanicchi G. Microstructural characterization and corrosion behavior of lead, bismuth and antimony tellurides prepared by melting // *Journal of Alloys and Compounds*. 2013. Vol. 567. P. 26–32. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.03.071>
- Arkhipov P.A., Grishenkova O.V., Kholkina A.S. Thermodynamic characteristics of liquid metallic alloys containing lead, antimony and bismuth // *Journal of Molecular Liquids*. 2021. Vol. 335. P. 116–171. <https://doi.org/10.1016/j.molliq.2021.116071>
- Buongiorno J., Loewen E.P., Czerwinski K., Larson C. Studies of polonium removal from molten lead-bismuth for lead-alloy – cooled reactor applications // *Nuclear Technology*. 2004. Vol. 147. No. 3. P. 406–417. <https://doi.org/10.13182/NT04-A3539>
- Zhang S.T., Kong F.P., Muller R.H. Effect of ion implantation on the corrosion behavior of lead and a lead-antimony alloy // *Journal of the Electrochemical Society*. 1994. Vol. 141. No. 10. P. 2677–2681. <https://doi.org/10.3390/coatings10040313>
- Shiota M., Kameda T., Matsui K., Hirai N., Tanaka T. Electrochemical properties of lead dioxides formed on various lead alloy substrates // *Journal of Power Sources*. 2005. Vol. 144. No. 2. P. 358–364.

10. Li N. Lead-alloy coolant technology and materials – technology readiness level evaluation // *Progress in Nuclear Energy*. 2008. Vol. 50. No. 2-6. P. 140–151. <https://doi.org/10.1016/j.pnucene.2007.10.016>
11. Антонов Е.А., Соболев В.В. Определение удельной теплоемкости металлов методом охлаждения. Учебно-методическое пособие. Ижевск: ИжГТУ, 2015. 24 с.
12. Менлиев Ш., Гуллыева А., Спиридонов А. Определение теплоемкости металлов методами нагрева и охлаждения. В кн: Сборник научных трудов студентов. Элиста: КалмГУ, 2020. 119 – 121 с.
13. Ростокин В.И. Исследование зависимости теплоемкости металлов от температуры // *Физическое образование в ВУЗах*. 2011. Т. 17. № 3. С. 54–65.
14. Киров С.А., Козлов А.В., Салецкий А.М., Харрабадзе Д.Э. Измерение теплоемкости и теплоты плавления методом охлаждения. Учебное пособие. Москва: ООП Физический факультета МГУ им. М.В. Ломоносова, 2022. 26 с.
15. Тарсин А.В., Костерин К.С. Определение теплоемкости металлов методом охлаждения. Лабораторные занятия. Ухта: УГТУ, 2014. 98 с.
16. Рогачев Н.М., Гусева С.И. Определение удельной теплоемкости твердых тел. Метод. указания к лабор. работе № 1-23. Самара: СГАУ им. С.П. Королёва, 2012. 115 с.
17. Худойбердизода С.У., Ганиев И.Н., Отаджонов С.Э., Эшов Б.Б., Якубов У.Ш. Влияние меди на теплоемкость и изменения термодинамических функций свинца // *Теплофизика высоких температур*. 2021. Т. 59. № 1. С. 55–61. <https://doi.org/10.31857/S0040364421010099>
18. Ганиев И.Н., Муллоева Н.М., Обидов Ф.У., Иброхимов Н.Ф. Температурная зависимость теплоемкости и термодинамических функций сплавов системы Pb-Ca // *Теплофизика высоких температур*. 2014. Т. 52. № 1. С. 147–150. <https://doi.org/10.7868/S0040364414010098>
19. Наврузов Х.П., Ганиев И.Н., Амонулло Х., Эшов Б.Б., Муллоева Н.М. Влияние добавок кадмия на теплофизические свойства и термодинамические функции свинца // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова*. 2020. Т. 18. № 3. С. 42–49. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2020-18-3-42-49>
20. Ганиев И.Н., Ниёзов О.Х., Сафаров А.Г., Муллоева Н.М. Влияние стронция на теплоёмкость и изменение термодинамических функций свинцового сплава SSu_3 // *Известия Санкт-Петербургский государственной технической институт (технологический университет)*. 2018. № 47. С. 36–42.

REFERENCES

1. Vasilevskii P.A., Moskalev S.A., Zheleznyak L.M., Golovanov S.A. Organization of high quality lead-antimony shot production. *Metallurgist*. 2015, vol. 58, no. 9-10, pp. 831–834.
2. Garkushin G.V., Savinykh A.S., Razorenov S.V., Kanel' G.I., Ignatova O.N., Podurets A.M., Tkachenko M.I. Effect of thermal treatment on the hughoniot elastic limit and spall strength of the preeutectic Pb–2.77 % Sb alloy. *The Physics of Metals and Metallography*. 2020, vol. 121, no. 11, pp. 1119–1125
3. Liu H.T., Yang C.X., Liang H.H., Yang J., Zhou W.F. The mechanisms for the growth of the anodic Pb(II) oxides films formed on Pb-Sb and Pb-Sn alloys in sulfuric acid solution. *Journal of Power Sources*. 2002, vol. 103, no. 2, pp. 173–179. [https://doi.org/10.1016/S0378-7753\(01\)00839-4](https://doi.org/10.1016/S0378-7753(01)00839-4)
4. Mansimova Sh.H., Mirzoeva R.J., Mashadiyeva L.F., Babanly M.B. Thermodynamic properties of lead-antimony selenides. *Applied Solid State Chemistry*. 2018, no. 4, pp. 104–111. <https://doi.org/10.18572/2619-0141-2018-4-5-104-111>
5. Rosalbino F., Scavino G., Carlini R., Zanicchi G. Microstructural characterization and corrosion behavior of lead, bismuth and antimony tellurides prepared by melting. *Journal of Alloys and Compounds*. 2013, vol. 567, pp. 26–32. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.03.071>
6. Arkhipov P.A., Grishenkova O.V., Kholkina A.S. Thermodynamic characteristics of liquid metallic alloys containing lead, antimony and bismuth. *Journal of Molecular Liquids*. 2021, vol. 335, pp. 116–171. <https://doi.org/10.1016/j.molliq.2021.116071>
7. Buongiorno J., Loewen E.P., Czerwinski K., Larson C. Studies of polonium removal from molten lead-bismuth for lead-alloy – cooled reactor applications. *Nuclear Technology*. 2004, vol. 147, no. 3, pp. 406–417. <https://doi.org/10.13182/NT04-A3539>
8. Zhang S.T., Kong F.P., Muller R.H. Effect of ion implantation on the corrosion behavior of lead and a lead-antimony alloy. *Journal of the Electrochemical Society*. 1994, vol. 141, no. 10, pp. 2677–2681. <https://doi.org/10.3390/coatings10040313>
9. Shiota M., Kameda T., Matsui K., Hirai N., Tanaka T. Electrochemical properties of lead dioxides formed on various lead alloy substrates. *Journal of Power Sources*. 2005, vol. 144, no. 2, pp. 358–364.
10. Li N. Lead-alloy coolant technology and materials – technology readiness level evaluation. *Progress in*

- Nuclear Energy*. 2008, vol. 50, no. 2-6, pp. 140–151. <https://doi.org/10.1016/j.pnucene.2007.10.016>
11. Antonov E.A., Sobolev V.V. *Determination of specific heat capacity of metals by cooling. Educational and methodological manual*. Izhevsk: IzhGTU. 2015, 24 p. (In Russ).
 12. Menliev Sh., Gullyeva A., Spiridonov A. Determination of the heat capacity of metals by heating and cooling methods. In: *Collection of scientific works of students*. Elista: KalmSU. 2020, pp.119–121. (In Russ).
 13. Rostokin V.I. Study of the dependence of the heat capacity of metals on temperature. *Physical education in universities*. 2011, vol. 17, no. 3, pp. 54–65. (In Russ).
 14. Kirov S.A., Kozlov A.V., Saletsky A.M., Kharabadze D.E. *Measurement of heat capacity and heat of melting by cooling. Textbook*. Moscow: EPT Faculty of Physics, Lomonosov Moscow State University, 2022. 26 p. (In Russ).
 15. Tarsin A.V., Kosterin K.S. *Determination of the heat capacity of metals by cooling. Laboratory classes*. Ukhta: USTU, 2014. 98 p. (In Russ).
 16. Rogachev N.M., Guseva S.I. *Determination of the specific heat capacity of solids: Method. instructions to the lab. work no. 1-23*. Samara: SNRU named after S.P. Korolev, 2012. 115 p. (In Russ).
 17. Khudoiberdizoda S.U., Ganiev I.N., Otadzhonov S.E., Eshov B.B., Yakubov U.S. Influence of copper on heat capacity and changes in thermodynamic functions of lead. *Teplofizika vysokih temperatur*. 2021, vol. 59, no. 1, pp. 55–61. (In Russ). <https://doi.org/10.31857/S0040364421010099>
 18. Ganiev I.N., Mulloeva N.M., Obidov F.U., Ibrokhimov N.F. Temperature dependence of heat capacity and thermodynamic functions of alloys of the Pb–Ca system. *Teplofizika vysokih temperatur*. 2014, vol. 52, no. 1, pp. 147–150. (In Russ). <https://doi.org/10.7868/S0040364414010098>
 19. Navruzov H.P., Ganiev I.N., Amonullo Kh., Eshov B.B., Mulloeva N.M. Influence of cadmium additives on thermophysical properties and thermodynamic functions of lead. *Vestnik of Nosov Magnitogorsk Technical University*. 2020, vol. 18, no. 3, pp. 42–49. (In Russ). <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2020-18-3-42-49>
 20. Ganiev I.N., Niyozov O.Kh., Safarov A.G., Mulloeva N.M. Influence of strontium on heat capacity and change in thermodynamic functions of lead alloy SSu3. *Bulletin of the Saint Petersburg State Institute of Technology (Technical University)*. 2018, no. 47, pp. 36–42. (In Russ).

Сведения об авторах

Изатулло Наврузович Ганиев, д.х.н., профессор, академик Национальной академии наук Таджикистана, заве-

дующий лабораторией, Институт химии В.И. Никитина Национальной академии наук Таджикистана
E-mail: ganievizatullo48@gmail.com
ORCID: 0000-0002-2791-6508

Мукадас Сироджидиновна Аминбекова, докторант, Институт химии им. В.И. Никитина Национальной академии наук Таджикистана

Бахтиёр Бадалочик Эшов, д.т.н., доцент, директор, Центр исследования инновационных технологий при Национальной академии наук Таджикистана
E-mail: ishov1967@mail.ru
ORCID: 0000-0002-1145-1254

Нукра Мазабиевна Муллоева, к.х.н., заведующий лабораторией, Центр исследования инновационных технологий при Национальной академии наук Таджикистана
E-mail: mulloeva.1984@mail.ru
ORCID: 0000-0001-5201-5542

Хуршед Парвизович Наврузов, младший научный сотрудник, Институт химии им. В.И. Никитина Национальной академии наук Таджикистана

Information about authors

Izatullo N. Ganiev, Academician at NAST, Dr. Sci. (Chem.), professor, head of the laboratory, V.I. Nikitin Institute of Chemistry of the National Academy of Sciences of Tajikistan
E-mail: ganiev48@mail.ru
ORCID: 0000-0002-2791-6508

Mukadas Sirodzhidinovna Aminbekova, postdoctoral student, V.I. Nikitin Institute of Chemistry of the National Academy of Sciences of Tajikistan

Bakhtier B. Eshov, Dr. Sci. (Eng.), associate lecturer, director, State Scientific Institution “Center of Innovation Development of Science and New Technologies” of the Academy of Sciences of the Republic of Tajikistan
E-mail: ishov1967@mail.ru
ORCID: 0000-0002-1145-1254

Nukra M. Mulloeva, Cand. Sci. (Chem.), head of the laboratory, State Scientific Institution “Center of Innovation Development of Science and New Technologies” of the Academy of Sciences of the Republic of Tajikistan
E-mail: mulloeva.1984@mail.ru;
ORCID: 0000-0001-5201-5542

Khurshed Parvizovich Navruzov, junior researcher, V.I. Nikitin Institute of Chemistry of the National Academy of Sciences of Tajikistan

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
 The authors declare that there is no conflict of interest.*

Поступила в редакцию 09.12.2021
 После доработки 27.02.2023
 Принята к публикации 06.03.2023

Received 09.12.2021
 Revised 27.02.2023
 Accepted 06.03.2023

Оригинальная статья

УДК 66.094.55

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-1(43)-59-65

**МОРФОЛОГИЯ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ДИФфуЗИОННОГО БОРИДНОГО СЛОЯ
НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО АНАЛИЗА СТАЛИ 45**

© 2023 г. С. Г. Иванов¹, А. М. Гурьев^{1,2}, Б. Д. Лыгденов³, М. А. Гурьев¹

¹Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (Россия, 656038, Алтайский край, Барнаул, пр. Ленина, 46)

²Уханьский Текстильный университет (Китай, 430200, Провинция Хубэй, Ухань, Саншин авеню, 1)

³Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления (Россия, 670033, Респ. Бурятия, Улан-Удэ, ул. Ключевская 40В, стр. 1)

Аннотация. Химико-термическая обработка в целом и борирование являются высокоэффективными способами повышения ресурса работы рабочих органов и деталей машин (инструмента). При этом необходимо подбирать марки сталей, которые предпочтительно подвергать борированию в зависимости от поставленной цели. Для решения практических задач в целях контроля качества боридного диффузионного покрытия имеется потребность определения прочностных и морфологических характеристик боридного слоя и его фазового состава. Высокобористая фаза FeB имеет низкие эксплуатационные характеристики (высокая хрупкость, создает на поверхности растягивающие напряжения, приводящие к трещинообразованию и сколам в боридном слое), в большинстве случаев содержание фазы FeB в покрытии ограничивают верхним пределом (не более 10 – 15 % от толщины слоя боридов). Определение фазового состава боридных слоев предпочтительно вести методами электронной микроскопии, однако в условиях производства это является трудоемкой задачей. Одним из вариантов анализа структуры и морфологии полученных результатов является визуализация фазового состава боридных диффузионных слоев с использованием «цветного» травления с возможностью оценки структурно-фазового состояния при помощи оптической микроскопии. Показано, что предложенный метод электролитического травления в насыщенном водном растворе щелочного пикрата натрия позволяет получить высококонтрастные изображения микроструктуры боридного слоя, которые в последующем могут быть автоматически обработаны в современных программных комплексах металлографического анализа с целью качественной и количественной оценки структурно-фазового состояния. По сравнению с химическими методами «цветного» травления, метод электрохимического травления не требует высокой квалификации персонала и может быть использован в условиях производственной лаборатории.

Ключевые слова: химико-термическая обработка, структурно-фазовый состав, сталь, диффузионный слой, металлография, цветное травление, идентификация фаз

Благодарности. Металлографические исследования выполнены в лаборатории микроскопических исследований ИЦ «ХимБиоМаш» ФБГОУ ВО АлтГТУ.

Для цитирования: Иванов С.Г., Гурьев А.М., Лыгденов Б.Д., Гурьев М.А., Морфология и фазовый состав диффузионного боридного слоя на основе металлографического анализа стали 45 // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2022. № 1 (43). С. 59–65. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-59-65](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-59-65)

Original article

**MORPHOLOGY AND PHASE COMPOSITION OF DIFFUSION BORIDE LAYER
BASED ON METALLOGRAPHIC ANALYSIS OF STEEL 45**

© 2023 S. G. Ivanov¹, A. M. Guryev^{1, 2}, B.D. Lygdenov³, M. A. Guriyev¹

¹Polzunov Altai State Technical University (Lenin Av., 46, Barnaul, Altay Region, 656038, Russian Federation)

²Wuhan Textile University (Sanshin Avenue, 1, Wuhan, Hubei province, 430200, People's Republic of China)

³East Siberian State University of Technology and Management (Klyuchevskaya st. 40B, build. 1, Ulan-Ude, Republic of Buryatia, 670033, Russian Federation)

Abstract. Chemical-thermal treatment in general and borating in particular are highly effective ways to increase the service life of working bodies and machine parts, as well as tools. At the same time, it is necessary to select possible grades of steels, which are preferably subjected to boriding, depending on the goal. To solve practical problems in order to control the quality of a boride diffusion coating, there is a need to determine the strength and morphological characteristics of the boride layer and its phase composition. Since the high-boride FeB phase has low performance characteristics (high brittleness, creates tensile stresses on the surface, leading to cracking and spalling in the boride layer), in most cases the content of the FeB phase in the coating is limited to an upper limit of no more than 10–15 % of the thickness of the boride layer. Determination of the phase composition of boride layers is preferably carried out by electron microscopy methods, however, under production conditions, this is a laborious task. One of the options for analyzing the structure and morphology of the results obtained is the visualization of the phase composition of boride diffusion layers using "color etching" with the possibility of assessing the structural-phase state using optical microscopy. It is shown that the electrolytic etching method proposed in this work in a saturated aqueous solution of alkaline sodium picrate makes it possible to obtain high-contrast images of the microstructure of the boride layer, which can subsequently be automatically processed in modern software systems for metallographic analysis in order to qualitative and quantitative assessment of the structural-phase state. Compared to the chemical methods of "color etching", the electrochemical etching method does not require highly skilled personnel and can be used in a production laboratory.

Keywords: chemical-thermal treatment, structural-phase composition, steel, diffusion layer, metallography, color etching, phase identification

Acknowledgements. Metallographic studies were carried out in the laboratory of microscopic studies of the R&D Center "ChemBioMash" AltSTU.

For citation: Ivanov S.G., Guryev A.M., Lygdenov B.D., Guryev M.A. Morphology and phase composition of diffusion boride layer based on metallographic analysis of steel 45. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2022, no. 1 (43), pp. 59–65. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-59-65](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-59-65)

Введение

Бор, карбид бора, нитрид бора и бориды переходных металлов имеют много положительных свойств (высокую температуру плавления, твердость, хорошие износостойкость, коррозионную стойкость, электропроводность и другие) [1]. Появляются возможности для повышения поверхностных свойств металлов и керамики путем нанесения покрытия, образованного из рассматриваемых материалов. Также необходимо отметить, что большое количество исследований по поверхностному упрочнению стали связано именно с бором и его соединениями.

Известно, что легирующие элементы влияют на формирование фазового состава боридного слоя. Исходя из этого, необходимо подбирать возможные стали, которые предпочтительно подвергать борированию в зависимости от поставленной цели. Большое количество исследований посвящено теоретическим основам химико-термической обработки в целом (борированию, с использованием тон-

ких методов исследований). Эти исследования являются энерго- и трудоемкими, зачастую дорогостоящими. Для решения практических задач совершенно нет необходимости в проведении таких исследований. Одним из вариантов анализа структуры и морфологии полученных результатов является визуализация боридных диффузионных слоев с использованием «цветного» травления.

В настоящей работе приведены микроструктуры, подвергнутые избирательному «цветному» электрохимическому и химическому травлению диффузионных борированных слоев. Цель настоящей работы – демонстрация возможностей методов цветной оптической микроскопии как альтернативы электронной микроскопии для качественного и количественного анализа структурно-фазового состояния диффузионных боросодержащих покрытий.

Методы и принципы исследования

Проводили травление борированных образцов (размером 25×40×50 мм, температура насы-

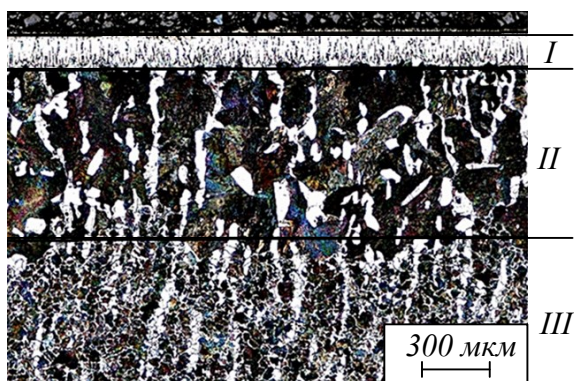


Рис. 1. Микроструктура диффузионного боридного слоя на стали марки 45 (травление Ниталем для качественного анализа переходной зоны)

Fig. 1. Microstructure of the diffusion boride layer on steel 45 (etched of Nital for a qualitative analysis of the transition zone)

щения 950 °С, время насыщения 2,5 ч) из стали марки 45, подвергнутых комплексному диффузионному насыщению одновременно бором, хромом и титаном [1– 8]. Насыщение вели в камерной печи, оснащенной ПИД-контроллером Термодат-16ЕЗ.

Металлографические темплеты вырезали на прецизионном отрезном станке MICRO CUT-201, которые затем запрессовывали в электропроводный бакелитовый компаунд при помощи металлографического прессы METAPRESS. Пробоподготовку проводили при помощи автоматического шлифовально-полировального станка DIGIPREP с применением алмазных шлифовальных дисков зернистостью 120, 54, 15 и 6 мкм. Для полировки использовали сукно MET-FOX с алмазной суспензией из поликристаллических алмазов зернистостью 1 мкм.

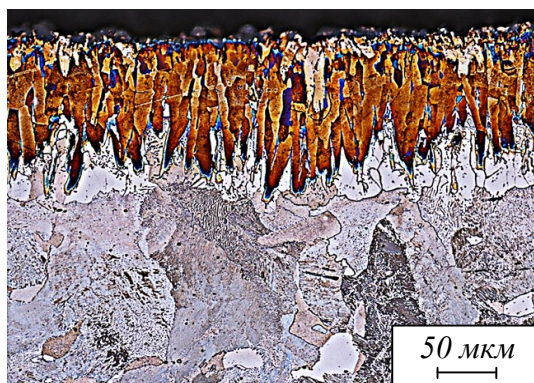


Рис. 3. Микроструктура диффузионного слоя на стали 45 (электролитическое травление в щелочном пикрате натрия для дифференциации и идентификации боридных фаз, выявления зоны подборидных фаз и ориентационной картины боридных игл)

Fig. 3. Microstructure of the diffusion layer on steel 45 (electrolytic etching in alkaline sodium picrate for differentiation and identification of boride phases, identification of phases in the transition zone and orientation pattern of boride needles)

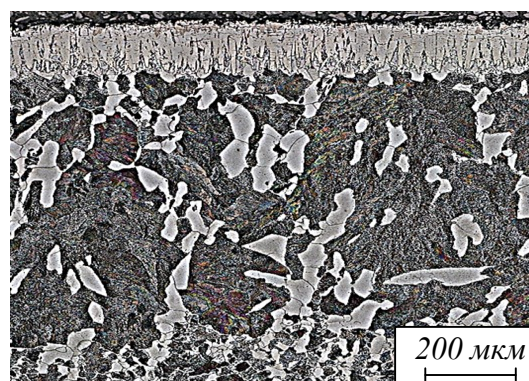


Рис. 2. Микроструктура диффузионного слоя на стали 45 (травление Ниталем и реактивом Берахи для определения количественного состава феррита в переходной зоне)
Fig. 2. Microstructure of the diffusion layer on steel 45 (etching with Nital and Beraha's reagent to determine the quantitative composition of ferrite in the transition zone)

Дальнейшую суперфинишную полировку осуществляли на сукне MET-Mambo с нейтральной эмульсией SiO₂ зернистостью 0,05 мкм [9 – 15]. Отполированные металлографические шлифы травлили в одном случае химически (в 4 %-ом растворе азотной кислоты в этиловом спирте (Ниталь) с последующим «цветным» травлением в реактиве Берахи [12]), в другом случае – электролитически (в насыщенном водном растворе щелочного пикрата натрия [16 – 24] при помощи установки электролитической полировки и травления Pulitrol). При электролитическом травлении напряжение составляло 2,7 В, плотность тока – 0,25 А/см².

Химическое травление составом «Ниталь» позволяет визуализировать морфологию и микроструктуры основных фазовых составляющих слоя боридов и основного материала. Для дополнительной визуализации фазового состава слоя боридов возможно последующее травление в кипящем растворе щелочного пикрата натрия [10 – 13, 19]. В этом случае фаза FeV окрасится в синий цвет, тогда как фаза Fe₂V останется коричневого цвета.

В качестве альтернативы рассматриваемому способу использовали электролитическое травление образца в насыщенном водном растворе щелочного пикрата натрия при комнатной температуре. Такое травление позволяет не только визуализировать морфологию и фазовый состав боридного слоя и основного материала (рис. 1), но также дополнительно визуализировать ориентацию боридных игл относительно плоскости шлифа (рис. 2, 3).

Основные результаты

Микроструктура (рис. 1) наглядно показывает четкое распределение структурно-фазового

состава в зависимости от зоны (*I* – непосредственно диффузионный боридный слой; *II* – переходная зона, выявлены зерна феррита (белый цвет), перлита; *III* – основной материал).

В работе [2] на основе тонкого метода исследования установлено, что металл основы имеет высокодисперсную структуру, которая обусловлена влиянием бора, образующего твердый раствор в железе вместе с углеродом.

Процесс диффузии бора протекает преимущественно по границам зерен и блоков [3 – 7]. При термической обработке (закалка) материал переходной зоны претерпевает мартенситное превращение. Рассматриваемый мартенсит имеет твердость несколько меньшую, чем твердость цемента, но большую, чем нижележащий мартенсит. В результате покрытие состоит из нескольких слоев, твердость которых уменьшается при переходе от поверхности вглубь материала [2].

На рис. 2 показано послойное строение борированного материала и отчетливо выявлены зерна феррита и перлитные образования, что позволяет количественно оценить фазовое соотношение. Однако качественный и количественный анализы структурно-фазового состояния диффузионного слоя затруднен в силу того, что яркость и контрастность боридных фаз FeB и Fe₂B отличаются слабо. Для надежной дифференциации боридных фаз в настоящей работе был применен метод электролитического травления в щелочном пикрате натрия. Результаты травления представлены на рис. 3.

При борировании возникает типичная градиентная структура (рис. 3), в которой значительный набор параметров (твердость и износостойкость) меняется от поверхности к центру образца. Следует также иметь в виду то, что борированный слой не адсорбирует углерод, а растворимость кремния в нем очень ограничена. Во время процесса борирования растущий слой боридов как бы «гонит» перед собой углерод, что в случае углеродистой стали ведет к значительному обогащению углеродом переходной зоны основного металла [8 – 15] и как следствие – повышению содержания перлита в переходной зоне вплоть до 100 %, что соответствует составу эвтектоидной стали.

Структура и рост слоя боридов зависят не только от условий борирования, но и в значительной степени от химического состава стали, из которой изготовлены детали. Наилучшая связь слоя боридов с основным материалом имеет место в случае нелегированной или малолегированной стали. Большое содержание хрома, ванадия, вольфрама, молибдена и даже углерода ограничивает рост слоя и концы боридных игл сглаживаются. В настоящей работе наблюдается микроструктура с типичными боридными

иглами. Их коричневый цвет указывает на фазу Fe₂B, с небольшим содержанием разрозненных единичных светлых иглообразных выделений фазы FeB в верхней части боридного слоя.

В подборидной зоне просматриваются карбобориды сложного состава, а также карбиды хрома и титана, имеющие глобулярную форму, распределенные как в ферритной, так и в перлитной фазах [16 – 26].

Выводы

Техника «цветного» травления требует высокого уровня подготовки исследователя, поэтому замена метода химического травления на электрохимический позволяет более широко применять методы контроля структурно-фазового состояния боридных покрытий с применением оптической микроскопии в условиях заводских лабораторий.

Полученные после травления изображения микроструктур позволяют визуализировать структурно-фазовый состав и с довольно высокой точностью провести как качественный, так и количественный анализы исследуемой зоны материала без применения трудоемких тонких методов исследований с применением в том числе электронной микроскопии.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Dearnly P.A., Bell T. Engineering the surface with boron-based materials // *Surface Engineering*. 1985. Vol. 1. No. 3. P. 203–217. <https://doi.org/10.1179/sur.1985.1.3.203>
2. Колубаев А.В., Белый А.В., Буяновский И.А., Колубаев Е.А., Кукареко В.А., Сизова О.В., Хрущов М.М. Структура и механизмы деформирования и разрушения твердых покрытий в условиях фрикционного взаимодействия // *Известия вузов. Физика*. 2019. Т. 62. № 8 (740). С. 52–83. <https://doi.org/10.17223/00213411/62/8/52>
3. Иванов С.Г., Гармаева И.А., Гурьев А.М. Оценка скорости диффузии бора и хрома при различных режимах диффузионного упрочнения поверхности стали СТЗ // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2012. Т. 9. № 2. С. 248–251.
4. Иванов С.Г., Куркина Л.А., Грешилов А.Д., Гурьев А.М. Исследование зависимости морфологии диффузионных боридных покрытий на углеродистых сталях от состава и фракции насыщающей смеси // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2012. Т. 9. № 4. С. 556–559.
5. Пат. 2360031 С2 РФ. Способ упрочнения деталей из штамповых сталей / Гурьев А.М., Иванов С.Г., Земляков С.А., Власова О.А., Кошелева Е.А., Гурьев М.А.; заявл. 18.07.2007; опубл. 27.06.2009.

6. Гурьев М.А., Иванов С.Г., Алонцева Д.Л., Иванова Т.Г., Гурьев А.М. Взаимосвязь химического состава насыщающей среды и диффузионного покрытия на сталях 45 и 45Л // Письма о материалах. 2014. Т. 4. № 3 (15). С. 179–181.
7. Пат. 2381299 С РФ. Способ упрочнения стальных деталей / Гурьев А.М., Иванов С.Г., Власова О.А., Кошелева Е.А., Гурьев М.А., Лыгденов Б.Д.; заявл. 12.05.2008; опубл. 10.02.2010.
8. Ivanov S.G. Features of multicomponent saturation alloyed by steels. S.G. Ivanov, I.A. Garmaeva, M.A. Guriev, A.M. Guriev, M.D. Starostenkov. *Advances in Mechanical Engineering // Part of the Lecture Notes in Mechanical Engineering book series*. Cham. 2015. P. 49–53.
9. Гурьев А.М., Иванов С.Г., Гурьев М.А., Черных Е.В., Иванова Т.Г. Химико-термическая обработка материалов для режущего инструмента // Известия вузов. Черная металлургия. 2015. Т. 58. № 8. С. 578–582. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-8-578-582>
10. Власова О.А., Иванов С.Г., Гурьев М.А., Кошелева Е.А., Гурьев А.М. Повышение прочности диффузионных карбоборидных покрытий термоциклированием в процессе их получения. В кн.: Наука и молодежь – 2007. Материалы IV Всероссийской научно-технической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. 2007. С. 110–112.
11. Иванов С.Г., Гурьев А.М., Земляков С.А., Гурьев М.А., Романенко В.В. Особенности методики подготовки образцов для автоматического анализа карбидной фазы стали Х12Ф1 после цементации в вакууме с применением программного комплекса "ТНХОМЕТ ПРО" // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2020. № 2. С. 165–168. <https://doi.org/10.25712/ASTU.2072-8921.2020.02.031>
12. Иванов С.Г., Гурьев М.А., Гурьев А.М., Романенко В.В. Фазовый анализ боридных комплексных диффузионных слоев на углеродистых сталях при помощи цветного травления // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2020. Т. 17. № 1. С. 74–77. <https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2020.01.012>
13. Гурьев М.А., Иванов С.Г., Гурьев А.М., Кошелева Е.А., Черных Е.В. Выявление фазового состава боридных покрытий методами цветного травления // Ползуновский альманах. 2020. № 3. С. 19–23.
14. Guriev A.M., Mei S.Q., Guriev M.A., Chernykh E.V., Ivanov S.G. Investigation of the microstructure of diffusion coatings of carbon steel obtained by simultaneous diffusion saturation with boron, chromium and titanium. In: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. In: 3rd International Conference on New Material and Chemical Industry. 2019. Vol. 479. No. 1. Article 012077. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/479/1/012077>
15. Гурьев А.М., Гурьев М.А., Землякова С.А., Иванов С.Г. Выявление особенностей морфологии и фазового состава сталей методами специального металлографического травления. В кн.: Эволюция дефектных структур в конденсированных средах. Сборник тезисов XVI Международной школы-семинара. 2020. С. 83–84.
16. Иванов С.Г., Гурьев А.М., Земляков С.А., Гурьев М.А. Методика пробоподготовки образцов высоколегированных сталей для автоматического анализа карбидной фазы // Ползуновский вестник. 2020. № 3. С. 102–105.
17. Гурьев А.М., Земляков С.А., Гурьев М.А., Кошелева Е.А., Иванов С.Г. Исследование тонкой структуры боридного слоя методами оптической микроскопии высокого разрешения // Ползуновский альманах. 2020. № 3. С. 3–9.
18. Kazakov A.A., Ryaboshuk S.V., Lyubochko D.A., Chigintsev L.S. Research on the Origin of Nonmetallic Inclusions in High-Strength Low-Alloy Steel Using Automated Feature Analysis // *Microscopy and Microanalysis*. 2015. Vol. 21. No. 3. P. 1755–1756. <https://doi.org/10.1017/S1431927615009551>
19. Kazakov A.A., Kiselev D. Industrial Application of Thixomet // *Metallography, Microstructure, and Analysis*. 2016. № 5. P. 294–301.
20. Kazakov A.A., Kiselev D. Industrial application of thixomet image analyzer for quantitative description of steel and alloys microstructure // *Microscopy and Microanalysis*. 2015. Vol. 21. No. 3. P. 457. <https://doi.org/10.13140/RG.2.1.2204.0720>
21. ASM Handbook // *Metallography and Microstructures*. 2004. Vol. 9.
22. Vander Voort G.F., Pakhomova O., Kazakov A. Evaluation of normal versus non-normal grain size distributions // *Mater. Perform. Character.* 2016, Vol. 5. P. 521–534. <https://doi.org/10.1520/MPC20160001>
23. Kazakov A., Kiselev D. Industrial application of thixomet image analyzer for quantitative description of steel and alloy's microstructure // *Metallography Microstructure and Analysis*. 2016. Vol. 5. P. 294–301.
24. Vander Voort G.F. Computer-aided microstructural analysis of specialty steels // *Materials characterization*. 1991. Vol. 27. No. 4. P. 241–260.

25. Kazakov A.A., Kiselev D.V., Kazakova E.I. Methodological features of micro-structural heterogeneity estimation by the thickness of steel plates // *Chernye Metally*. 2021. No. 7. P. 65–75.
26. Kazakov A., Kovalev P., Ryaboshuk S. Metallurgical expertise as the base for determination of nature of defects in metal products // *CIS Iron Steel Rev.* 2007. Vol. 1-2. P. 7.

REFERENCES

1. Dearnly P.A., Bell T. Engineering the surface with boron-based materials. *Surface Engineering*. 1985, vol. 1, no. 3, pp. 203–217. <https://doi.org/10.1179/sur.1985.1.3.203>
2. Kolubaev A.V., Bely A.V., Buyanovsky I.A., Kolubaev E.A., Kukareko V.A., Sizova O.V., Khrushchov M.M. Structure and mechanisms of deformation and manifestations of manifestations under conditions of frictional interaction. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2019, vol. 62, no. 8 (740), pp. 52–83. <https://doi.org/10.17223/00213411/62/8/52> (In Russ.).
3. Ivanov S.G., Garmaeva I.A., Guryev A.M. Estimation of the Diffusion Rate of Boron and Chromium under Different Modes of Diffusion Hardening of the Surface of ST3 Steel. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2012, vol. 9, no. 2, pp. 248–251. (In Russ.).
4. Ivanov S.G., Kurkina L.A., Greshilov A.D., Guryev A.M. Investigation of the dependence of the morphology of diffusion boride coatings on carbon steels on the composition and fraction of the saturating mixture. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2012, vol. 9, no. 4, pp. 556–559. (In Russ.).
5. Guryev A.M., Ivanov S.G., Zemlyakov S.A., Vlasova O.A., Kosheleva E.A., Guryev M.A. *Method for hardening parts made of die steels*. Pat. 2360031 C2 RF. dec. 07/18/2007; publ. 06/27/2009. (In Russ.).
6. Guryev M.A., Ivanov S.G., Alontseva D.L., Ivanova T.G., Guryev A.M. Relationship between the chemical composition of the saturating medium and the diffusion coating on steels 45 and 45L. *Pis'ma o materialah*. 2014, vol. 4, no. 3 (15), pp. 179–181. (In Russ.).
7. Guryev A.M., Ivanov S.G., Vlasova O.A., Kosheleva E.A., Guryev M.A., Lygdenov B.D. *Method for hardening steel parts*. Pat. RF 2381299 C. dec.05/12/2008; publ. 02/10/2010. (In Russ.).
8. Ivanov S.G., Garmaeva I.A., Guriev M.A., Guriev A.M., Starostenkov M.D. Features of multicomponent saturation alloyed by steels. *Advances in Mechanical Engineering. Part of the Lecture Notes in Mechanical Engineering book series*. Cham. 2015, pp. 49–53 .
9. Guryev A.M., Ivanov S.G., Guryev M.A., Chernykh E.V., Ivanova T.G. Chemical-thermal treatment of materials for cutting tools. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*. 2015, vol. 58, no. 8, pp. 578–582. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-8-578-582> (In Russ.).
10. Vlasova O.A., Ivanov S.G., Guryev M.A., Kosheleva E.A., Guryev A.M. Increasing the strength of diffusion carboboride coatings by thermal cycling in the process of their production. In: *SCIENCE AND YOUTH – 2007 (him – 2007). Materials of the IV All-Russian scientific and technical conference of students, graduate students and young scientists*. 2007, pp. 110–112. (In Russ.).
11. Ivanov S.G., Guryev A.M., Zemlyakov S.A., Guryev M.A., Romanenko V.V. Features of the procedure for preparing samples for automatic analysis of the carbide phase of steel Kh12F1 after cementing in a vacuum using the THIXOMET PRO software. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2020, no. 2, pp. 165–168. <https://doi.org/10.25712/ASTU.2072-8921.2020.02.031> (In Russ.).
12. Ivanov S.G., Guryev M.A., Guryev A.M., Romanenko V.V. Phase analysis of boride complex diffusion layers on carbon steels using color etching. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2020, vol. 17, no. 1, pp. 74–77. <https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2020.01.012> (In Russ.).
13. Guryev M.A., Ivanov S.G., Guryev A.M., Kosheleva E.A., Chernykh E.V. Revealing the Composition of Color Etching Boride Powders. *Polzunovskij vestnik*. 2020, no. 3, pp. 19–23. (In Russ.).
14. Guriev A.M., Mei S.Q., Guriev M.A., Chernykh E.V., Ivanov S.G. Investigation of the microstructure of diffusion coatings of carbon steel obtained by simultaneous diffusion saturation with boron, chromium and titanium. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 3rd International Conference on New Material and Chemical Industry*. 2019, vol. 479, no. 1, pp. 012077. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/479/1/012077>
15. Guryev A.M., Guryev M.A., Zemlyakova S.A., Ivanov S.G. Identification of peculiarities of morphology and phase composition of steels by methods of special metallographic etching. In: *Evolution of defective structures in condensed media. Collection of theses of the XVI International Seminar School*. M.D. Starostenkov Ed. 2020, pp.83–84.

16. Ivanov S.G., Guryev A.M., Zemlyakov S.A., Guryev M.A. Procedure for sample preparation of samples of high-alloyed steels for automatic analysis of carbide phase. *Polzunovskij vestnik*. 2020, no. 3, pp. 102–105.
17. Gur'ev A.M., Zemlyakov S.A., Gur'ev M.A., Kosheleva E.A., Ivanov S.G. Investigation of the fine structure of the boride layer by high-resolution optical microscopy. *Polzunovskij vestnik*. 2020, no. 3, pp. 3–9. (In Russ.).
18. Kazakov A.A., Ryaboshuk S.V., Lyubochko D.A., Chigintsev L.S. Research on the Origin of Non-metallic Inclusions in High-Strength Low-Alloy Steel Using Automated Feature Analysis. *Microscopy and Microanalysis*. 2015, vol. 21, no. 3. P. 1755–1756. <https://doi.org/10.1017/S1431927615009551>
19. Kazakov A.A., Kiselev D. Industrial Application of Thixomet. *Metallography, Microstructure, and Analysis*. 2016, no. 5, pp. 294–301.
20. Kazakov A.A., Kiselev D. Industrial application of thixomet image analyzer for quantitative description of steel and alloys microstructure. *Microscopy and Microanalysis*. 2015, vol. 21, no. 3, 457 pp. <https://doi.org/10.13140/RG.2.1.2204.0720>
21. *ASM Handbook*. Metallography and Microstructures. 2004, vol. 9.
22. Vander Voort G.F., Pakhomova O., Kazakov A. Evaluation of normal versus non-normal grain size distributions. *Mater. Perform. Character.* 2016, vol. 5, pp. 521–534. <https://doi.org/10.1520/MPC20160001>
23. Kazakov A., Kiselev D. Industrial application of thixomet image analyzer for quantitative description of steel and alloy's microstructure. *Metallography Microstructure and Analysis*. 2016, vol. 5, pp. 294–301.
24. Vander Voort G.F. Computer-aided microstructural analysis of specialty steels. *Materials characterization*. 1991, vol. 27, no. 4, pp. 241–260.
25. Kazakov A.A., Kiselev D.V., Kazakova E.I. Methodological features of micro-structural heterogeneity estimation by the thickness of steel plates. *Chernye Metally*. 2021, no. 7, pp. 65–75.
26. Kazakov A., Kovalev P., Ryaboshuk S. Metallurgical expertise as the base for determination of nature of defects in metal products. *CIS Iron Steel Rev*. 2007, vol. 1–2, pp. 7.

Сведения об авторах

Сергей Геннадьевич Иванов, д.т.н., заведующий ЛМИ ИЦ «ХимБиоМаши», ведущий научный сотрудник НУ, и.о. заведующего кафедрой «Машиностроительные технологии и оборудование». Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова
E-mail: serg225582@mail.ru
ORCID: 0000-0002-5965-0249

Алексей Михайлович Гурьев, д.т.н., профессор Уханьского текстильного университета, заведующий кафедрой «Начертательная геометрия и графика», Уханьский текстильный университет, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова
E-mail: gurievam@mail.ru
ORCID: 0000-0002-7570-8877

Бурьял Дондокович Лыгденов, д.т.н., профессор Уханьского текстильного университета, профессор Восточно-Сибирского государственного университета технологий и управления, Уханьский текстильный университет, Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления
E-mail: lygdenov59@mail.ru
ORCID: 0000-0002-3580-6165

Михаил Алексеевич Гурьев, к.т.н., доцент кафедры «Машиностроительные технологии и оборудование». Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова
E-mail: gurievma@mail.ru
ORCID: 0000-0002-9191-1787

Information about the authors

Sergey G. Ivanov, Dr. Sci. (Tech.), Head of the Laboratory of Microscopic Research, Lead Researcher of ASTU, Acting Head of department «Mechanical Engineering Technologies and Equipment Polzunov Altai State Technical University
E-mail: serg225582@mail.ru
ORCID: 0000-0002-5965-0249

Aleksey M. Guryev, Dr. Sci. (Tech.), Professor of the Wuhan Textile University, Acting head of department «Descriptive geometry and graphics», Polzunov Altai State Technical University
E-mail: gurievam@mail.ru
ORCID: 0000-0002-7570-8877

Burial D. Lygdenov, Dr. Sci. (Tech.), Professor, Wuhan Textile University, East Siberian State University of Technology and Management
E-mail: lygdenov59@mail.ru
ORCID: 0000-0002-3580-6165

Mikhail A. Guryev, Cand. Sci. (Tech.), Associate Professor of the Department «Mechanical Engineering Technologies and Equipment», Polzunov Altai State Technical University
E-mail: gurievma@mail.ru
ORCID: 0000-0002-9191-1787

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
 The authors declare that there is no conflict of interest.*

Поступила в редакцию 16.0.2023
 После доработки 26.01.2023
 Принята к публикации 03.02.2023

Received 16.0.2023
 Revised 26.01.2023
 Accepted 03.02.2023

Оригинальная статья

УДК 621:538.911:538.951

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-1(43)-66-75

ФОРМИРОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ И ДЕФЕКТОВ В СТРУКТУРЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

© 2023 г. А. В. Чумаевский, А. О. Панфилов, А. П. Зыкова, В. Е. Рубцов, Е. О. Княжев, К. С. Осипович, В. М. Семенчук, В. Р. Утяганова, С. Ю. Никонов, А. Р. Добровольский, Е. А. Колубаев

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический 2/4)

Аннотация. В работе представлены результаты исследований особенностей формирования дефектов и неоднородностей в композиционных материалах с металлической матрицей и биметаллических изделиях на основе разнородных металлов и сплавов при получении методом проволочной аддитивной электронно-лучевой технологии. Основными дефектами при печати композитов и биметаллических элементов являются поры, микро- и макротрещины, а также расслоения различного типа. Из неоднородностей структуры можно выделить образующиеся агломераты порошковых частиц, вводимых одновременно с подачей проволоки; крупные фрагменты различных компонентов структуры; интерметаллидные прослойки. На эксплуатационные характеристики образцов данные элементы структуры могут оказывать негативное влияние, в том числе обуславливать резкое падение механических свойств. Основными причинами формирования дефектов различных типов являются несоблюдение оптимальных значений параметров процесса и концентрации компонентов, а также значительные отличия в плотности и температуре плавления структурных составляющих. Модификация процесса подачи материала в зону печати позволяет добиваться относительно однородной структуры различных композиционных материалов и отсутствия крупных дефектов.

Ключевые слова: электронно-лучевая аддитивная технология, подача двух проволок в ванну расплава, функционально-градиентный материал, композиционные материалы, механические свойства, биметаллические изделия

Благодарность: Исследования проводились с использованием оборудования Центра коллективного пользования ИФПМ СО РАН «НАНОТЕХ».

Финансирование. Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда № 22-19-00578.

Для цитирования: Чумаевский А.В., Панфилов А.О., Зыкова А.П., Рубцов В.Е., Княжев Е.О., Осипович К.С., Семенчук В.М., Утяганова В.Р., Никонов С.Ю., Добровольский А.Р., Колубаев Е.А. Формирование неоднородностей и дефектов в структуре композиционных материалов и функционально-градиентных биметаллических изделий, полученных методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 1 (43). С. 66–75. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-66-75](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-66-75)

Original article

FORMATION OF INHOMOGENEITIES AND DEFECTS IN THE STRUCTURE OF COMPOSITE MATERIALS AND FUNCTIONAL-GRADIENT BIMETALLIC COMPONENTS PRODUCED BY WIRE-BASED ELECTRON-BEAM ADDITIVE MANUFACTURING

© 2023 A. V. Chumaevskii, A. O. Panfilov, A. P. Zykova, V. E. Rubtsov, E. O. Knyazhev, K. S. Osipovich, V. M. Senemchuk, V. R. Utyaganova, S. Yu. Nikonov, A. R. Dobrvolskii, E. A. Kolubaev

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

Abstract. The paper presents the results of studies of the formation of defects and inhomogeneities in composites with a metal matrix and bimetallic products based on dissimilar metals and alloys when obtained by wire additive electron-beam technology. The main defects in the production of composites and bimetallic elements are pores, micro- and macro-cracks, as well as stratifications of different types. From the inhomogeneities of the structure, it is mainly possible to distinguish the resulting agglomerates of powder particles introduced simultaneously with the wire feed, large fragments of different components of the structure and the resulting large intermetallic structures. These structural elements can have a negative influence on the strength properties of materials, cause a sharp drop in mechanical properties. The main reasons for the formation of defects of different types are non-compliance with the optimal values of the process parameters, excess of the optimal concentration of components, significant differences in the density and melting temperature of the structural components. Despite the presence of defects, the modification of the process of feeding the material into the printing zone makes it possible to achieve a relatively homogeneous structure of different composite materials and high values of mechanical properties.

Keywords: electron beam additive manufacturing, dual wire-feed technology, functional graded material, composite materials, mechanical properties, bimetallic components

Acknowledgements: The studies were carried out using the equipment of the Center for Collective Use of the ISPMS SB RAS "NANOTECH".

Funding: The work was supported by the Russian Science Foundation grant No. 22-19-00578.

For citation: Chumaevskii A.V., Panfilov A.O., Zykova A.P., Rubtsov V.E., Knyazhev E.O., Osipovich K.S., Senemchuk V.M., Utyaganova V.R., Nikonov S.Yu., Dobrvolskii A.R., Kolubaev E.A. Formation of inhomogeneities and defects in the structure of composite materials and functional-gradient bimetallic components produced by wire-based electron-beam additive manufacturing. Bulletin of the Siberian State Industrial University. 2023, no.1 (43), pp. 66–75. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-66-75](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-66-75)

Введение

Современные технологии высокопроизводительного аддитивного получения материалов позволяют снизить затраты на получение изделий при 3D-печати по сравнению с дорогостоящими методами, основанными на подаче порошка в зону печати. К технологиям с высокой скоростью печати относятся дуговая и электронно-лучевая проволоочные аддитивные технологии. С помощью дуговой технологии с высокой производительностью и низкими затратами на процесс печати активно получают изделия из различных металлов и сплавов. Наиболее хорошо данная технология подходит для промышленного получения изделий с достаточно разнообразной формой (в том числе крупногабаритных) из алюминиевых сплавов, сталей и т.д. Технология электронно-лучевого аддитивного получения изделий наиболее применима для печати титановых, никелевых и прочих сплавов, для которых требуется относительно равномерное охлаждение при печати и работа в

вакуумной камере. Дополнительным преимуществом электронно-лучевой технологии является возможность ее использования для двухпроволочной печати с достаточно тонким дозированием компонентов, подаваемых в ванну расплава [1 – 3]. Благодаря этому возможно формирование биметаллических функционально-градиентных материалов [1, 2] и композиционных материалов различного типа [4]. Такие изделия все более актуальны для применения в различных отраслях промышленности ввиду сочетания эксплуатационных свойств, недоступных для получаемых традиционными технологиями материалов.

В настоящее время функционально-градиентные или композиционные материалы получают различными методами и технологиями аддитивного производства [5 – 8]. Их применение наиболее широко в авиационной и ракетно-космической сфере, в медицине, энергетике и др. [9 – 12]. Для получения композиционных матери-

алов с металлической матрицей применяются преимущественно технологии, основанные на подаче порошков в зону печати [13], при этом корректировка структуры в процессе печати является достаточно затруднительной. Использование проволоочной аддитивной электронно-лучевой технологии позволяет плавно регулировать состав и структуру композиционных материалов и функционально-градиентных биметаллических изделий [1, 2, 4]. Но в условиях печати по различным причинам в структуре таких изделий формируются неоднородности и дефекты разного структурно-масштабного уровня. Их образование может быть обусловлено рядом причин, которые связаны как с определенными свойствами используемых компонентов, так и с нестабильностью подачи проволоочных филаментов в ванну расплава. Для того, чтобы иметь возможности управления структурой материалов, получаемых методами аддитивных технологий, и избавиться от формирования дефектов, необходимо проведение исследований, направленных на определение особенностей формирования неоднородностей структуры и состава в процессе печати. В настоящей работе приведено сопоставление формирующихся дефектов при получении композиционных материалов и функционально-градиентных биметаллических изделий различного типа методом проволоочной аддитивной электронно-лучевой технологии.

Материалы и методы исследования

В настоящей работе сопоставлена структура композиционных материалов на основе бронзы БрАМц9-2, алюминиевого сплава АМг5 и меди марки М1, упрочненных никелевыми, титановыми, алюминиевыми сплавами, порошком вольфрама, железа и другими, а также биметаллических функциональных элементов на основе меди марки М1, никелевых сплавов Inconel625 и Udimet500 и стали 12Х18Н9Т, полученных методом аддитивной электронно-лучевой технологии (рис. 1).

Для получения композиционных материалов применяли схему, основанную на подаче в одну ванну расплава двух филаментов (рис. 1, а) и на совмещении подачи проволоочного филамента и порошка (рис. 1, б). Формирование биметаллических изделий проводили путем печати образцов в виде вертикальной стенки одним элементом поверх второго (рис. 1, в) и в виде двух параллельно напечатанных стенок (рис. 1, г).

Образец 1 получали на поверхности подложки 2 путем плавления проволоки 3, подаваемых через сопла 4, электронным пучком 5, вводимым от электронной пушки 6 через систему магнитной фокусировки 7. В результате в зоне печати формировалась ванна расплава 8 из плавящихся

проволок и оплавленной части предыдущего слоя. Структуру материала регулировали в процессе получения изделия за счет изменения скорости подачи проволоки от подающих устройств 9. Для получения изделий с комбинацией порошка и проволоки дополнительно устанавливалось подающее порошок устройство 10. После получения экспериментальных образцов из них электроэрозионным методом вырезали образцы для структурных исследований и механических испытаний (11 и 12). Структуру образцов исследовали на оптическом микроскопе Альтами МЕТ 1С, лазерном сканирующем микроскопе Olympus LEXT 4100 и растровом электронном микроскопе Zeiss LEO EVO 50 с приставкой для энергодисперсионного химического анализа.

Результаты и их обсуждение

В процессе печати при получении композиционных материалов с металлической матрицей неизбежно формируются неоднородности различного типа (рис. 2). Их образование может быть обусловлено разными причинами. Различия в температуре плавления бронзы БрАМц9-2 и никелевого сплава Inconel625 приводит в ряде случаев к формированию крупных фрагментов непроплавленного никелевого сплава в бронзовой матрице 2 (рис. 2, а). Интенсивное взаимодействие никеля и входящего в бронзу алюминия приводит к образованию по контуру таких фрагментов прослойки интерметаллидов 3 (рис. 2, а). На удалении от них образуется мелкодисперсная смесь интерметаллидных фаз и бронзовой матрицы 4 (рис. 2, б).

Различие в температуре плавления меди марки М1 и стали 12Х18Н9Т при получении композиционного материала на их основе приводит к аналогичной ситуации (рис. 2, б). Но, так как основные компоненты практически не растворимы между собой, в результате печати формируются только механические смеси меди и стали. При этом при достижении высокой концентрации стали (50 – 75 %) в композите происходит разделение материала на слои со стальной матрицей с частицами меди и слои из медной матрицы с частицами стали. В показанном материале на основе бронзы образование неоднородностей является достаточно незначительным в сравнении с общим объемом изделия. В материалах на основе меди неоднородность состава намного больше и относительно равномерное распределение упрочняющих фаз было достигнуто при введении 25 % стали. Таким образом, введение оптимального количества упрочняющего компонента позволяет получить более однородное распределение упрочняющих частиц в металлической матрице.

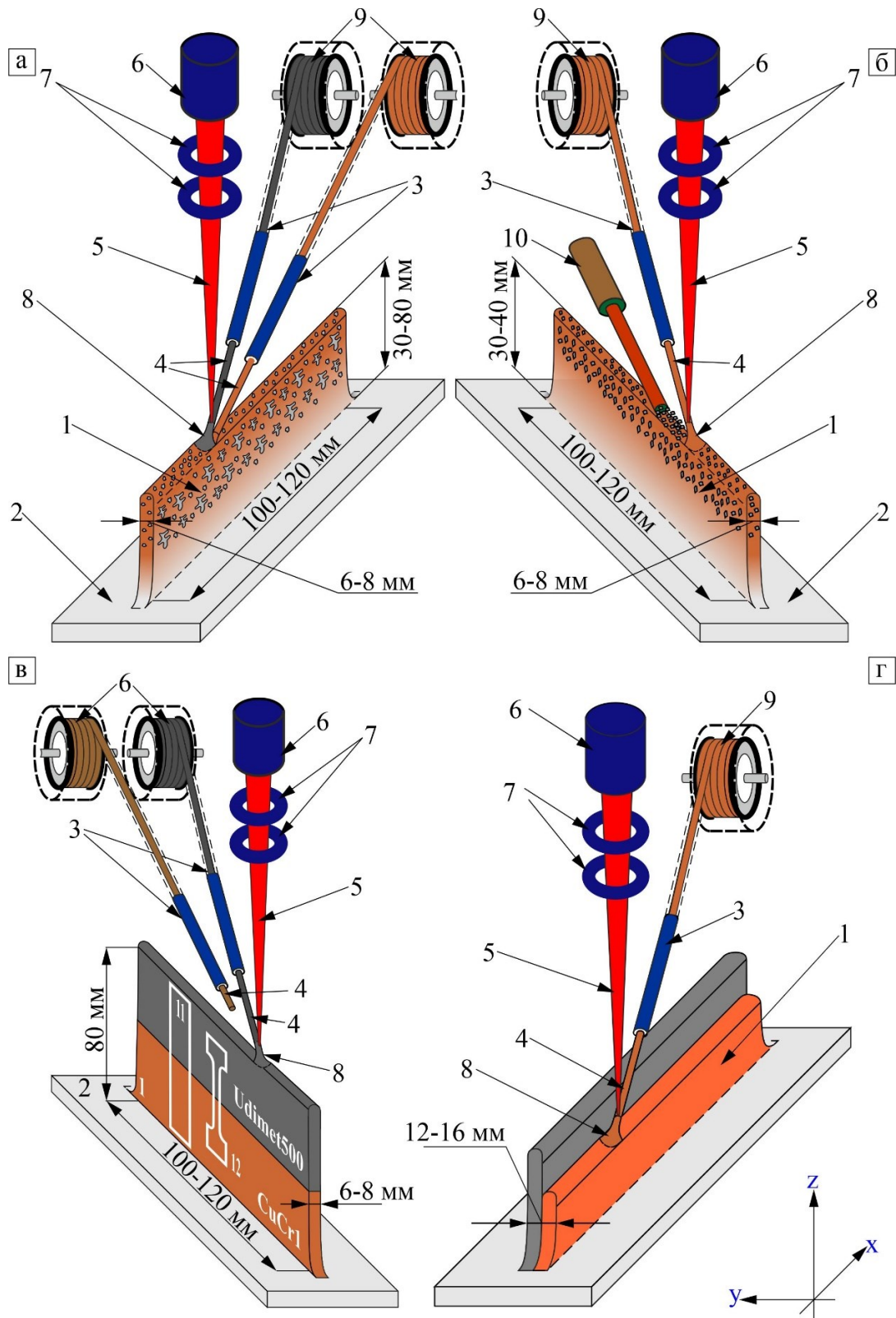


Рис. 1. Типичные схемы печати композиционных материалов за счет использования двухпроводной подачи (а) и введения порошков (б), схемы печати биметаллических изделий поочередным получением вертикальной стенки (в) и двух параллельных стенок (г) методом электронно-лучевой аддитивной технологии:

1 – образец; 2 – подложка; 3, 4 – подаваемые проволоки и сопла; 5 – электронный пучок; 6 – электронная пушка; 7 – система фокусировки; 8 – ванна расплава; 9 – проволокоподатчик; 10 – податчик порошкового материала; 11, 12 – образцы для структурных исследований и механических испытаний

Fig. 1. Typical printing schemes of composite materials due to the use of two-wire feed (a) and the introduction of powders (b), printing schemes of bimetallic products by alternative obtaining a vertical wall (в) and two parallel walls (г) by electron beam additive technology:

1 – sample; 2 – substrate; 3, 4 – feed wires and nozzles; 5 – electron beam; 6 – electron gun; 7 – focusing system; 8 – molten pool; 9 – wire feeder; 10 – powder feeder; 11, 12 – samples for structural studies and mechanical tests

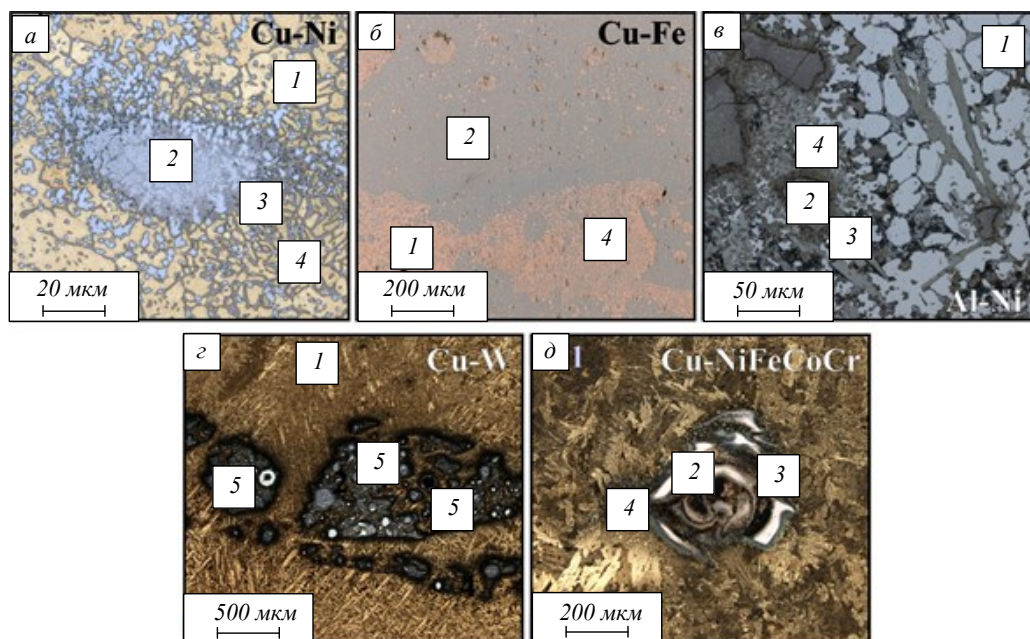


Рис. 2. Неоднородности структуры композиционных материалов на основе бронзы БрАМц9-2 (а, з, д), меди марки М1 (б), алюминиевого сплава АК5 (в) с упрочнением никелевым сплавом Inconel625 (а), Udimet500 (в), сталью 12Х18Н9Т (б), порошком W (з) и смесью порошков NiFeCoCr (д):

1 – металлическая матрица; 2 – крупный фрагмент вводимого компонента; 3 – интерметаллидные фазы;

4 – мелкодисперсная смесь упрочняющих частиц и металлической матрицы; 5 – агломераты нерасплавленного порошка

Fig. 2. Structural heterogeneities of composite materials based on bronze BrAMc9-2 (a, z, d), M1 grade copper (б), aluminum alloy AK5 (в) with hardening by nickel alloy Inconel625 (a), Udimet500 (в), steel 12Kh18N9T (б), powder W (z) and a mixture of NiFeCoCr powders (d):

1 – metal matrix; 2 – large fragment of the injected component; 3 – intermetallic phases;

4 – fine mixture of hardening particles and metal matrix; 5 – agglomerates of unalloyed powder

Введение в алюминиевый сплав АК5 никелевого сплава Udimet500 для получения сложносоставного композита на основе алюминиевой матрицы и алюминидов никеля приводит к образованию достаточно крупных фрагментов никеля (рис. 3, в). Этому способствует существенная разница между температурой плавления этих сплавов и значительно большая плотность никелевого сплава в сравнении с алюминиевым. В результате никелевый сплав кристаллизуется

значительно быстрее алюминия и образует крупные частицы каплеобразной формы в расплавленном алюминии и, впоследствии, в алюминиевой матрице. Формирования неоднородностей такого типа возможно избежать при оптимизации способа введения филаментов в ванну расплава.

При получении композиционных материалов на основе различных металлов и сплавов с введением порошков в ванну расплава могут образовываться дефекты несколько иного типа.

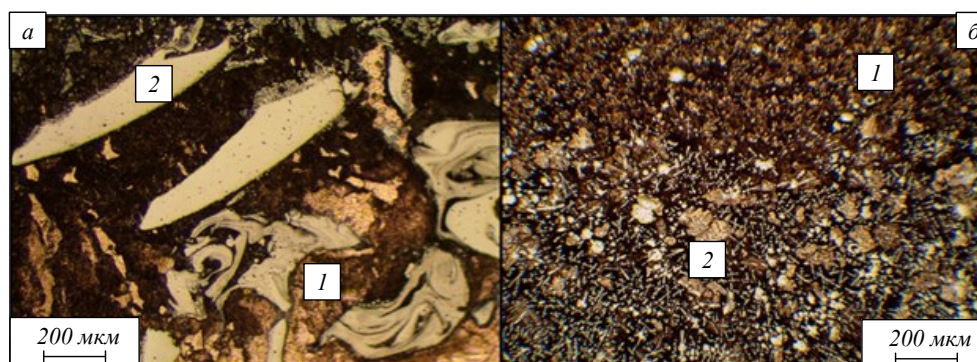


Рис. 3. Неоднородности строения переходной зоны при печати никелевого сплава Udimet500 над бронзой БрX1 (а) и при печати бронзы БрX1 над никелевым сплавом Udimet500 (б):

1 – бронза БрX1; 2 – фрагменты никелевого сплава Udimet500

Fig. 3. Inhomogeneities of transition zone structure when printing Udimet 500 nickel alloy over BrKh1 bronze (a) and when printing BrKh 1 bronze over Udimet500 nickel alloy (б):

1 – BrKh1 bronze; 2 – fragments of Udimet500 nickel alloy

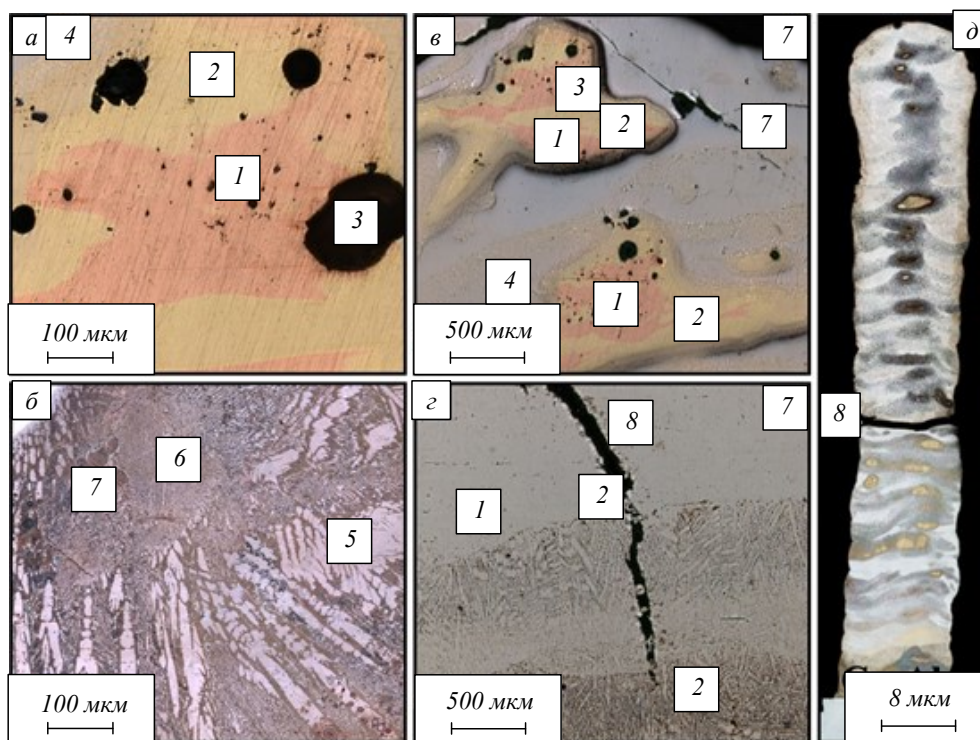


Рис. 4. Дефекты в структуре композиционных материалов на основе меди марки М1 (а – в, д), упрочненных алюминиевым сплавом АК12 (а, в, д) и титановым сплавом ВТ6 (б), и в биметаллическом изделии на основе никелевого сплава Х20Н80 и меди марки М1 (с):

1 – металлическая матрица; 2 – твердые растворы компонентов; 3 – поры; 4 – смесь интерметаллидов и твердых растворов; 5 – крупные дендриты интерметаллидов; 6 – эвтектические фазы; 7 – микротрещины; 8 – макротрещины и расслоения

Fig. 4. Defects in the structure of composite materials based on M1 copper (a – в, д), reinforced with aluminum alloy AK12 (a, в, д) and titanium alloy VT6 (б), and in the bimetallic product based on nickel alloy Kh20N80 and M1 copper (с):

1 – metal matrix; 2 – solid solutions of components; 3 – pores; 4 – a mixture of intermetallides and solid solutions; 5 – large dendrites of intermetallides; 6 – eutectic phases; 7 – microcracks; 8 – macro-cracks and delaminations

Например, при получении композитов на основе бронзы БрАМц9-2, модифицированной порошком вольфрама, различия в плотности порошка и температуры плавления приводят к образованию агломератов из порошковых частиц, осевших на дно ванны расплава в процессе печати (рис. 2, з). При этом достаточно большая объемная доля частиц распределяется более равномерно в объеме материала, но формирование неоднородностей такого типа существенно снижает прочностные свойства материала. Одним из способов устранения таких неоднородностей может служить ультразвуковое воздействие при печати.

При введении порошковых композиций сложного состава в материал, например, смеси порошков чистых металлов Ni, Fe, Co, Cr в соотношении 1:1:1:1 в бронзу БрАМц9-2, происходит образование неоднородностей как по распределению порошков в объеме изделия, так и по их соотношению в локальных участках образцов (рис. 2, д). Это связано с различиями по плотности и взаимной растворимости компонентов порошка между собой и с бронзовой матрицей. Устранение такого явления может быть достигнуто также за счет ультразвукового воздействия при печати.

Получение биметаллических функционально-градиентных изделий также сопровождается образованием неоднородностей различного типа в зоне структурного градиента. Например, при получении биметаллических изделий на основе меди марки М1 или бронзы БрХ1 с никелевым сплавом Udimet500, Inconel625 или со сталью 12Х18Н9Т возможно образование достаточно крупных фрагментов более тугоплавкого компонента в зоне структурного градиента. На рис. 3 представлены изображения участков переходной зоны при печати никелевым сплавом Udimet500 поверх бронзы БрХ1 (а) и при печати бронзой БрХ1 поверх никелевого сплава Udimet500 (б). Схема получения таких образцов представлена на рис. 1, в. При печати никелевым сплавом с большей температурой плавления по бронзе происходит замешивание крупных фрагментов никелевого сплава в граничную зону. При печати бронзой БрХ1 поверх никелевого сплава структура градиентной зоны за счет меньшей температуры плавления бронзы является более однородной. Но, по причине достаточно хорошей растворимости никеля в бронзе происходит его замешивание в твердый раствор на большую глубину (по данным энергодиспер-

сионного анализа). Избавиться от таких проблем удастся за счет печати двух параллельных стенок с поочередной печатью с прогревом никелевого сплава перед печатью бронзы (рис. 1, з). Таким образом, оптимизация подачи проволок в зону печати может способствовать избавлению от чрезмерного перемешивания компонентов как в виде крупных фрагментов, так и в виде твердорастворного внедрения одного компонента в другой.

При существенном отклонении параметров процесса печати или соотношения компонентов в композитах с металлической матрицей могут формироваться дефекты различного структурно-масштабного уровня (рис. 4). При печати композитов на основе элементов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии образуются интерметаллиды различного типа и могут формироваться дефекты. Например, при печати композиционных материалов на базе меди с введением алюминиевого или титанового сплава могут образовываться поры и трещины (рис. 4, а – в, д). Поры в таких материалах могут образовываться за счет кипения одного из компонентов при печати или выделения газа из меди с быстрой кристаллизацией, не позволяющей пузырькам выйти на поверхность (рис. 4, а, в). Их устранение возможно при оптимизации параметров процесса печати и развертки электронного пучка для недопущения перегрева компонента с наименьшей температурой плавления. В таком случае на проволоку материала с меньшей температурой плавления приходится меньшее воздействие электронного пучка.

Вторым видом дефектов являются микро- и макротрещины, образующиеся за счет различий в коэффициентах линейного расширения интерметаллидных фаз и металлической матрицы при охлаждении наносимых слоев (рис. 4, б, в, д). Интерметаллидные фазы достаточно хрупкие и сильно подвержены трещинообразованию. Такие трещины, образующиеся как в крупных интерметаллидных прослойках, так и по их границам, могут быть достаточно большого размера и практически разделять полученный образец на две части (рис. 4, д). Устранение таких дефектов возможно за счет оптимизации параметров процесса печати и, самое главное, подбора оптимальной концентрации компонентов в материале и недопущения значительных неоднородностей в их распределении.

При получении биметаллических композитов на основе бронзы БрХ1 или меди М1 с никелевыми сплавами Х20Н80, Udimet500 или Inconel625 возможно образование также микро- и макротрещин, которые распространяются вертикально от верхней части образца к нижней

(рис. 4, з). Их образование связано с различиями в значениях коэффициентов линейного расширения меди и никелевых сплавов и низкой пластичностью последних. Формирование более протяженных границ между компонентами, оптимизация параметров процесса печати и управление отводом тепла позволяют избежать формирования трещин при охлаждении биметаллических элементов такого типа.

Выводы

С использованием электронно-лучевой аддитивной технологии возможно получение широкого спектра композиционных материалов с металлической матрицей посредством введения в зону печати двух проволок с управляемой подачей филамента или за счет совмещения подачи проволоки и порошка в ванну расплава. Неизбежно при несоответствии параметров процесса или состава композиционных материалов формируются дефекты различного масштабного уровня. К таким дефектам относятся поры, трещины, расслоения и т.д. Неоднородности формирования материалов могут включать в себя как обогащенные и обедненные различными компонентами зоны, так и агломераты порошковых частиц. Формированию дефектов и неоднородностей способствуют значительное различие в плотности или температуре плавления компонентов, избыточное введение компонентов с образованием сплошных интерметаллидных прослоек и сопутствующим формированием трещин и расслоений, несоблюдение оптимальной схемы введения компонентов в ванну расплава и др. Избежать формирования дефектов и неоднородностей структуры получается за счет регулирования параметров процесса печати, управления геометрией введения проволочных филаментов в ванну расплава, оптимизации параметров процесса печати и состава композиционных материалов.

Для избавления от неоднородностей структуры после печати перспективным представляется применение дополнительных технологических операций, например, фрикционной перемешивающей обработки. Возможно снижение неоднородностей структуры за счет стабилизации процесса подвода филаментов в ванну расплава в процессе печати. В дальнейшем для управления структурой материалов и повышения их однородности при печати планируется использование ультразвукового воздействия в ванну расплава, что может снизить неоднородность распределения компонентов в металлматричных композитах даже при значительном различии плотности и температуры плавления вводимых в ванну расплава материалов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Utyaganova V., Filippov A., Tarasov S., Shamarin N., Gurianov D., Vorontsov A., Chumaevskii A., Fortuna S., Savchenko N., Rubtsov V., Kolubaev E. Characterization of AA7075/AA5356 gradient transition zone in an electron beam wire-feed additive manufactured sample // *Materials Characterization*. 2021. Vol. 172. Article 110867.
2. Osipovich K.S., Astafurova E.G., Chumaevskii A.V. et al. Gradient transition zone structure in “steel – copper” sample produced by double wire-feed electron beam additive manufacturing // *J. Mater Sci*. 2020. Vol. 55. P. 9258–9272.
3. Astafurova E.A., Astafurov S.V., Reunova K.A., Melnikov E.V., Moskvina V.A., Panchenko M.Yu., Maier G.G., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Structure Formation in Vanadium-Alloyed Chromium-Manganese Steel with a High Concentration of Interstitial Atoms C + N = 1.9 wt % during Electron-Beam Additive Manufacturing // *Physical Mesomechanic*. 2022. Vol. 25. No. 1. P. 1–11.
4. Chumaevskii A., Kalashnikova T., Gusarova A., Knjazhev E., Kalashnikov K., Panfilov A. The Structure Organization and Defect Formation of Cu-Al System Polymetallic Materials Produced by the Electron-Beam Additive Technology. In: 7th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (EFRE). 2020. P. 1294–1298.
5. Niendorf T., Leuders S., Riemer A., Brenne F., Tröster T., Albert Richard H., Schwarze D. Functionally Graded Alloys Obtained by Additive Manufacturing // *Advanced engineering materials*. 2014. Vol. 16. P. 857–861.
6. Muller P., Hascoet J.-Y., Mognol P. Toolpaths for additive manufacturing of functionally graded materials (FGM) parts // *Rapid Prototyping Journal*. 2014. Vol. 20. No. 6. P. 511–522.
7. Yi Su, Bo Chen, Caiwang Tan, Xiaoguo Song, Jicai Feng. Influence of composition gradient variation on the microstructure and mechanical properties of 316L/Inconel718 functionally graded material fabricated by laser additive manufacturing // *Journal of Materials Processing Technology*. 2020. Vol. 283. Article 116702.
8. Ghanavati R., Naffakh-Moosavy H. Additive manufacturing of functionally graded metallic materials: A review of experimental and numerical studies // *Journal of Materials Research and Technology*. 2021. Vol. 13. P. 1628–1664.
9. Domack M.S., Baughman J.M. Development of Nickel-Titanium Graded Composition Components // *Rapid Proto. J*. 2004. Vol. 11. No. 1. P. 41–51.
10. Matsuo S., Watari F., Ohata N. Fabrication of a functionally graded dental composite resin post and core by laser lithography and finite element analysis of its stress relaxation effect on tooth root // *Dent. Mater. J*. 2021. Vol. 20. No. 4. P. 257–274.
11. Zhe Sun, Yuan-Hui Chueh, Lin Li. Multiphase mesoscopic simulation of multiple and functionally gradient materials laser powder bed fusion additive manufacturing processes // *Additive Manufacturing*. 2020. Vol. 35. Article 101448.
12. Xiaoji Zhang, Yuan-hui Chueh, Chao Wei, Zhe Sun, Jiwang Yan, Lin Li. Additive manufacturing of three-dimensional metal-glass functionally gradient material components by laser powder bed fusion with insitu powder mixing // *Additive Manufacturing*. 2020. Vol. 33. Article 101113.
13. Huang J., Liu G., Yu X., Wu H., Huang Y., Yu S., Fan D. Micro-structure regulation of titanium alloy functionally gradient materials fabricated by alternating current assisted wire arc additive manufacturing // *Materials & Design*. 2022. Vol. 218. Article 110731.
14. Chumaevskii A.V., Panfilov A.O., Knyazhev E.O., Zykova A.P., Gusarova A.V., Kalashnikov K.N., Vorontsov A.V., Savchenko N.L., Nikonov S.Y., Cheremnov A.M., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Production of Gradient Intermetallic Layers Based on Aluminum Alloy and Copper by Electron-beam Additive Technology // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2021. P. 19–31.

REFERENCES

1. Utyaganova V., Filippov A., Tarasov S., Shamarin N., Gurianov D., Vorontsov A., Chumaevskii A., Fortuna S., Savchenko N., Rubtsov V., Kolubaev E. Characterization of AA7075/AA5356 gradient transition zone in an electron beam wire-feed additive manufactured sample. *Materials Characterization*. 2021, vol. 172, article 110867.
2. Osipovich K.S., Astafurova E.G., Chumaevskii A.V. et al. Gradient transition zone structure in “steel – copper” sample produced by double wire-feed electron beam additive manufacturing. *J. Mater Sci*. 2020, vol. 55, pp. 9258–9272.
3. Astafurova E.A., Astafurov S.V., Reunova K.A., Melnikov E.V., Moskvina V.A., Panchenko M.Yu., Maier G.G., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Structure Formation in Vanadium-Alloyed Chromium-Manganese Steel with a High Concentration of Interstitial Atoms C + N = 1.9 wt % during Electron-Beam Additive Manufacturing. *Physical Mesomechanic*. 2022, vol. 25, no. 1, pp. 1–11.
4. Chumaevskii A., Kalashnikova T., Gusarova A., Knjazhev E., Kalashnikov K., Panfilov A. The

- Structure Organization and Defect Formation of Cu-Al System Polymetallic Materials Produced by the Electron-Beam Additive Technology. In: *7th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (EFRE)*. 2020, p. 1294–1298.
5. Niendorf T., Leuders S., Riemer A., Brenne F., Tröster T., Albert Richard H., Schwarze D. Functionally Graded Alloys Obtained by Additive Manufacturing. *Advanced engineering materials*. 2014, vol. 16, pp. 857–861.
 6. Muller P., Hascoet J.-Y., Mognol P. Toolpaths for additive manufacturing of functionally graded materials (FGM) parts. *Rapid Prototyping Journal*. 2014, vol. 20, no. 6, pp. 511–522.
 7. Yi Su, Bo Chen, Caiwang Tan, Xiaoguo Song, Jicai Feng. Influence of composition gradient variation on the microstructure and mechanical properties of 316L/Inconel718 functionally graded material fabricated by laser additive manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*. 2020, vol. 283, article 116702.
 8. Ghanavati R., Naffakh-Moosavy H. Additive manufacturing of functionally graded metallic materials: A review of experimental and numerical studies. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021, vol. 13, pp. 1628–1664.
 9. Domack M.S., Baughman J.M. Development of Nickel-Titanium Graded Composition Components. *Rapid Proto. J.* 2004, vol. 11, no. 1, pp. 41–51.
 10. Matsuo S., Watari F., Ohata N. Fabrication of a functionally graded dental composite resin post and core by laser lithography and finite element analysis of its stress relaxation effect on tooth root. *Dent. Mater. J.* 2021, vol. 20, no. 4, pp. 257–274.
 11. Zhe Sun, Yuan-Hui Chueh, Lin Li. Multiphase mesoscopic simulation of multiple and functionally gradient materials laser powder bed fusion additive manufacturing processes. *Additive Manufacturing*. 2020, vol. 35, article 101448.
 12. Xiaoji Zhang, Yuan-hui Chueh, Chao Wei, Zhe Sun, Jiwang Yan, Lin Li. Additive manufacturing of three-dimensional metal-glass functionally gradient material components by laser powder bed fusion with insitu powder mixing. *Additive Manufacturing*. 2020, vol. 33, article 101113.
 13. Huang J., Liu G., Yu X., Wu H., Huang Y., Yu S., Fan D. Micro-structure regulation of titanium alloy functionally gradient materials fabricated by alternating current assisted wire arc additive manufacturing. *Materials & Design*. 2022, vol. 218, article 110731.
 14. Chumaevskii A.V., Panfilov A.O., Knyazhev E.O., Zykova A.P., Gusarova A.V., Kalashnikov K.N., Vorontsov A.V., Savchenko N.L., Nikonov S.Y., Cheremnov A.M., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Production of Gradient Intermetallic Layers Based on Aluminum Alloy and Copper by Electron-beam Additive Technology. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2021, pp. 19–31.
- Сведения об авторах**
- Андрей Валерьевич Чумаевский**, д.т.н., старший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: tch7av@gmail.com
ORCID: 0000-0002-1983-4385
- Александр Олегович Панфилов**, аспирант, младший научный сотрудник лаборатории структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: alexpl@ispms.ru
ORCID: 0000-0001-8648-0743
- Анна Петровна Зыкова**, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник, заведующий лабораторией структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: zykovaap@mail.ru
ORCID: 0000-0001-8779-3784
- Валерий Евгеньевич Рубцов**, к.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник, заведующий лабораторией контроля качества материалов и конструкций, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: rvy@ispms.ru
ORCID: 0000-0003-0348-1869
- Евгений Олегович Княжев**, аспирант, младший научный сотрудник лаборатории структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: clothoid@ispms.tsc.ru
ORCID: 0000-0002-1984-9720
- Ксения Сергеевна Осипович**, младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: osipovich_k@mail.ru
ORCID: 0000-0001-9534-775X
- Вячеслав Максимович Семенчук**, аспирант, младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: svm70@ispms.tsc.ru
ORCID: 0000-0002-7215-0505
- Вероника Рифовна Утяганова**, младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: filaret_2012@mail.ru
ORCID: 0000-0002-2303-8015

Сергей Юрьевич Никонов, к.ф.-м.н., ведущий инженер лаборатории физики упрочнения поверхности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: sergrff@ngs.ru
ORCID: 0000-0001-9431-0226

Артём Романович Добровольский, аспирант, младший научный сотрудник лаборатории структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: artdobrov@ispms.ru

Евгений Александрович Колубаев, д.т.н., заведующий лабораторией локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: eak@ispms.tsc.ru
ORCID: 0000-0001-7288-3656

Information about the authors

Andrey V. Chumaevskii, *Cand. Sci. (Eng.)*, Senior Researcher of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: tch7av@gmail.com
ORCID: 0000-0002-1983-4385

Aleksandr O. Panfilov, postgraduate student, Junior researcher at the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: alexpl@ispms.ru
ORCID: 0000-0001-8648-0743

Anna P. Zyкова, *Cand. Sci. (Phys.-math.)*, Senior Researcher, Head of the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: zyковаaap@mail.ru
ORCID: 0000-0001-8779-3784

Valery E. Rubtsov, *Cand. Sci. (Phys.-math.)*, Leading Researcher, Head of the Laboratory for Quality Control of Materials and Structures, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: rvy@ispms.ru
ORCID: 0000-0003-0348-1869

Evgeny O. Knyazhev, postgraduate student, Junior Researcher at the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

Email: clothoid@ispms.tsc.ru
ORCID: 0000-0002-1984-9720

Kseniya S. Osipovich, Junior Researcher at the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: osipovich_k@mail.ru
ORCID: 0000-0001-9534-775X

Vyacheslav M. Senemchuk, postgraduate student, Junior Researcher at the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: svm70@ispms.tsc.ru
ORCID: 0000-0002-7215-0505

Veronika R. Utyaganova, Junior Researcher at the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: filaret_2012@mail.ru
ORCID: 0000-0002-2303-8015

Sergey Yu. Nikonov, *Cand. Sci. (Phys.-math.)*, Leading Engineer, Laboratory of Surface Hardening Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: sergrff@ngs.ru
ORCID: 0000-0001-9431-0226

Artem R. Dobrvolskii, postgraduate student, Junior researcher at the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: artdobrov@ispms.ru

Evgeny A. Kolubaeв, *Dr. Sci. (Eng.)*, Head of the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: eak@ispms.tsc.ru
ORCID: 0000-0001-7288-3656

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 11.12.2022

После доработки 27.02.2023

Принята к публикации 06.03.2023

Received 11.12.2022

Revised 27.02.2023

Accepted 06.03.2023

Оригинальная статья

УДК 669.018.25:621.793.184.762.8

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-1(43)-76-82

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ ТВЕРДОГО СПЛАВА VK10КС ПОСЛЕ ДВУХКОМПОНЕНТНОЙ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКИ С СИНТЕТИЧЕСКИМИ АЛМАЗАМИ

© 2023 г. Т. Н. Осколкова

Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Представлены результаты исследований твердого сплава VK10КС после двухкомпонентного электровзрывного легирования (ЭВЛ) с синтетическими алмазами. В качестве взрываемого проводника был использован алюминий. Выбор алюминия основывается на экспериментальных данных ряда исследователей, которые отмечают, что для увеличения прочностных свойств твердых сплавов при повышенных температурах необходимо, чтобы в кобальтовой связке присутствовали частицы ультрадисперсного α - Al_2O_3 с размером в сотые доли микрона. Добавка алюминия в связку значительно повышает твердость, износостойкость и прочность при изгибе. Суть ЭВЛ заключается в накоплении энергии батареей импульсных конденсаторов до 10 кДж и ее последующем разряде в течение 100 мкс через проводник, который испытывает взрывное разрушение. При этом происходит нагрев обрабатываемой поверхности и насыщение ее продуктами взрыва с последующей самозакалкой из-за отвода тепла в окружающую среду и в глубь материала. Для увеличения эффекта упрочнения в область взрыва дополнительно была внесена порошковая навеска синтетического алмазного порошка АС2 массой 60 мг. Экспериментально выявлено, что легирование поверхности твердого сплава VK10КС продуктами электровзрыва алюминия с навеской алмазного порошка не привело к образованию упрочненного слоя алмазного типа. В процессе обработки алмазный порошок трансформировался в графит. Несмотря на то, что алмазный слой не образовался, произошло поверхностное упрочнение твердого сплава VK10КС после электровзрыва алмазного порошка с алюминием в качестве проводника. Толщина упрочненного поверхностного слоя составляет около 15 мкм с нанотвердостью 24000 МПа (в 2 раза выше по сравнению с исходным состоянием). Повышение твердости связано с измельчением фаз в поверхностном слое и формированием карбида типа W_2C и α - Al_2O_3 . Шероховатость поверхности обработанных твердосплавных пластин не превышает значений, соответствующих техническим требованиям. Исследованием кобальтовой связующей в зоне термического влияния после двухкомпонентного ЭВЛ установлено, что кобальтовая связующая дополнительно легируется вольфрамом, углеродом, алюминием, входящими в состав взрываемых материалов и основы. Дополнительное легирование кобальтовой связующей приведет к упрочнению, что положительно повлияет на эксплуатационную стойкость карбидовольфрамовых твердых сплавов в целом.

Ключевые слова: твердый сплав, структура, электровзрывное легирование, нанотвердость, износостойкость

Для цитирования: Осколкова Т.Н. Исследование структуры и свойств поверхности твердого сплава VK10КС после двухкомпонентной электровзрывной обработки с синтетическими алмазами // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 1 (43). С. 76–82. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-76-82](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-76-82)

Original article

STUDY OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE SURFACE OF HARD ALLOY VK10KS AFTER TWO-COMPONENT ELECTRICAL EXPLOSION TREATMENT WITH SYNTHETIC DIAMONDS

© 2023 T. N. Oskolkova

Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

Abstract. The article presents the results of studies of the VK10KS hard alloy after two-component electroexplosive treatment (EVL) with synthetic diamonds. Aluminum was used as the exploding conductor. The choice of aluminum is based on the experimental data of a number of researchers who note that in order to increase the strength properties of hard alloys at elevated temperatures, it is necessary that particles with a size of hundredths of a micron of ultrafine α -Al₂O₃ be present in the cobalt binder. Thus, the addition of aluminum to the bond significantly increases the hardness, wear resistance and bending strength. The essence of the EVL is the accumulation of energy by a battery of impulse capacitors up to 10 kJ and its subsequent discharge for 100 μ s through a conductor that experiences explosive destruction. In this case, the treated surface is heated and saturated with explosion products, followed by self-hardening due to heat removal to the environment and deep into the material. To increase the hardening effect, a powder sample of synthetic diamond powder AC2 weighing 60 mg was additionally added to the explosion area. It was experimentally revealed that alloying the surface of the VK10KS hard alloy with the products of aluminum electric explosion with a sample of diamond powder did not lead to the formation of a hardened diamond-type layer. During processing, the diamond powder transformed into graphite. Despite the fact that the diamond layer was not formed, surface hardening of the VK10KS hard alloy occurred after the electric explosion of diamond powder with aluminum as a conductor. The thickness of the hardened surface layer is about 15 μ m with a nanohardness of 24000 MPa, which is 2 times higher compared to the initial state. The increase in hardness is associated with the refinement of phases in the surface layer and the formation of W₂C and α -Al₂O₃ type carbides. The surface roughness of machined carbide inserts does not exceed the values corresponding to the technical requirements. The study of the cobalt binder in the heat-affected zone after two-component EVL found that the cobalt binder is additionally alloyed with tungsten, carbon, aluminum, which are part of the explosive materials and the base. Additional alloying of the cobalt binder will lead to its hardening, which will positively affect the service life of tungsten carbide hard alloys in general.

Keywords: hard alloy, structure, electroexplosive alloying, nanohardness, wear resistance

For citation: Oskolkova T.N. Study of the structure and properties of the surface of hard alloy vk10ks after two-component electrical explosion treatment with synthetic diamonds. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no. 1 (43), pp. 76–82. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-76-82](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-76-82)

Введение

В настоящее время для увеличения срока службы твердых сплавов группы ВК применяют методы упрочнения с использованием концентрированных потоков энергии (метод электровзрывного легирования (ЭВЛ)) [1 – 7]. В работах [8 – 11] рассматриваемый метод ранее был успешно применен для поверхностной обработки твердого сплава ВК10КС с использованием в качестве проводников титана, углерода, алюминия с дополнительными добавками порошков бора и карбида кремния. Этот метод может быть применим для поверхностного упрочнения твердых сплавов на основе карбида вольфрама с добавлением порошка искусственных алмазов.

На основе анализа работ [12 – 15] установлена возможность формирования алмазных покрытий на неперетачиваемых твердосплавных пластинах, применяемых при механической обработке. Целью настоящей работы является попытка получения поверхностного слоя алмазного типа на твердом сплаве ВК10КС способом электровзрывного легирования и исследование особенностей его структурного состояния и свойств.

Материалы, способ обработки и методы исследования

Поверхностному упрочнению способом электровзрывного легирования подвергался твердый сплав марки ВК10КС производства ОАО «Кировоградский завод твердых сплавов» (Свердловская обл.).

Суть этого метода заключается в накоплении энергии батареями импульсных конденсаторов до 10 кДж и ее последующем разряде в течение 100 мкс через проводник, который испытывает взрывное разрушение. Нагревается обрабатываемая поверхность образца и происходит насыщение ее продуктами взрыва. Параллельно с этим протекает самозакалка из-за отвода тепла в окружающую среду и в глубь материала. Поверхность твердого сплава ВК10КС обрабатывали при интенсивности воздействия 6,0 ГВт/м² и зарядном напряжении $U = 2,3$ кВ. Оплавление поверхности и интенсивное конвективное перемешивание расплава обеспечиваются воздействием плазменной струи с неоднородным давлением на поверхность.

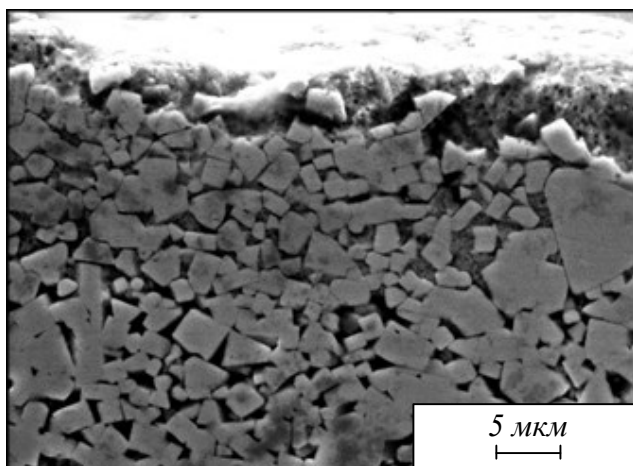


Рис. 1. Микроструктура сплава ВК10КС после электровзрыва синтетического алмаза с алюминиевым проводником

Fig. 1. Microstructure of VK10KS alloy after electric explosion of synthetic diamond with aluminum conductor

Функцию взрываемого проводника выполнял алюминий (алюминиевая фольга толщиной 20 мкм, диаметром 50 мм и массой 40 мг из расчета на 15 см² обрабатываемой поверхности). В работе [16] считают, что небольшое количество в кобальтовой связке частиц размером в сотые доли мкм ультрадисперсного α -Al₂O₃ приведет к увеличению прочностных свойств (твердости, износостойкости и прочности при изгибе).

Для увеличения эффекта упрочнения поверхности твердого сплава ВК10КС при использовании алюминиевого взрываемого проводника дополнительно в виде порошка был внесен синтетический алмаз АС2 массой 60 мг.

Изучение микроструктуры после ЭВЛ алюминия с алмазным порошком проводили с использованием микроскопа Philips SEM 515, сканирующего электронного микроскопа EVO 50 XVP, рентгеновского дифрактометра ДРОН 2,0 с железным K_α-излучением. Свойства упрочненной зоны определяли методами оценки

нанотвердости на приборе Nano Hardness Tester, износостойкости с помощью высокотемпературного трибометра PC-Operated High Temperature Tribometer, шероховатости – на установке Micro Measure 3D station фирмы CSEM).

Результаты исследования

Металлографические исследования образцов после электровзрывной обработки алюминия с порошком синтетического алмаза выявили формирование на облучаемой поверхности тонкого, плохо травящегося слоя толщиной 1 мкм, глубже которого располагается слой толщиной 12 мкм с измельченными карбидами. Рассматриваемый слой плавно переходит в основу сплава (рис. 1). В поверхностном слое и в основе после ЭВЛ трещин не выявлено.

Рентгенографические исследования обработанного сплава (рис. 2) выявили наличие оксида α -Al₂O₃, карбида вольфрама W₂C. В слое также присутствуют карбид вольфрама WC и небольшое количество углерода в виде графита.

Механизм формирования поверхностного слоя после электровзрыва алюминиевой фольги с добавками порошка синтетических алмазов состоит в следующем: на облучаемой поверхности формируется очень тонкое покрытие (примерно 1 мкм), образованное конденсированными частицами алюминия (продукт взрыва). Алюминий из-за большого сродства с кислородом соединяется с ним и образует мелкодисперсные частицы α -Al₂O₃. Это подтверждается результатами растровой электронной микроскопии и рентгенографическими исследованиями (рис. 2, 3). Под слоем α -Al₂O₃ располагался слой из карбидов вольфрама W₂C и WC. Частицы этих карбидов в процессе кристаллизации после ЭВЛ уменьшались в размерах до 2 – 3 мкм по сравнению с исходными 5 – 7 мкм. Исходя из

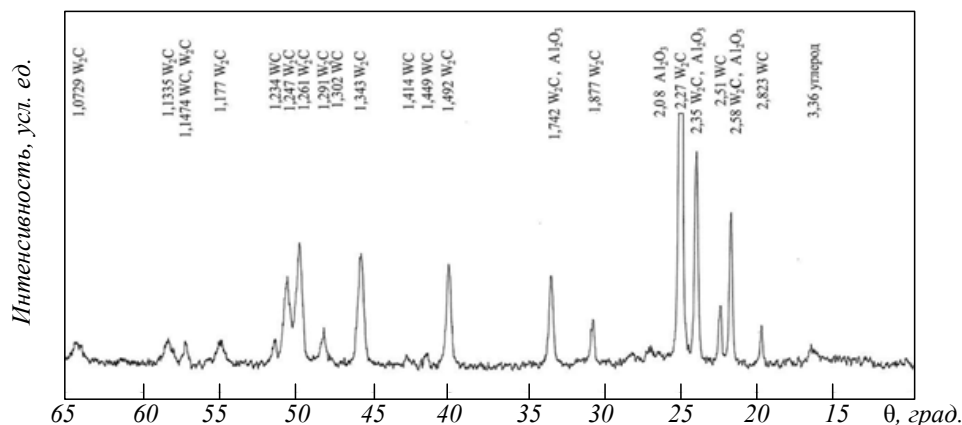


Рис. 2. Фрагмент дифрактограммы сплава ВК10КС после обработки электровзрывом алюминия с алмазным порошком

Fig. 2. Fragments of diffraction patterns of the VK10KS alloy after processing by electric explosion of aluminum with diamond powder

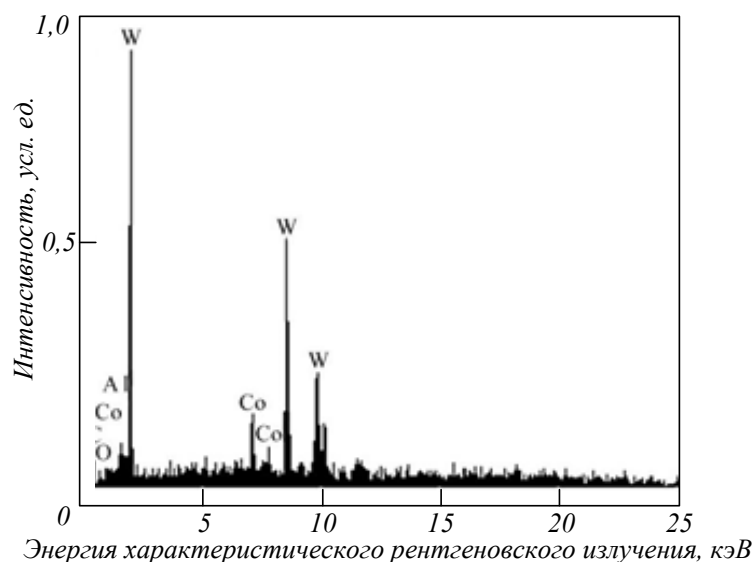


Рис. 3. Элементный состав поверхностного слоя сплава ВК10КС после электровзрыва алюминия с порошком синтетического алмаза

Fig. 3. The elemental composition of the surface layer of the VK10KS alloy after the electric explosion of aluminum with synthetic diamond powder

диаграммы состояния системы W – C [17], при электровзрывной обработке концентрация углерода становилась меньше 50 % из-за легирования расплава алюминия в местах расположения частиц карбида вольфрама и нарушения стехиометрического соотношения, поэтому фазовый состав определялся смесью WC + W₂C.

После поверхностной обработки следует отметить изменение химического состава кобальтовой связующей в приповерхностном слое. Результаты растровой электронной микроскопии представлены на рис. 4. Изучение химического состава кобальтовой связующей на расстоянии 3 – 5 мкм от поверхности после электровзрыва алюминиевой фольги с

алмазным порошком показало легирование ее алюминием (0,137 %) и вольфрамом (34,16 %).

На поверхности твердого сплава ВК10КС алмазного покрытия не обнаружено. Синтетические алмазы марки АС2 имеют большую склонность к графитизации под действием высоких температур и относительно длительной выдержке (более 15 мин), чем естественные алмазы [18]. Электровзрывное легирование алюминия с алмазным порошком проводили за короткое время (10^{-4} с), поэтому теоретически можно было предполагать возможность получения алмазоподобного покрытия за счет конденсированной составляющей. Присутствие кобальта в твердом сплаве ускоряет процесс графитизации [18].

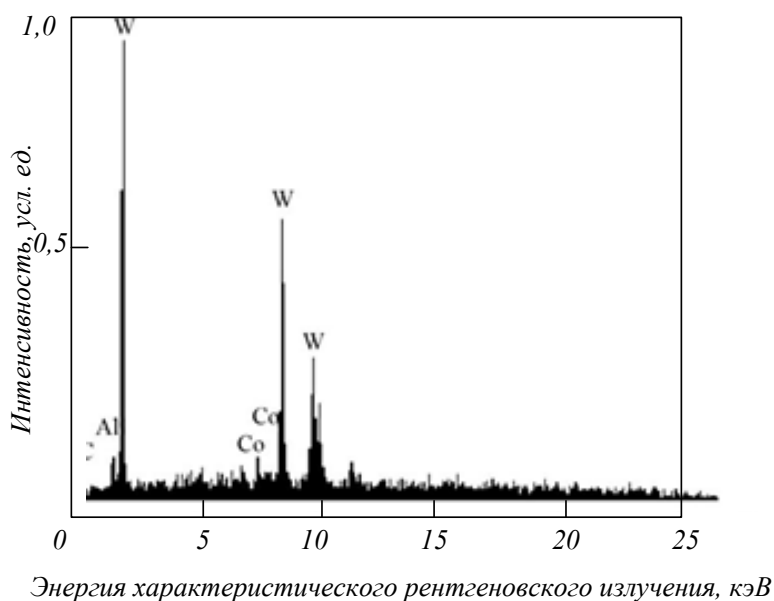


Рис. 4. Элементный состав кобальтовой связующей сплава ВК10КС после обработки электровзрывом алюминия с алмазным порошком

Fig. 4. Elemental composition of the cobalt binder alloy VK10KS after treatment with electric explosion of aluminum with diamond powder

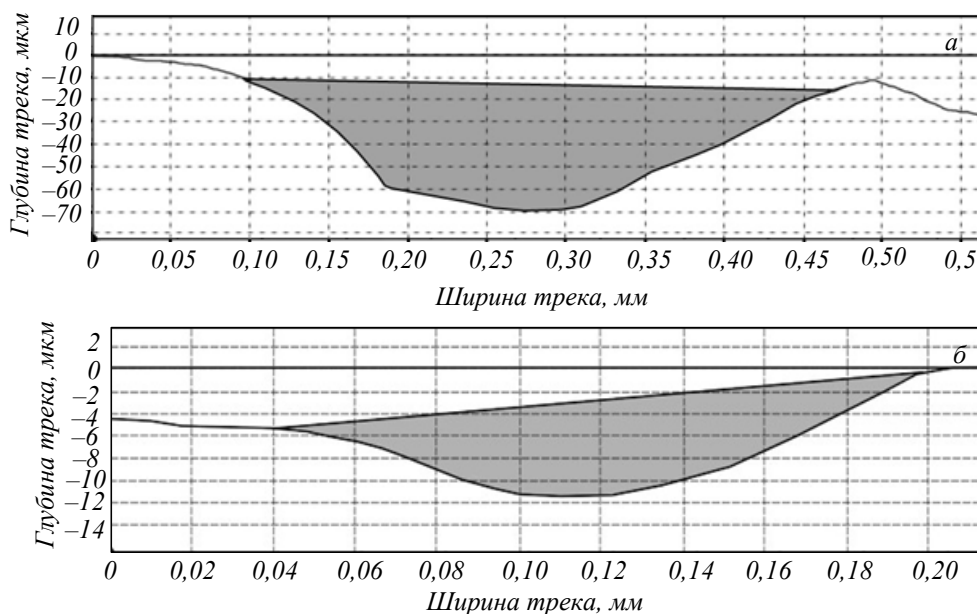


Рис. 5. Профиль и площадь (выделена цветом) трека износа исходного образца (а) и образца после обработки электровзрывом алмазного порошка с алюминием (б)

Fig. 5. Profile and area (highlighted in color) of the wear track of the initial samples (a) and the sample after electroexplosion treatment of diamond powder with aluminum (b)

На поверхности твердого сплава в результате обработки отсутствует покрытие алмазоподобного типа, так как в рассматриваемом случае синтетический алмаз проявил склонность к процессу графитизации (рис. 2).

Профилометрические исследования показали, что ЭВЛ алюминиевой фольгой с алмазным порошком приводит к незначительному увеличению шероховатости поверхности до $Ra = 1,84$ мкм по сравнению с исходным состоянием ($Ra = 1,32$ мкм), но сохраняя ее в пределах технических требований (допустимая чистота обработки твердого сплава 2,50 мкм). Повышение шероховатости после обработки происходит в связи с осаждением конденсированных частиц продуктов взрыва, которые располагаются в тылу струи и попадают на поверхность твердого сплава уже в процессе ее кристаллизации, формируя новый рельеф [19].

Наноиндентирование показало увеличение твердости обработанной поверхности сплава ВК10КС до 24000 МПа, что превосходит нанотвердость образцов в исходном состоянии в два раза.

Износ определялся на десяти образцах при измерении глубины и площади трека до и после обработки. Трек образуется в результате вращения алмазного индентора по неподвижному образцу. Испытания на износ проводили при нагрузке на образец 3 Н, количестве оборотов 4000, линейной скорости движения 2,5 см/с. Аналогичные испытания проводили на исходных образцах.

Трибологические испытания выявили глубину трека износа исходного образца 58,0 мкм, а после обработки – 8,62 мкм (рис. 5). Площадь трека износа исходного образца составляет 12921 мкм², после упрочнения – 816 мкм². Коэффициент трения μ об-

разцов после ЭВЛ алмазным порошком с использованием алюминия в качестве проводника и исходного образца составляет 0,20 и 0,41.

Увеличение износостойкости упрочненных образцов связано с образованием на поверхности α -Al₂O₃, карбидов W₂C, которые имеют большую твердость, чем WC [20]. Вместе с тем ожидаемого упрочнения поверхности твердого сплава ВК10КС не достигнуто, так как алмазоподобное покрытие способом ЭВЛ сформировать не представляется возможным из-за трансформации порошка искусственных алмазов в графит.

Выводы

Экспериментально выявлено, что легирование поверхности твердого сплава ВК10КС продуктами электровзрыва алюминия с порошком синтетического алмаза не привело к образованию упрочненного слоя алмазного типа. В процессе обработки алмазный порошок трансформировался в графит. Несмотря на то, что алмазный слой не образовался, произошло поверхностное упрочнение твердого сплава ВК10КС после ЭВЛ. Толщина упрочненного поверхностного слоя составляет около 15 мкм с нанотвердостью 24000 МПа (в два раза выше по сравнению с исходным состоянием). Повышение твердости связано с измельчением фаз в поверхностном слое и формированием карбида типа W₂C и α -Al₂O₃. Шероховатость поверхности обработанных твердосплавных пластин не превышает значений, соответствующих техническим требованиям. Исследованием кобальтовой связующей в зоне термического влияния после ЭВЛ алюминием с порошком синтетического алмаза установлено, что кобальтовая связующая дополнительно легируется

вольфрамом, углеродом, алюминием, входящими в состав взрывааемых материалов и основы. Дополнительное легирование кобальтовой связующей приведет к упрочнению поверхности, что положительно повлияет на эксплуатационную стойкость карбидовольфрамовых твердых сплавов в целом.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Tabakov V.P., Chikhranov A.V. Selecting the composition of wear resistant coatings // *Russian Engineering Research*. 2018. Vol. 38. No. 2. P. 105–109.
2. Zhang F.G., Zhu X.P., Lei M.K. Surface characterization and tribological properties of WC – Ni cemented carbide irradiated by high intensity pulsed electron beam // *Vacuum*. 2017. Vol. 137. P. 119–124.
3. Богодухов С.И., Козик Е.С., Свиденко Е.В. Исследование влияния температурных полей нагрева при непрерывной лазерной обработке на эксплуатационные свойства пластин твердого сплава Т15К6 // *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2018. № 2. С. 76–84.
4. Пинахин И.А., Черниговский В.А., Брачихин А.А., Ягмуров М.А., Сугаров Х.Р. Исследование физико-механических свойств твердых сплавов ВК6, ВК8 и Т5К10, прошедших объемное импульсное лазерное упрочнение // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2017. Т. 83. № 3. С. 37–40.
5. Верещака А.А., Табаков В.П. Исследование влияния архитектуры многослойного покрытия на работоспособность твердосплавного инструмента // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2019. Т. 15. № 9 (177). С. 427–429.
6. Табаков В.П., Худобин Л.В. Повышение работоспособности твердосплавного инструмента путем направленного выбора механических свойств слоев многослойного покрытия с учетом функциональных параметров процесса резания // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2018. Т. 14. № 9 (165). С. 414–418.
7. Козаков А.Т., Ярьсько С.И., Сидашов А.В. Модификация и анализ поверхности сталей и сплавов. Ростов-на-Дону: изд. Ростовского государственного университета путей сообщений, 2015. 378 с.
8. Oskolkova T.N., Glezer A.M., Simachev A.S. Surface hardening of carbide tools based on tungsten carbide by concentrated energy flows // *Steel in Translation*. 2021. Vol. 51. No. 12. P. 853–858. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-12-870-876>
9. Осколкова Т.Н., Симачев А.С., Ярьсько С.И. Влияние импульсно-плазменного модифицирования титаном и карбидом кремния поверхности твердого сплава ВК10КС на его структуру и свойства // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2020. Т. 63. № 11-12. С. 922–928. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-11-12-922-928>
10. Oskolkova T.N., Simachev A.S. Influence of pulse-plasma modification of vk10ks solid alloy surface by titanium and boron on its structure and properties // *Steel in Translation*. 2020. Vol. 63. No. 5. P. 351–356. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-5-351-356>
11. Oskolkova T.N., Glezer A.M. Wear-Resistant Coatings on WC – Co Hard Alloys Synthesized by Concentrated Energy Flows // *Inorganic Materials: Applied Research*. 2019. Vol. 10. No. 1. P. 146–154.
12. Пат. 2138396 РФ. Подложка с алмазным покрытием / Кулландер Грегор, Рейнер Ингрид, Брэндруп-Уогнсен Хелен; Сандвик А.Б.; заявл. 08.07.1994; опубл. 27.09.1999.
13. Пат. 96114978 РФ. Инструмент с алмазным покрытием и способ его изготовления / Джордж П. Грэб, Вильям М. Мелэго, Эдвард Дж. Олес и др.; заявл. 30.06.1996; опубл. 10.09.1998.
14. Пат. 2167262 РФ. Наплавка твердым сплавом с покрытыми алмазными частицами (варианты), присадочный пруток для наплавки твердым сплавом, способ наплавки твердым сплавом (варианты), коническое шарошечное долото для вращательного бурения (варианты), коническая шарошка / Ленгфорд Джеймс В. Мл., Дельвиче Роберт; заявл. 29.07.1996; опубл. 20.05.2001.
15. Пат. 6358624 США. Инструмент из поликристаллического алмаза / Yoshida Katsuhito, Shiraishi Junichi, Nakai Tetsuo Sumitomo; заявл. 16.05.2000; опубл. 19.03.2002.
16. Панов В.С., Чувилин А.М., Фальковский В.А. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. Москва: МИСиС. 2004. 464 с.
17. Чапорова И.Н., Чернявский К.С. Структура спеченных твердых сплавов. Москва: Металлургия. 1975. 248 с.
18. Поляков В.П., Ножкина А.В., Чириков Н.В. Алмазы и сверхтвердые материалы. Москва: Металлургия. 1990. 327 с.
19. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов и др. Новокузнецк: изд. СибГИУ. 2007. 301 с.
20. Самсонов Г.В., Винницкий И.М. Тугоплавкие соединения. Москва: Металлургия, 1976. 560 с.

REFERENCES

1. Tabakov V.P., Chikhranov A.V. Selecting the composition of wear resistant coatings. *Russian Engineering Research*. 2018, vol. 38, no. 2, pp. 105–109.

2. Zhang F.G., Zhu X.P., Lei M.K. Surface characterization and tribological properties of WC–Ni cemented carbide irradiated by high intensity pulsed electron beam. *Vacuum*. 2017, vol. 137, pp. 119–124.
3. Bogodukhov S.I., Kozik E.S., Svidenko E.V. Investigation of the influence of temperature fields of heating during continuous laser processing on the performance properties of T15K6 hard alloy plates. *Izvestiya vuzov. Poroshkovaya metallurgiya i funkcional'nye pokrytiya*. 2018, no. 2, pp. 76–84. (In Russ.).
4. Pinakhin I.A., Chernigovsky V.A., Bratsikhin A.A., Yagmurov M.A., Sugarov H.R. Investigation of physical and mechanical properties of hard alloys VK6, VK8 and T5K10 subjected to volumetric pulsed laser hardening. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*. 2017, vol. 83, no. 3, pp. 37–40. (In Russ.).
5. Vereshchaka A.A., Tabakov V.P. Investigation of the influence of the architecture of a multilayer coating on the performance of a carbide tool. *Strengthening technologies and coatings*. 2019, vol. 15, no. 9, pp. 427–429. (In Russ.).
6. Tabakov V.P., Khudobin L.B. Improving the performance of the carbide tool by directional selection of the mechanical properties of the multilayer coating layers, taking into account the functional parameters of the cutting process. *Hardening technologies and coatings*. 2018, vol. 14, no 9 (165), pp. 414–418.
7. Kozakov A.T., Yaresko S.I., Sidashov A.V. *Modification and analysis of the surface of steels and alloys*. Rostov-on-Don: Rostov State University of Railway Transport, 2015, 378 p. (In Russ.).
8. Oskolkova T.N., Glezer A.M., Simachev A.S. Surface hardening of carbide tools based on tungsten carbide by concentrated energy flows. *Steel in Translation*. 2021, vol. 51, no. 12, pp. 853–858. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-12-870-876>.
9. Oskolkova T.N., Simachev A.S., Yares'ko S.I. Influence of pulse-plasma modification with titanium and silicon carbide of the surface of hard VK10KS alloy on its structure and properties. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020, vol. 63, no. 11-12, pp. 922–928. (In Russ.).
10. Oskolkova, T.N., Simachev, A.S. Influence of pulse-plasma modification of vk10ks solid alloy surface by titanium and boron on its structure and properties. *Steel in Translation*. 2020, vol. 63, no. 5, pp. 351–356. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-5-351-356>
11. Oskolkova T.N., Glezer A.M. Wear-Resistant Coatings on WC–Co Hard Alloys Synthesized by Concentrated Energy Flows. *Inorganic Materials: Applied Research*. 2019, vol. 10, no. 1, pp. 146–154.
12. Kullander Gregor, Rayner Ingrid, Brandrup-Wognsen Helen; Sandwick A.B. *Diamond coated substrate*. Pat. 2138396; application 08.07.1994; publ. 27.09.1999. (In Russ.).
13. George P. Grab, William M. Melego, Edward J. Oles et al. *Diamond-coated tool and method of its manufacture*. Pat. 96114978; application 30.06.1996; publ. 10.09.1998. (In Russ.).
14. Langford James W. Jr., Delviche Robert. *Hard alloy surfacing with coated diamond particles (options), filler rod for hard alloy surfacing, hard alloy surfacing method (options), conical ball drill bit for rotary drilling (options), conical ball*. Pat. 2167262; application 29.07.1996; publ. 20.05.2001. (In Russ.).
15. Yoshida Katsuhito, Shiraishi Junichi, Nakai Tetsuo Sumitomo. *Polycrystalline diamond tool*. Pat. 6358624 US; application 16.05.2000; publ. 19.03.2002.
16. Panov V.S., Chuvilin A.M., Falkovsky V.A. *Technology and properties of sintered hard alloys and products from them*. Moscow: Mrs. 2004, 464 p. (In Russ.).
17. Chaporova I.N., Chernyavsky K.S. *Structure of sintered hard alloys*. Moscow: Metallurgy, 1975, 248 p. (In Russ.).
18. Polyakov V.P., Nozhkina A.V., Chirikov N.V. *Diamonds and superhard materials*. Moscow: Metallurgy. 1990, 327 p. (In Russ.).
19. Bagautdinov A.Ya., Budovskikh E.A., Ivanov Yu.F. et al. *Physical bases of electro-explosive alloying of metals and alloys*. Novokuznetsk: SibGIU Publishing House. 2007, 301 p. (In Russ.).
20. Samsonov G.V., Vinnitskiy I.M. *Refractory compounds*. Moscow: Metallurgy, 1976, 560 p. (In Russ.).

Сведения об авторах

Татьяна Николаевна Осколкова, д.т.н., профессор кафедры обработки металлов давлением и металловедения. ЕВРАЗ ЗСМК, Сибирский государственный университет
E-mail: oskolkova@kuz.ru

Information about the authors

Tatyana N. Oskolkova, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Department of Metalforming and Metal Science. EVRAZ ZSMK, Siberian State Industrial University
E-mail: oskolkova@kuz.ru

Поступила в редакцию 17.10.2022
 После доработки 20.10.2022
 Принята к публикации 24.10.2022

Received 17.10.2022
 Revised 20.10.2022
 Accepted 24.10.2022

Original article

УДК 621.791

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-1(43)-83-88

GREEN WELDING. EXPLORING THE ENVIRONMENTAL AND HEALTH BENEFITS OF FRICTION STIR WELDING OVER CONVENTIONAL WELDING METHODS

M. Arif¹, W. Malik², M. A. Mir³, T. Ahmad³, N. F. Lone², A. N. Siddiquee²

¹Department of Mechanical Engineering, Sanskriti University, Mathura-281401, India

²Department of Mechanical Engineering, Jamia Millia Islamia, New Delhi-110025, India

³Department of Mechanical Engineering, National Institute of Technology, Hazratbal-190006, India

Abstract. Friction Stir Welding (FSW) is a solid-state welding technique that differs from the fusion welding methods as the melting of the materials to be joined does not take place. Moreover the absence of harmful fumes or toxic gases during FSW makes it an environmentally friendly process. The FSW process can produce high-quality welds and uses considerably less energy than any other arc welding process. Recent advancements have made it possible to use FSW to join polymers, and the resulting welds have demonstrated good mechanical properties. Moreover, FSW poses no health risks to welders, while prolonged exposure to an arc welding environment can be harmful to their health. In summary, this review article discusses the capabilities and quality of the FSW process, highlighting its advantages over traditional arc welding methods.

Keywords: friction stir welding, FSW eco-friendly, Green welding, Environmental effect of FSW

For citation: Arif M., Malik W., Mir M.A., Ahmad T., Lone N.F., Siddiquee A.N. Green welding. exploring the environmental and health benefits of friction stir welding over conventional welding methods. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no. 1 (43), pp. 83–88. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-83-88](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-83-88)

Оригинальная статья

ЭКОЛОГИЧНАЯ СВАРКА. ИЗУЧЕНИЕ ПРЕИМУЩЕСТВ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ПО СРАВНЕНИЮ С ТРАДИЦИОННЫМИ МЕТОДАМИ СВАРКИ ДЛЯ ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ И ЗДОРОВЬЯ

М. Ариф¹, В. Малик², М. А. Мир³, Т. Ахмад³, Н. Ф. Лоун², А. Н. Сиддики²

¹Кафедра машиностроения, Университет Санскрити, Матхура-281401, Индия

²Отдел машиностроения, Джамиа Миллия Исламия, Нью-Дели-110025, Индия

³Кафедра машиностроения, Национальный технологический институт, Хазратбал-190006, Индия

Аннотация. Сварка трением с перемешиванием (СТП) представляет собой метод сварки в твердом состоянии, который отличается от методов сварки плавлением тем, что плавления соединяемых материалов не происходит. Кроме того, отсутствие вредных паров или ядовитых газов при СТП делает этот процесс экологически безопасным. Процесс СТП позволяет производить высококачественные сварочные швы и потребляет значительно меньше энергии, чем любой другой процесс дуговой сварки. Последние достижения сделали возможным использование СТП для соединения полимеров, и полученные сварные швы продемонстрировали хорошие механические свойства. Кроме того, СТП не представляет опасности для здоровья сварщиков, в то время как длительное воздействие среды дуговой сварки опасно для здоровья.

Таким образом, в этой обзорной статье обсуждаются возможности и качество процесса СТП, подчеркиваются его преимущества по сравнению с традиционными методами дуговой сварки.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, экологически чистая СТП, экологичный дизайн, экологический эффект СТП

Для цитирования: Ариф М., Малик В., Мир М. А., Ахмад Т., Лоун Н. Ф., Сиддики А. Н. Экологичная сварка: Исследование преимуществ для окружающей среды и здоровья сварки трением с перемешиванием по сравнению с традиционными методами сварки // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023, no. 1 (43), pp. 83–88. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-83-88](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-83-88)

Introduction

Friction stir welding is considered a sustainable and environmentally friendly welding method, because the process does not generate any harmful or toxic gases and radiation during the welding process. In contrast, conventional arc welding techniques, including MIG, LBW, Tungsten Inert Gas (TIG), and GMAW, produce hazardous fumes and radiation that can pose significant risks to both welders and the environment [1]. Wang et al. examined how welding processes affect the fatigue properties of Al 5052 and analyzed the welded joints based on fatigue testing results. The findings showed that FSW joints have better fatigue properties compared to TIG weld joints [2]. Compared to conventional arc welding, Friction Stir welding has the benefit of using less energy and generating minimal waste of materials [3]. The use of filler material in conventional arc welding often leads to defects like cracks, porosity, and lack of fusion. In contrast, Friction Stir welding doesn't require filler material, so if the proper procedure is followed, it can produce almost perfect joints without any defects [4]. M. A. wahid et al. [5] reported that friction stir welding (FSW) offers significant environmental benefits such as eliminating the need for FW consumables, reducing toxic fumes and radiation, minimizing surface cleaning, and eliminating grinding waste. FSW also provides energy benefits by reducing fuel consumption in lightweight applications and allowing welding on larger material thicknesses. These benefits make FSW an attractive option for industries looking to improve efficiency and productivity while reducing their environmental footprint. According to James M. Antonini [6], the primary respiratory issue faced by welders is metal fume fever, a temporary fever caused by inhaling fumes containing zinc, copper, magnesium, and cadmium. Additionally, the most common chronic respiratory problem associated with welding is persistent pulmonary bronchitis.

Friction Stir Welding (FSW) was developed by Mr. Wayne Thomas at the Welding Institute (TWI) in the UK during the early 1990s. It is classified as a solid-state welding technique since it operates at a temperature be-

low the melting point of the base metal. The fundamental principle of the FSW process involves generating heat through friction between two surfaces. In FSW, a tool with a pin that has a particular shape is rotated and inserted into the workpiece along the welding line. The profiled pin is immersed in the workpiece while the tool's shoulder makes contact with the surface of the base material. As a result of this contact, the generated friction produces sufficient heat to soften the material, reaching a plasticized stage after a particular dwell time. While the tool moves forward, a constant axial pressure is applied to create a continuous cycle and generate a plasticized effect that results in a seam weld joint. When the welding is complete, a small hole is left by the tool's retreat from the workpiece, and this excess portion is removed by a post-welding process.

1.1 Materials welded by FSW

1.1.1 Metals-to-Metals

In the past, it was commonly thought that only aluminum alloys were challenging to weld. However, with the development of the FSW process in the early 1990s, welding these Al-alloys became significantly simpler. This is due to the fact that the conventional welding process can produce residual stresses, distortion, and solidification defects, which are avoided in the FSW technique [7]. As a result, FSW has emerged as the most effective joining method, particularly for joining aluminum alloys belonging to the 2XXX and 7XXX series. FSW has been applied by researchers to weld a wide range of metal types and metal composites, including Al-Cu [8], Al-steel [9], Cu-steel [10], among others, for different industries with successful outcomes.

1.1.2 Polymers and Polymer Composites

As technology has advanced, researchers have become more interested in using FSW to join plastic polymers. In light of the global push for the use of recyclable plastics to reduce pollution and environmental impact, it has become necessary to find alternatives to metal parts wherever possible. Employing this approach can significantly reduce the overall product cost and weight. FSW is an ideal method for joining polymers, particularly if the FSW setup is automated and equipped with a robotic arm, enabling efficient welding

at any angle. Successful FSWs have been performed on polyethylene (PE) and polypropylene (PP) [11], PC to PMMA [12].

1.1.3 Metals to polymers

These are specific instances where the FSW process is used to join metal and polymer. Joining metals with polymers using conventional methods is quite challenging, but some studies have focused on using the FSW process for polymer-to-metal joints. Raza Moshwan et al.(2015) created a dissimilar weld between polycarbonate and AA 7075 aluminum alloy using the friction stir welding process [13]. S.M. Mirhashemi et al. examined the ability to weld Al7075 with LDPE, utilizing silicon carbide nanoparticles as a reinforcement material. The resulting welds demonstrated a joint efficiency of 70%, taking into account LDPE as the weaker component of the welded material [14].

2. Application of FSW

Friction stir welding stands apart from conventional arc welding as it is a non-fusion welding method. FSW has the ability to produce exceptional, high-quality joints in structural, aluminum, copper, nickel, and magnesium-based alloys that surpass the traditional arc welding process. The joints formed by FSW exhibit superior traits, including

enhanced fatigue life, strength, low residual stress, reduced distortion, and corrosion resistance, as opposed to conventional arc welding. Friction stir welding finds its use in various fields such as the production of space launch vehicles like NASA's new Orion spaceship, Boeing's Delta II and Delta IV rockets, and space launch system (SLS) [15], used FSW welding technology. The automotive industry employs the FSW process for joining body parts, wheel rims, and suspension arms, while the railway industry uses it to produce high-speed passenger trains. Similarly, the shipbuilding and aerospace industries utilize FSW to create lightweight aluminum alloy bodies, and companies such as Airbus and Boeing make use of it [15] [16].

3. Impact on Health, Energy and Environment.

3.1. The effect of FSW and Traditional Welding Methods on the Health of Welders

The use of traditional welding techniques like arc welding (including LBW, GMAW, TIG, MIG, etc.) generates harmful fumes and gases that can have severe and potentially fatal impacts on the health of welders. Prolonged exposure to these toxic substances has been linked to various illnesses in welders.

Common applications of the FSW process Общие области применения процесса СТП

Present process	Specific applications	Industry Sector	Benefits of using FSW
Gas metal arc welding, Metal inert gas welding	wheel rims and suspension arms	Automotive	Better joint integrity.
Solder	Leads	Batteries	Higher quality.
Gas metal arc welding	Cabinets and enclosures	Electrical	Reduced cost, weld through corrosion coatings.
Rivets	Floors, wing and fuselage.	Aerospace	Higher quality, cheaper (no rivets and holes).
Gas metal arc welding	Automobile Chassis, Suspension	Golf Cars, Snowmobiles	Less distortion, better fatigue life properties.
Gas metal arc welding	Shipping pallets	Military	Reduced cost
Gas metal arc welding	Fittings, Long & Circumferential Seams	Tanks, Cylinders	Higher quality -less leaks, higher up-time.
Rivets and Gas metal arc welding	Keel, tanks and the hull	Ships and Boat making	Stronger, Less Distortion
Gas metal arc welding	Rail car body, window, side wall and coupling gears	Rail industry	High quality joints
Gas metal arc welding	Heat sinks, welded laminations	Electrical	Higher density of fins – better conductivity.

Typical applications of FSW [Partially adapted from Smith et al. [17]

– Metal Fume fever (MFF): If a worker inhales a significant amount of heavy metal fumes, such as during arc welding when zinc oxide fumes are generated, they may experience symptoms like fever, coughing, chills, and so on [1].

– Siderosis: Prolonged inhalation of toxic fumes generated during arc welding can result in lung cancer. Workers who work in silver polishing environments or are continuously exposed to iron oxide fumes are at a higher risk of developing siderosis, which can lead to symptoms such as shortness of breath and coughing [18].

– Maculopathy: It is a condition that can occur when a person looks directly at an arc welding process without proper eye protection from a close distance. The infrared rays and heat emitted by the welding torch can be harmful to the eyes. A study revealed that a mechanical engineering student with normal vision sustained eye damage while using a welding torch with inadequate eye protection, and had to discontinue their course of study due to weakened eyesight [19].

To investigate the prevalence of welding-related illnesses, statistical data was collected for various welding processes (MIG, TIG, LBM, PAW), as well as friction stir welding. The data was gathered for the year 2020 and compared, with results indicating that the incidence of welder illness was nearly zero for friction stir welding [20]. Figure 1 depicts this trend graphically. In contrast, the FSW process is considered a "green technology" because it does not generate any harmful fumes. Over the past two decades, there have been no reports of ad-

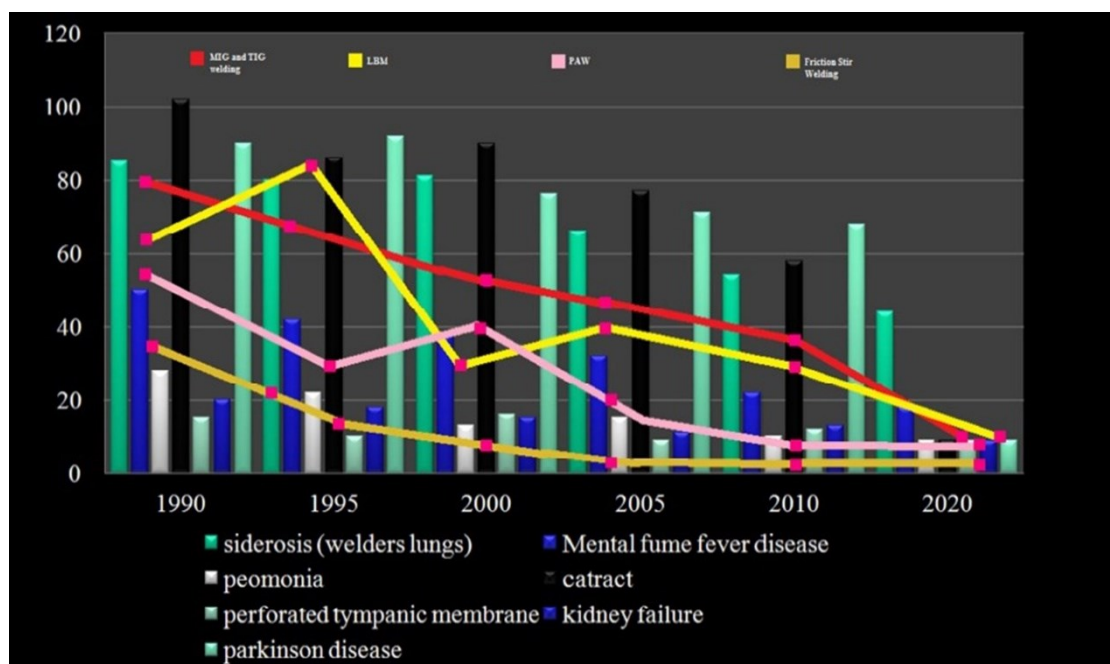
verse effects on workers' health associated with friction stir welding.

3.2 Energy Consumption:

A study carried out by A. Srivastava et al. had the objective of comparing the energy usage of two welding processes, namely friction stir welding (FSW) and gas metal arc welding (GMAW), on Al 6061-T6 aluminum, which was utilized as the test material. The study measured both pre- and post-energy consumption during the welding process to determine the total energy consumed. Results revealed that FSW uses 40 % less energy and 10 % less material than GMAW, while still meeting the same design criteria, specifically, the maximum tensile force of around 31kN for testing. Consequently, in comparison to GMAW, FSW results in a reduction of approximately 31 % in greenhouse gas emissions. [21].

3.3 Environmental impact of FSW

Currently, the most significant challenge facing humanity is to maintain a balance in the environment amidst climate change. In response, governments worldwide have established regulations and guidelines aimed at reducing the carbon footprint of manufacturing units such as industries, workshops, and factories. The joining of metals is a major process in these units, which is primarily carried out using arc welding. However, the byproduct of this fusion welding process generates harmful and toxic gases that contribute to environmental pollution. As per a study conducted by FSW researchers and producers, it has been found that if 10% of the joining market in the United States switches to FSW, it can



Shows the prevalence of disease among welders who have been affected by different welding processes
 Распространение заболеваний среди сварщиков, на которых повлияли различные сварочные процессы

result in an annual energy savings of 1.28X10¹³ Btu and a reduction of 500 million pounds in greenhouse gas emissions [15].

The use of the FSW process can eliminate the emission of harmful fumes that occur during conventional arc welding of high-temperature and chromium-containing alloys. Sweden and Finland have decided to use the FSW technique for encapsulating nuclear waste within large copper vessels that can withstand the test of time for up to 100,000 years [15].

4. Conclusion

Numerous well-known industries have embraced FSW as an innovative technique for joining aluminum and other metals. Friction stir welding has made a significant impact on top-tier industries such as aerospace, high-speed railways, shipbuilding, and automotive, among others. A review of its capabilities indicates that FSW can seamlessly join metals to metals, polymers to polymers, or even create hybrid joints between metals and polymers.

FSW has garnered recognition from various industries due to its capability to join difficult-to-weld materials, such as aluminum alloys 2XXX and 7XXX series, copper alloys, nickel alloys, manganese alloys, and other similar materials. Several renowned aerospace companies, including NASA, Airbus, and Boeing, among others, have employed FSW to join aluminum body sheets in their launch vehicles, as joints formed through FSW have fewer imperfections compared to the arc welding process.

One of the noteworthy features of FSW is its eco-friendliness, as it does not produce any hazardous gas emissions while operating. This aspect of FSW is a significant advantage over conventional arc welding methods, which often produce harmful fumes and smoke. Additionally, FSW is energy-efficient and requires less energy than traditional welding processes, making it a cost-effective and environmentally sustainable option.

REFERENCES

1. Elizabeth D.L.S., Mueller J., Donnal L. Seger. Metal fume fever-a review. *The Journal of Emergency Medicine*. 1984, vol. 2, pp. 271–274. [https://doi.org/10.1016/0736-4679\(85\)90106-4](https://doi.org/10.1016/0736-4679(85)90106-4)
2. X. Wang, K. Wang, Y. Shen, and K. Hu. Comparison of fatigue property between friction stir and TIG welds. *Journal of University of Science and Technology Beijing: Mineral Metallurgy Materials*. 2008, vol. 15, no. 3, pp. 280–284. [https://doi.org/10.1016/S1005-8850\(08\)60053-5](https://doi.org/10.1016/S1005-8850(08)60053-5)
3. Mehta K.P. Sustainability in Welding and Processing. In: *Innovations in Manufacturing for Sustainability*. 2019, pp. 125–145. https://doi.org/10.1007/978-3-030-03276-0_6
4. Liyakat N.A., Veeman D. Improvement of mechanical and microstructural properties of AA 5052-H32 TIG weldment using friction stir processing approach. *Journal of Materials Research and Technology*. 2022, vol. 19, pp. 332–344. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.05.015>
5. Wahid M.A, Sharma N., Shandley R. Friction stir welding process effects on human health and mechanical properties. *International Journal of Forensic Engineering and Management*. 2020, vol. 1, no. 1, pp. 42. <https://doi.org/10.1504/ijfem.2020.109175>
6. Antonini J.M. Critical Reviews in Toxicology Health Effects of Welding Health Effects of Welding. *Critical Reviews in Toxicology*. 2003, vol. 33, no. 331, pp. 61–103.
7. Mishra Z.Y.M.R.S. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering: R: Reports*. 2005, vol. 50, no. 1-2, pp. 1–78. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001>
8. Mehta K.P., Badheka V.J. A review on dissimilar friction stir welding of copper to aluminum: Process, properties, and variants. *Materials and Manufacturing Processes*. 2016, vol. 31, no. 3, pp. 233–254, <https://doi.org/10.1080/10426914.2015.1025971>
9. Hussein S.A., Tahir A.S.M., Hadzley A.B. Characteristics of aluminum-to-steel joint made by friction stir welding: A review. *Materials Today Communications*. 2015, vol. 5, pp. 32–49. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2015.09.004>
10. Pratap Kumar J., Raj A., Arul K., Mohanavel V. A literature review on friction stir welding of dissimilar materials. In *Materials Today: Proceedings*. 2021, vol. 47, pp. 286–291. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.04.449>
11. Eslami S., Ramos T., Tavares P. J, Moreira P.M.G.P. Effect of Friction Stir Welding Parameters with Newly Developed Tool for Lap Joint of Dissimilar Polymers. *Procedia Engineering*. 2015, vol. 114, pp. 199–207. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2015.08.059>
12. Hajideh M.R., Shapurgan O., Ramzani N.M., Nejad E.H. Friction stir welding of dissimilar poly methyl methacrylate and polycarbonate sheets. *Journal of Modern Processes in Manufacturing and Production*. 2017, vol. 6, no. 4, pp. 35–46.
13. Patel A.R., Kotadiya D.J., Kapopara J.M., Dalwadi C.G., Patel N.P., Rana H.G. Investigation of Mechanical Properties for Hybrid Joint of Aluminium to Polymer using Friction Stir Welding (FSW). *Materials Today: Proceedings*.

- 2018, vol. 5, no. 2, pp. 4242–4249. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.11.688>
14. MirHashemi F.K.S.M., Amadeh A. Effects of SiC nanoparticles on the dissimilar FSW of LDPE and AA7075 alloy. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021, vol. 13, pp. 449–462. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.04.094>
 15. Gite R.A., Loharkar P.K., Shimpi R. Friction stir welding parameters and application: A review. *Materials Today: Proceedings*. 2019, vol. 19, pp. 361–365. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.07.613>
 16. Kallee S.W. Industrial applications of friction stir welding. In: *Friction Stir Welding*. 2010, pp. 118–163. <https://doi.org/10.1533/9781845697716.1.118>
 17. Akinlabi E.T., Akinlabi S.A. Friction Stir Welding Process: A Green Technology. *International Journal of Mechanical and Mechatronics Engineering*. 2012, vol. 6, no. 11, pp. 63–65
 18. Buckell M., Garrad J. The incidence of siderosis in iron turners and grinders. *British journal of industrial medicine*. 1946, vol. 3, pp. 78–82. <https://doi.org/10.1136/oem.3.2.78>
 19. Fich M., Dahl H., Fledelius H., Tinning S. Maculopathy caused by welding arcs: A report of 3 cases. *Acta Ophthalmologica*. 1993, vol. 71, no. 3, pp. 402–404. <https://doi.org/10.1111/j.1755-3768.1993.tb07156.x>
 20. Raju T.B., Hithaish D. International journal of research in aeronautical and mechanical engineering study of passive transfemoral prosthesis. *International Journal of Research in Aeronautical and Mechanical Engineering*. 2014, vol. 2, no. 3, pp. 224–231.
 21. Shrivastava A., Krones M., Pfeifferkorn F.E. Comparison of energy consumption and environmental impact of friction stir welding and gas metal arc welding for aluminum. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*. 2015, vol. 9, pp. 159–168. <https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2014.10.001>
- Information about the authors**
Mohammad Arif, Department of Mechanical Engineering, Sanskriti University
Waqar Malik, Department of Mechanical Engineering, Jamia Millia Islamia
Mohammad Ashraf Mir, Department of Mechanical Engineering, National Institute of Technology
Tariq Ahmad, Department of Mechanical Engineering, National Institute of Technology
Nadeem Fayaz Lone, Department of Mechanical Engineering, Jamia Millia Islamia
Arshad Noor Siddiquee, Department of Mechanical Engineering, Jamia Millia Islamia
- Сведения об авторах**
Мохаммад Ариф, кафедра машиностроения, Университет Санскрити
Вакар Малик, отдел машиностроения, Джамиа Миллия Исламия
Мохаммад Ашраф Мир, кафедра машиностроения, Национальный технологический институт
Тарик Ахмад, кафедра машиностроения, Национальный технологический институт
Надим Фаяз Лоун, отдел машиностроения, Джамиа Миллия Исламия
Аршад Нур Сиддики, отдел машиностроения, Джамиа Миллия Исламия
- Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.*
The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 20.02.2023
 После доработки 03.03.2023
 Принята к публикации 16.03.2023

Received 20.02.2023
 Revised 03.03.2023
 Accepted 16.03.2023

Оригинальная статья

УДК 542.46

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-1(43)-89-97

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СПЛАВЫ СИСТЕМЫ
Cu – Al, ПОЛУЧЕННЫЕ ПРОВОЛОЧНО-ДУГОВЫМ АДДИТИВНЫМ СПОСОБОМ**

© 2023 г. Я. Ван¹, С. В. Коновалов², С. Чэн¹, И. А. Панченко², М. М. Коток²

¹Университет Вэньчжоу (Китай, 325035, Вэньчжоу, Южный кампус, административное здание, 212 А)

²Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Методами оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии проведены исследования по установлению влияния алюминия, кремния и магния, а также после их термической обработки на формирование и изменение структуры, фазового состава и распределение элементов сплавов системы Cu – Al, полученных проволочно-дуговым аддитивным производством с холодным переносом металла. Определены и проанализированы основные факторы, определяющие механическое поведение сплавов системы Cu – Al после добавления кремния и магния и термической обработки. Показано, что повышенная прочность и твердость сплава Cu – Al объясняется измельчением зерна и образованием частиц вторых фаз между слоями наплавленного металла. Выявлены особенности распределения основных (Cu, Al) и второстепенных (Si, Mg) элементов в процессе проволочно-дугового аддитивного производства. В последнее время выполнены исследования сплава Cu – Al, которые показали, что алюминий как элемент твердого раствора в сплаве Cu – Al может увеличить образование деформационных двойников и плотность дислокаций. Установлено, что добавление микролегирующих элементов в сплав Cu – Al значительно улучшает его механические свойства. Выполнены исследования кинетики роста интерметаллидных соединений (CuAl₂, Cu₉Al₄, Cu₃Al) в литейных сплавах Cu – Al. В результате проведения комплекса технологических мероприятий были подобраны режимы получения аддитивных заготовок сплавов Cu – Al, Cu – Al – Si и Cu – Al – Si – Mg. В работе исследованы микроструктура, фазовый состав и механические свойства сплавов Cu – Al, Cu – Al – Si и Cu – Al – Si – Mg, полученных проволочно-дуговым аддитивным способом по технологии холодного переноса металла.

Ключевые слова: сплав, микроструктура, медно-алюминиевый сплав, проволочно-дуговое аддитивное производство

Финансирование. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10245, <https://rscf.ru/project/22-79-10245/>.

Для цитирования: Ван Я., Коновалов С.В., Чэн С., Панченко И.А., Коток М.М. Исследование влияния термической обработки на сплавы системы Cu – Al, полученные проволочно-дуговым аддитивным способом // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 1 (43). С. 89–97. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-89-97](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-89-97)

Original article

**INVESTIGATION OF THE EFFECT OF HEAT TREATMENT ON Cu – Al
ALLOYS OBTAINED BY WIRE-ARC ADDITIVE MANUFACTURING**

© 2023 Y. Wang¹, S. V. Konovalov², X. Chen¹, I. A. Panchenko², M. M. Kotok²

¹Wenzhou University (212 A Administrative Bulding, South Campus, Wenzhou City, 325035, China)

²Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

Abstract. By methods of optical, scanning and transmission electron microscopy, studies have been carried out to establish the influence of Al, Si and Mg on the formation and change of the structure, phase composition and distribution of elements of Cu–Al alloys obtained by wire-arc additive manufacturing with cold metal transfer, and after their heat treatment. The main factors determining the mechanical behavior of Cu–Al alloys after the addition of Si and Mg and their heat treatment are determined and analyzed. It is shown that the increased strength and hardness of the Cu–Al alloy is explained by grain grinding and the formation of particles of the second phases between the layers of the deposited metal. The features of the distribution of the main elements (Cu, Al) and secondary elements (Si, Mg) in the process of wire-arc additive manufacturing are revealed. Recently, studies of the Cu–Al alloy have been carried out, which have shown that Al as a solid solution element in the Cu–Al alloy can increase the formation of deformation twins and the density of dislocations. In addition, it was found that the addition of micro-alloying elements to the Cu–Al alloy significantly improves its mechanical properties. The kinetics of the growth of intermetallic compounds such as CuAl_2 , Cu_9Al_4 , Cu_3Al in Cu–Al casting alloys has been studied. As a result of the complex of technological measures, the modes of obtaining additive billets of Si–Al, Cu–Al–Si and Cu–Al–Si–Mg alloys were selected. Technological equipment has been improved to obtain blanks as part of the work. The microstructure, phase composition and mechanical properties of Si–Al, Cu–Al–Si and Cu–Al–Si–Mg alloys obtained by wire-arc additive manufacturing using cold metal transfer technology are investigated.

Keywords: alloy, microstructure, copper-aluminum alloy, wire-arc additive manufacturing

Funding: The research was carried out at the expense of the grant of the Russian Science Foundation No. 22-79-10245, <https://rscf.ru/project/22-79-10245/>.

For citation: Wang Ya., Konovalov S.V., Chen X., Panchenko I.A., Kotok M.M. Investigation of the effect of heat treatment on alloys of the Si – Al system obtained by the wire-arc additive method. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no. 1 (43). pp. 89–97. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-89-97](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-89-97)

Введение

С начала XX века начали активно проводить исследования в области медных бронз с добавлением алюминия в качестве основного легирующего элемента, что объясняется отличной коррозионной стойкостью, обусловленной образованием плотного и стабильного пассивного слоя Al_2O_3 . Коррозионная стойкость зависит от количества алюминия в сплаве [1, 2].

В настоящее время отсутствуют сведения о детальном микроструктурном анализе, например, о распределении легирующих элементов, механических свойствах и образовании интерметаллидных фаз в сплавах системы Cu – Al, изготовленных методом проволоочно-дугового аддитивного производства с холодным переносом металла.

Целью настоящей работы является установление закономерностей влияния термической обработки на свойства, микроструктуру и фазовый состав сплавов системы Cu – Al, изготовленных методом проволоочно-дугового аддитивного производства.

Методы и принципы исследования

Для изготовления образцов методом холодного переноса металла использовался роботизированный сварочный комплекс СМТ Advanced 4000R с установкой подачи проволоки WPC-600.

При аддитивной наплавке СМТ использовали пластины из технической чистой меди двух размеров ($3 \times 50 \times 100$ и $10 \times 50 \times 100$ мм). Применяли следующие сварочные проволоки: медную сва-

рочную проволоку марок SAFRA-CuSi₃, SALE-S201; алюминиевую сварочную проволоку марок ER4043-AlSi₅, ER5356-AlMg₅ и ER1100-S301 диаметром 1,2 мм (см. таблицу) [3].

Сплавы системы Cu – Al были получены с использованием сварочных проволок 1 и 3; Cu – Al – Si – сварочных проволок 2 и 4; Cu – Al – Si – Mg сварочных проволок 2 и 5 [4].

Параметры аддитивной наплавки были определены после серии пробных экспериментов по однопроводной и однослойной сварке. Для подачи проволоки было разработано вспомогательное устройство, которое устанавливается за сварочной горелкой СМТ. Угол между вспомогательным устройством и сварочной горелкой составлял 45 – 50°, расстояние от контактного наконечника до рабочей поверхности 18 – 22 мм.

Для обработки поверхности и подготовки образцов использовали установку электроэрозионной резки. Термическую обработку образца проводили в муфельной печи SX2-2.5-10. Выполнен анализ микротвердости, макроструктуры, микроструктуры, морфологии разрушения образцов при растяжении. Выполнен анализ и идентификация фаз сплавов, определен фазовый состав.

Основные результаты

Исследование образцов сплава Cu – Al выполнено с образцами в исходном состоянии и после гомогенизации при температуре 800 °С в течение 2 ч. Для определения деформационного

Элементный состав проволок
Elemental composition of wires

№	Проволока	Содержание элементов, % (по массе)				
		Mn	Mg	Si	Cu	Al
1	SALE-S201	–	–	Менее 0,10	осн.	–
2	SAFRA-CuSi ₃	Менее 1	–	3,00	осн.	–
3	ER1100-S301	–	–	Менее 0,20	–	осн.
4	ER4043-AlSi ₅	–	Менее 0,1	5,00	–	осн.
5	ER5356-AlMg ₅	–	5,0	0,25	–	осн.

поведения в условиях квазистатического нагружения изучены структура и механические свойства, дислокационная и двойниковая структуры. Анализ химического состава образцов показал, что среднее содержание алюминия составляет 6,3 и 6,1 % (рис. 1, а), что близко к расчетному значению (6,5 %) [5, 6].

Средняя микротвердость в исходном состоянии составила 95 HV, а после термической обработки – 112 HV (рис. 1, б). Сравнивая кривые микротвердости видно, что после термической обработки образцы имеют несколько более высокие значения микротвердости. Это связано с эффектом упрочнения твердого раствора, при котором интерметаллиды CuAl₂ и Cu₉Al₄ после термической обработки переходят в твердый раствор Cu – Al.

Согласно результатам работы [7], сплавы на основе системы Cu – Al – Si могут состоять из большого количества различных фаз даже при низком содержании алюминия и кремния. В работе [8] показано, что одной из основных в системе Cu – Al – Si является α-фаза твердого раствора меди с ГЦК кристаллической системой.

Металлографический анализ показал, что в образцах имеется много крупных столбчатых зерен, особенно в средней и нижней областях образцов (рис. 3). На рентгенодифракционных спектрах видно, что содержание интерметаллида CuAl₂ уменьшается, а интерметаллид Cu₉Al₄ исчезает после термической обработки (гомогенизации). Изучение поверхности излома образцов после испытаний на одноосное растяжение (рис. 4, з) показало наличие трех зон (зона роста трещин, перезодная зона, зона микротрещин). В процессе растяжения трещина образуется в форме эллипса [8] (рис. 4).

Результаты фрактографии поверхностей разрушения, исследованных СЭМ методом, приведены на рис. 5. В исходном состоянии обнаружены плоскости спайности. Рассматриваемые особенности поверхности разрушения подтверждают, что материал разрушился в результате вязкого разрушения. Присутствие плоскостей скола указывает на то, что материал в исходном состоянии был менее вязким по сравнению с образцом после термической обработки [9].

Изучено распределение элементов сплава внутри наплавленных слоев и на границе между

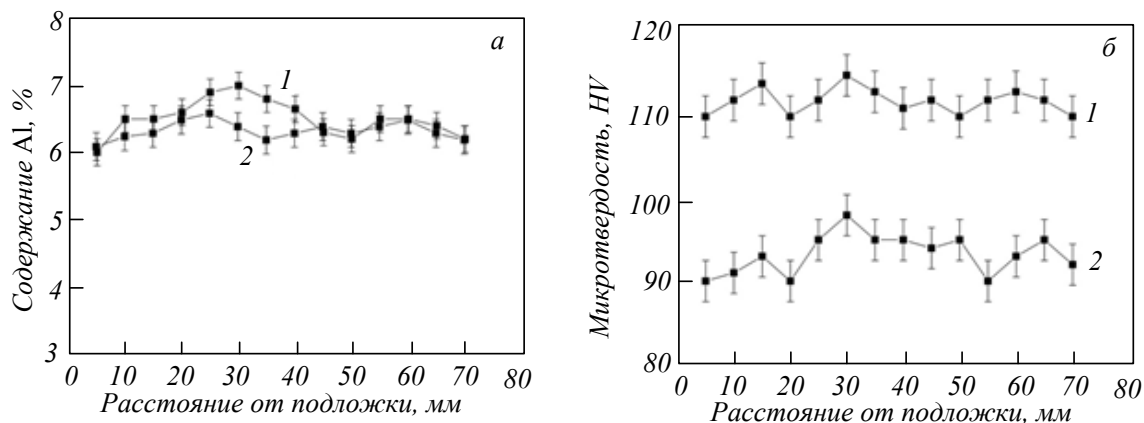


Рис. 1. Изменение содержания алюминия (а) и микротвердости (б):

1 – исходное состояние; 2 – после гомогенизации

Fig. 1. Change in aluminum content (a) and microhardness (b):

1 – initial state; 2 – after homogenization

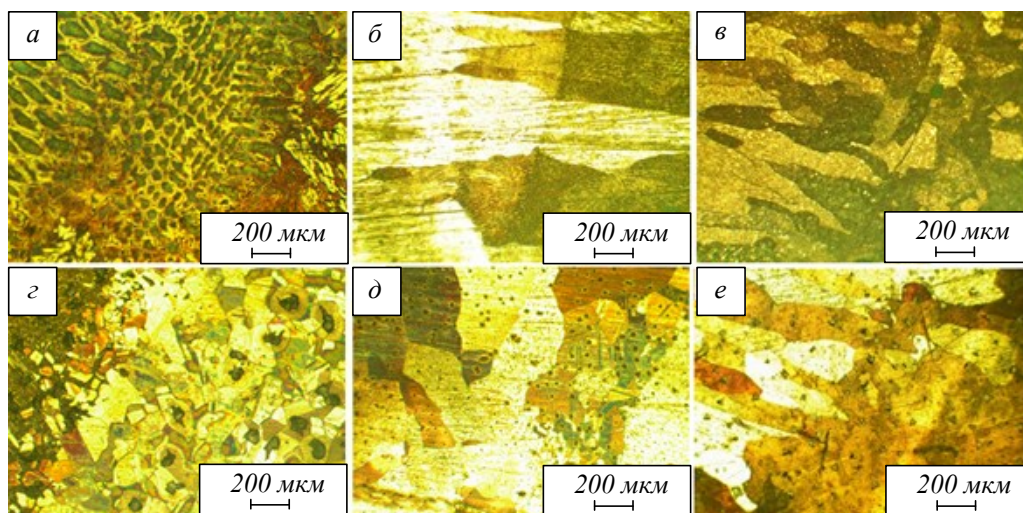


Рис. 2. Изменение структуры материала в исходном ($a - в$) и гомогенизированном ($г - е$) состояниях в зависимости от расстояния от поверхности (верхний ($a, г$), средний ($б, д$) и нижний ($в, е$) сегменты)

Fig. 2. Change in the structure of the material in the initial ($a - в$) and homogenized ($г - е$) states depending on the distance from the surface (upper ($a, г$), middle ($б, д$) and lower ($в - е$) segments)

ними. Рассмотрено влияние кремния и алюминия на свойства образцов [10]. С помощью рентгеновского микроспектрального анализа сплава Cu – Al – Si (4,2 % Al) установлено, что белые лепестковые области и зерна в виде гранул являются частицами второй фазы, образовавшейся во время осаждения сплава Cu – Al. На рис. 6 приведены результаты рентгеновского микроанализа частиц второй фазы (в них второй фазы содержат магний и кремний). Приведен результат рентгеновского микроанализа частиц второй фазы в межслоевой области (рис. 6, г). Частицы второй фазы содержат, в основном, медь и алю-

миний. Результаты микроэлектронной дифракции, полученные для частицы второй фазы, показывают, что это интерметаллидная фаза $CuAl_2$ [11]. Исследование показало, что при термической обработке кремний и магний были способны сдерживать движение дислокаций из-за образования частиц второй фазы. Механические испытания сплавов Cu – 6,5 % Al, содержащих кремний и магний, показали, что твердость, предел прочности при растяжении (UTS) и предел текучести (YS) увеличились, а относительное удлинение (EL) снизилось [12].

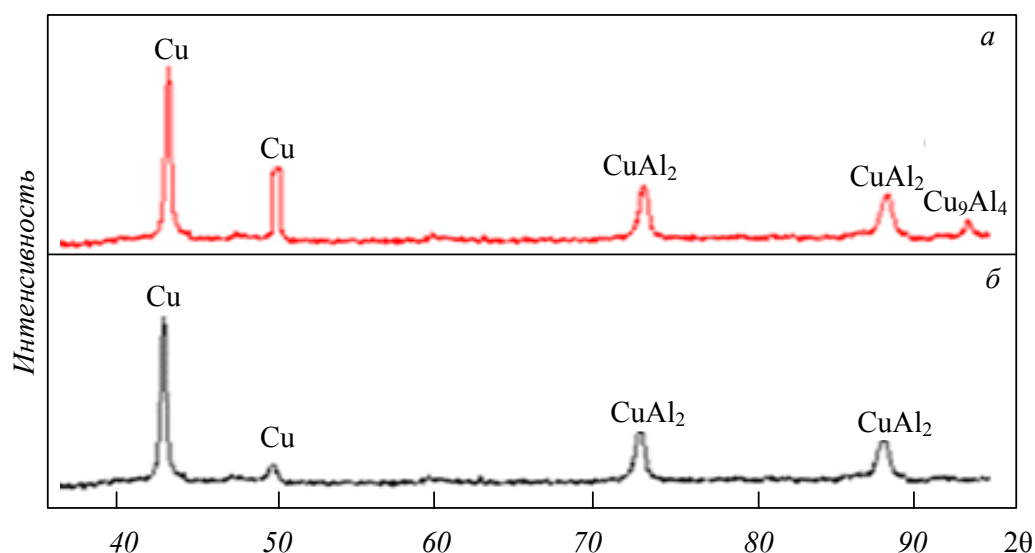


Рис. 3. Диффрактограммы материала в исходном состоянии (a) и после термической обработки ($б$)

Fig. 3. Diffractograms of the material in the initial state (a) and after heat treatment ($б$)

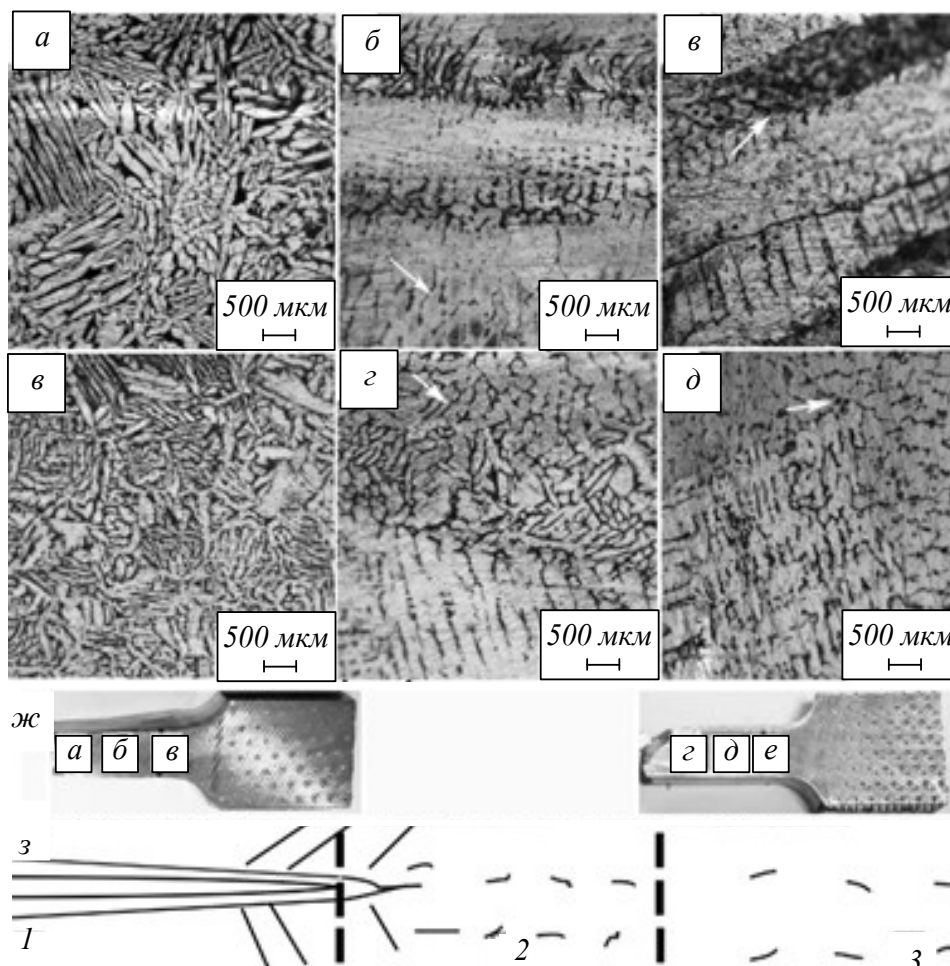


Рис. 4. Микроструктура сплава Cu – Al после растяжения:
a – в – исходное состояние; *г – е* – после гомогенизации; *ж* – области анализа; *з* – схема роста трещины;
1 – зона роста трещины; *2* – переходная зона; *3* – зона микротрещин
 Fig. 4. Microstructure of Cu – Al alloy after stretching:
a – в – initial state; *г – е* – after homogenization; *ж* – analysis areas; *з* – crack growth scheme; *1* – crack growth zone;
2 – transition zone; *3* – microcrack zone

На рис. 7, *a* представлены результаты энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии пограничного слоя материала, находящегося в сплавах Cu – Al – Si (6,3 % Al). На рис. 7, *e* приведено электронно-микроскопическое изображение центральной области осажденного слоя и распределение магния в центральной части. Результаты показывают, что добавление магния может повысить микротвердость сплава Cu – Al – Si.

Дифрактограммы образцов в исходном состоянии и после термической обработки приведены на рис. 8. Из-за нестабильного характера процесса сварки и отсутствия дальнейшей гомогенизации в изготовленных образцах выявлены интерметаллидные фазы. В исходном состоянии выявляется пять фаз (SiO_2 , Mg_2Si , Cu, CuAl_2 , Cu_9Al_4), после термической обработки выявлено четыре фаз (SiO_2 , Mg_2Si , Cu, CuAl_2). Сравнение дифрактограмм показывает, что сплава в исходном состоянии интерметаллид Cu_9Al_4 полностью

отсутствует, а содержание Mg_2Si увеличивается после термической обработки. Содержание SiO_2 и CuAl_2 практически не изменилось. На дифрактограммах выявляется оксид SiO_2 , который может увеличить микротвердость.

Выводы

В результате проведения комплекса технологических мероприятий были подобраны режимы получения аддитивных заготовок сплавов Cu – Al, Cu – Al – Si и Cu – Al – Si – Mg.

В работе исследованы микроструктура, фазовый состав и механические свойства сплавов Cu – Al, Cu – Al – Si и Cu – Al – Si – Mg, полученных проволочно-дуговым аддитивным способом по технологии холодного переноса металла. Показано, что в сплаве Cu – Al после гомогениционного отжига крупные столбчатые кристаллы сохраняются, а равноосные зерна измельчаются.

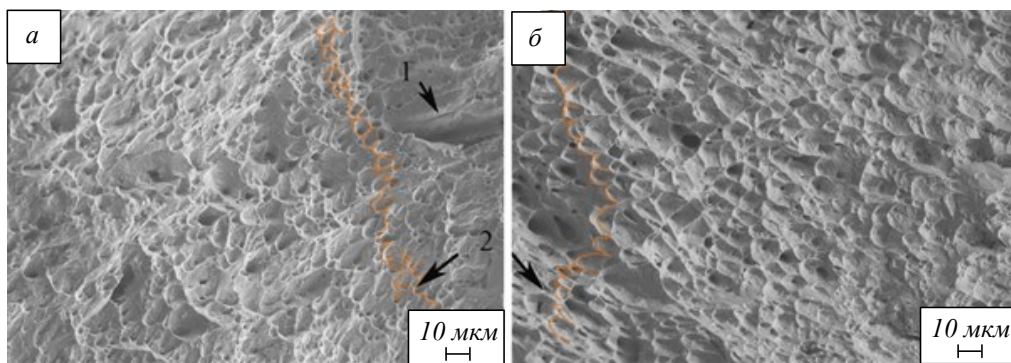


Рис. 5. Фрактография поверхности разрушения (СЭМ):
 а – исходное состояние; б – после гомогенизации; 1 – плоскость спайности; 2 – параболические углубления
 Fig. 5. Fractography of the fracture surface (SEM):
 а – initial state; б – after homogenization; 1 – cleavage plane; 2 – parabolic depressions

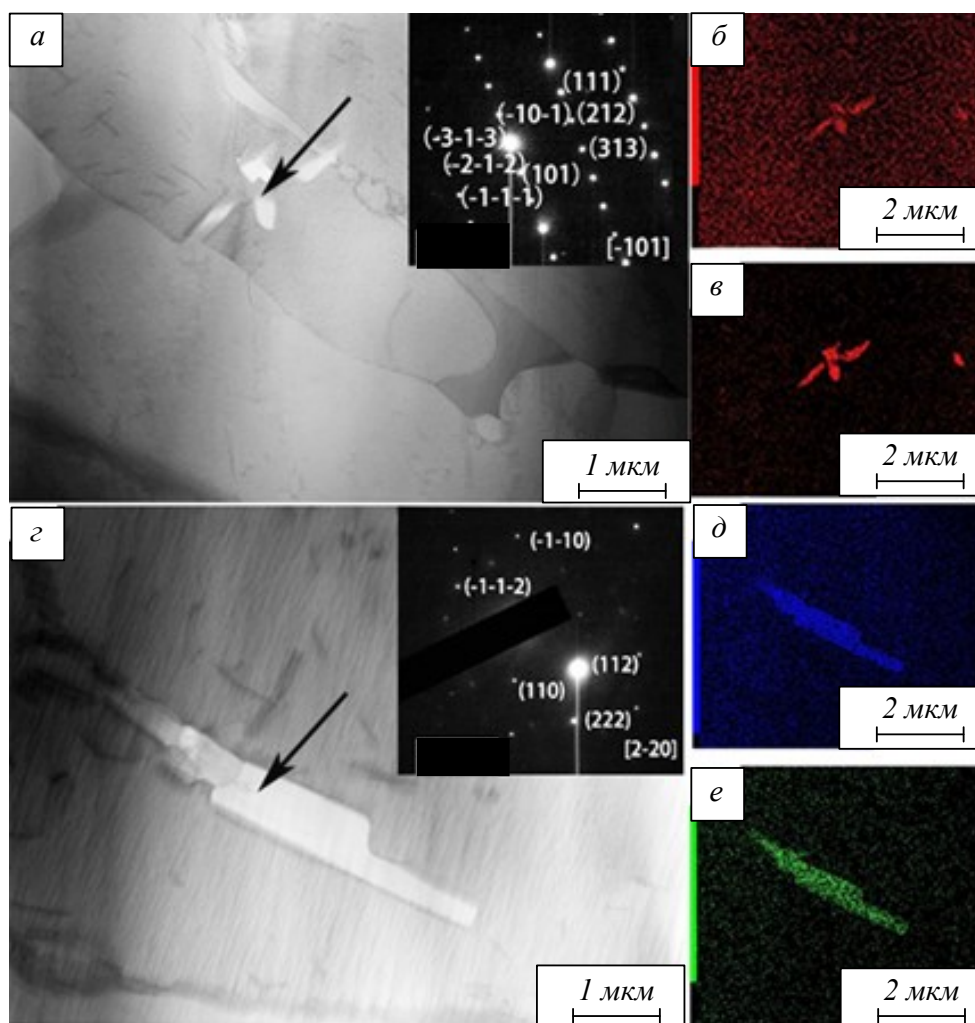


Рис. 6. Частицы второй фазы и результаты картирования в сплаве Cu – А – Si (4,2 % Al):
 а и с – область пограничного слоя и межслоевая область; б, в, д и е – распределение кремния, марганца, алюминия и меди
 Fig. 6. Second phase particles and mapping results in Cu – А – Si alloy (4.2 % Al):
 а and с – boundary layer region and interlayer region; б, в, д and е – distribution of silicon, manganese, aluminum and copper

Обнаружено растворение фаз CuAl_2 и Cu_9Al_4 в твердый раствор сплава Cu – Al и повышение механических свойств, полученного холодным переносом металла. Результаты исследования сплавов системы Cu – Al на растяжение показали, что трещины появляются в столбчатых кристал-

лах сначала под действием внешних сил, а затем крупные кристаллы распадаются на мелкие зерна. После деформации на растяжение поверхность излома разделяется на три зоны (зона роста трещины, переходная зона, зона микротрещины). Добавление кремния приводит к более

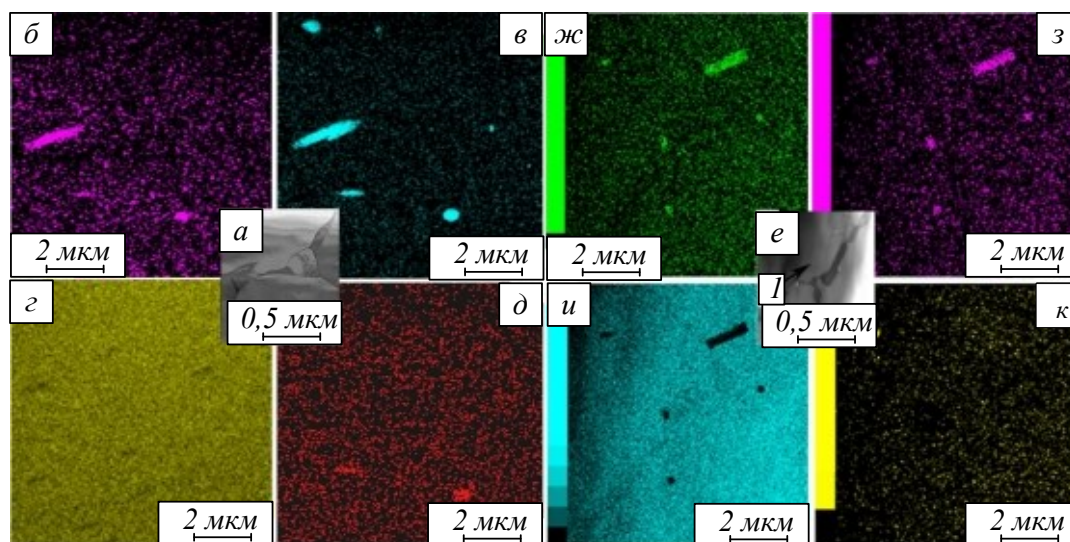


Рис. 7. Результаты картирования пограничного слоя (а) и центральной части наплавленного слоя (е) сплава Cu–Al–Si (6,3 % Al) (распределение магния (б, ж), кремния (в, з), меди (г, и) и алюминия (д, к); I – граница зерна)
 Fig. 7. Mapping results of the boundary layer (a) and the central part of the deposited layer (e) of Cu–Al–Si alloy (6.3% Al) (distribution of magnesium (б, ж), silicon (в, з), copper (г, и) and aluminum (д, к); I – grain boundary)

равномерному распределению элементов и уменьшает локальное образование интерметаллидных фаз, что повышает такие свойства сплава Cu – Al как микротвердость, временное сопротивление при растяжении и условный предел текучести по сравнению со свойствами сплава системы Cu – Al. Установлено, что после добавления кремния и магния к сплаву Cu – Al наблюдается четкое различие в распределении элементов в пограничном слое и центральной зоне осажденного слоя сплава Cu – Al – Si. Центральная область слоя обогащена алюминием, а также содержит меньше количество кремния по сравнению с пограничным слоем. Магний и кремний образуют многоэлементные включения

различных форм и размеров (интерметаллидная фаза Mg_3Si_2). Алюминий и медь могут образовывать соединения $CuAl_2$ или Cu_9Al_4 в центральной зоне осажденного слоя. При исследовании сплава Cu – Al – Si – Mg показано, что добавление кремния и магния в сплав Cu – Al приводит к образованию фазы Mg_2Si , что повышает микротвердость сплава Cu – Al. Гомогенизация образцов сплава Cu – Al – Si – Mg приводит к увеличению микротвердости по сравнению с состоянием до нее. Термическая обработка позволяет увеличить содержание Mg_2Si . Показано, что добавление кремния и магния к сплавам системы Cu – Al уменьшает их пластичность.

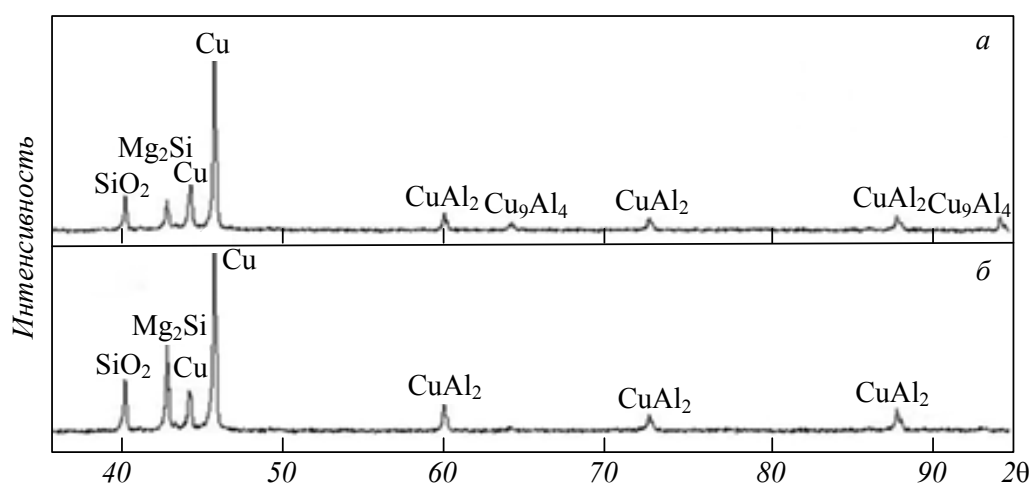


Рис. 8. Рентгенограммы сплава в исходном состоянии (а) и после термической обработки (б)
 Fig. 8. Radiographs of the alloy in the initial state (a) and after heat treatment (б)

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шляров В.В., Ван Я., Загуляев Д.В., Абатурова А.А. Исследование микротвердости сплава Cu – Al, полученного методом холодного переноса металла. В кн.: XX международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлургов-молодых ученых. 2020. С. 593–596.
2. Zhang Y., Yuan X., Huang H., Zuo X., Cheng Y. Interface corrosion behavior of copper-aluminum laminated composite plates in neutral salt fog // *Materials Research Express*. 2019. Vol. 6 (9). Article 0965A3. <http://dx.doi.org/10.1088/2053-1591/ab30ea>
3. Wang Y., Konovalov S.V., Chen X., Singh R.A., Jayalakshmi S. Influence of Silicon and Magnesium on the Mechanical Properties of Additive Manufactured Cu – Al Alloy // *3D Printing and Additive Manufacturing*. 2021. Vol. 8. No. 5. P. 331–339. <https://doi.org/10.1089/3dp.2020.0321>
4. Wang Y., Konovalov S.V., Chen X., Su C., Noor Siddiquee A., Gangil N. In-situ wire-feed additive manufacturing of Cu–Al alloy by addition of silicon. *Applied Surface Science*. 2019, vol. 487, pp. 1366–1375. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.05.068>
5. Wang, Y. Deformation behavior of Cu–6.5 wt. % Al alloy under quasi-static tensile loading / Y. Wang, S.V. Konovalov, X. Chen, V.B. Deev, E.S. Prusov // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021. Vol. 30 (7). P. 5086–5092.
6. Wang, Y., Su C., Konovalov S.V. Microstructure and Mechanical Properties of Cu – 6.5 % Al Alloy Deposited by Wire Arc Additive Manufacturing // *Metallography, Microstructure, and Analysis*. 2021. Vol. 10. P. 634–641. <https://doi.org/10.1007/s13632-021-00781-3>
7. Ponweiser N., Richter K.W. New investigation of phase equilibria in the system Al–Cu–Si // *Journal of Alloys and Compounds*. 2012. Vol. 512. P. 252–263. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.09.076>
8. Wang, Y., Konovalov S.V., Chen X., Ivanov Y., Singh R.A., Jayalakshmi S., Pan X. Microstructure and Mechanical Properties of Cu – Al Alloy Deposited by Additive Manufacturing // *Materials Highlights*. 2021. Vol. 2. No. 3. P. 46–51.
9. Wang Y., Chen X., Jayalakshmi S., Singh R.A., Gupta M. Process Parameters, Product Quality Monitoring, and Control of Powder Bed Fusion. *Transactions on Intelligent Welding Manufacturing*. 2019. Vol. 3. No. 1. P. 89–108. https://doi.org/10.1007/978-981-13-8192-8_4
10. Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г., Плахотный Д.И. Влияние кремния на процессы формирования и свойства наплавленных сплавов системы Fe–Al // *Символ науки*. 2016. № 11-3 (23). С. 86–92
11. Wang Y., Konovalov S.V., Chen X., Ivanov Y., Singh R.A. Research on Cu – 6.6 % Al – 3.2 % Si alloy by dual wire arc additive manufacturing // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021. Vol. 30. No. 3. P. 1694–1702. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05470-4>
12. Wang Y., Chen X., Konovalov S.V. Investigation of the properties of a copper-aluminum alloy in the production of an additive wire arc in situ. In: 4th Academic Conference on Special Powder Metallurgy and Procurement and Processing of Composite Materials. Yinchuan: Non-ferrous metal technology platform. 2019. P. 49.

REFERENCES

1. Shlyarov V.V., Van Ya., Zagulyaev D.V., Abaturova A.A. Investigation of the microhardness of the Cu–Al alloy obtained by the method of cold metal transfer. In: *XX international scientific and technical Ural school-seminar of metal scientists-young scientists*. 2020, pp. 593–596. (In Russ.).
2. Zhang Y., Yuan X., Huang H., Zuo X. and Cheng Y. Interface corrosion behavior of copper-aluminum laminated composite plates in neutral salt fog. *Materials Research Express*. 2019, vol. 6 (9), article 0965A3. <http://dx.doi.org/10.1088/2053-1591/ab30ea>
3. Wang Y., Konovalov S.V., Chen X., Singh R.A., Jayalakshmi S. Influence of Silicon and Magnesium on the Mechanical Properties of Additive Manufactured Cu–Al Alloy. *3D Printing and Additive Manufacturing*. 2021, vol. 8, no. 5, pp. 331–339. <https://doi.org/10.1089/3dp.2020.0321>
4. Wang Y., Konovalov S.V., Chen X., Ivanov Y., Singh R.A. Research on Cu–6.6 % Al–3.2 % Si alloy by dual wire arc additive manufacturing. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021, vol. 30, no. 3, pp. 1694–1702. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05470-4>
5. Wang Y., Konovalov S.V., Chen X., Deev V.B., Prusov E.S. Deformation behavior of Cu–6.5 wt. % Al alloy under quasi-static tensile loading. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021, vol. 30, no. 7, pp. 5086–5092.
6. Wang Y., Konovalov S.V., Chen X., Singh R.A., Jayalakshmi S., Ivanov Y., Pan X. Influence of Silicon and Manganese on the Mechanical Properties of Additive Manufactured Cu–Al Alloys by Cold Metal Transfer Welding.

- Metallography, Microstructure, and Analysis. 2021, vol. 10, no. 3, pp. 314–320.
7. Ponweiser N., Richter K.W. New investigation of phase equilibria in the Al–Cu–Si system. *Journal of Alloys and Compounds*. 2012, vol. 512, pp. 252–263. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.09.076>
 8. Wang Y., Chen X., Konovalov S.V. Investigation of the properties of a copper-aluminum alloy in the production of an additive wire arc in situ. In: *4th Academic Conference on Special Powder Metallurgy and Procurement and Processing of Composite Materials*. Yinchuan: Non-ferrous metal technology platform. 2019, pp. 49.
 9. Liu K., Chen X., Shen Q., Pan Z., Singh R.A., Jayalakshmi S., Konovalov S. Microstructural evolution and mechanical properties of deep cryogenic treated Cu–Al–Si alloy fabricated by Cold Metal Transfer (CMT) process. *Materials Characterization*. 2020, vol. 159, pp. 110011. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.110011>
 10. Kovtunov A.I., Bochkarev A.G., Plakhotny D.I. Influence of silicon on the processes of formation and properties of deposited alloys of the Fe–Al system. *Symbol of science*. 2016, no. 11-3 (23), pp. 86–92.
 11. Wang Y., Konovalov S.V., Chen X., Ivanov Y., Singh R.A. Research on Cu – 6.6 % Al – 3.2 % Si alloy by dual wire arc additive manufacturing. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021, vol. 30, no. 3, pp. 1694–1702. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05470-4>
 12. Wang Y., Konovalov S., Chen X., Ramachandra A.S., Subramanian J. Influence of Silicon and Magnesium on the Mechanical Properties of Additive Manufactured Cu–Al Alloy. *3D Printing and Additive Manufacturing*. 2021, vol. 8, no. 5, pp. 331–339. <https://doi.org/10.1089/3dp.2020.0321>

Сведения об авторах

Яньху Ван, к.т.н., научный сотрудник, Ключевая лаборатория робототехники лазерной обработки провинции Чжэцзян, Колледж механики и электротехники, Университет Вэньчжоу
ORCID: 0000-0002-3884-2524

Сергей Валерьевич Коновалов, д.т.н., профессор, проректор по научной и инновационной деятельности, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: konovalov@sibsiu.ru

ORCID: 0000-0003-4809-8660

Сичжан Чен, к.т.н., профессор, Колледж механики и электротехники, Университет Вэньчжоу
E-mail: chenxizhang@wzu.edu.cn
ORCID: 0000-0003-1649-1820

Ирина Алексеевна Панченко, к.т.н., заведующий научной лабораторией, доцент, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: i.r.i.ss@yandex.ru
ORCID: 0000-0002-1631-9644

Мария Михайловна Коток, лаборант, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: kotok04@bk.ru
ORCID: 0000-0002-1751-7554

Information about the authors

Wang Yanhui, Cand. Sci. (Eng.), research associate, Zhejiang Provincial Key Laboratory of Laser Processing Robotics, College of Mechanics and Electrical Engineering, Wenzhou University
ORCID: 0000-0002-3884-2524

Sergey V. Konovalov, Doctor of Technical Sciences, Professor, Vice-Rector for Scientific and Innovative Activities, Siberian State Industrial University
E-mail: konovalov@sibsiu.ru
ORCID: 0000-0003-4809-8660

Xizhang Chen, PhD., Professor, College of Mechanics and Electrical Engineering, Wenzhou University
E-mail: chenxizhang@wzu.edu.cn
ORCID: 0000-0003-1649-1820

Irina A. Panchenko, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Head of the Scientific Laboratory, Siberian State Industrial University
E-mail: i.r.i.ss@yandex.ru
ORCID: 0000-0002-1631-9644

Maria M. Kotok, laboratory assistant, Siberian State Industrial University
E-mail: kotok04@bk.ru
ORCID: 0000-0002-1751-7554

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 20.02.2023

После доработки 27.02.2023

Принята к публикации 03.03.2023

Received 20.02.2023

Revised 27.02.2023

Accepted 03.03.2023

Оригинальная статья

УДК 621.762

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-1(43)-98-103

ПОРИСТОСТЬ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА, ИЗГОТОВЛЕННОГО ИСКРОВЫМ ПЛАЗМЕННЫМ СПЕКАНИЕМ НИКЕЛЕВОГО ПОРОШКА, ПОЛУЧЕННОГО ЭЛЕКТРОДИСПЕРГИРОВАНИЕМ СПЛАВА ЖС6У В ВОДЕ

© 2023 г. Е. В. Агеев, О. В. Кругляков, В. О. Поданов

Юго-Западный государственный университет (Россия, 305040, Курская область, Курск, ул. 50 лет октября, 94)

Аннотация. Для расширения сферы практического применения порошковых материалов, получаемых из отходов сплава ЖС6У, требуется проведение металлографических исследований. Целью настоящей работы являлось исследование пористости жаропрочного сплава, изготовленного искровым плазменным спеканием никелевого порошка, полученного электродиспергированием сплава ЖС6У в воде. В основу работы положена задача получения жаропрочного никелевого сплава с улучшенными физико-механическими свойствами и низкой себестоимостью. Изучаемый сплав получают путем искрового плазменного спекания никелевых порошков, получаемых электроэрозионным диспергированием отходов сплава ЖС6У в дистиллированной воде. В работе использовали отходы жаропрочного сплава марки ЖС6У, которые измельчали методом электроэрозионного диспергирования в дистиллированной воде на оригинальной установке. Параметры установки при диспергировании отходов ЖС6У: напряжение на электродах 190 – 210 В; емкость конденсаторов 55 – 60 мкФ; частота следования импульсов 180 – 200 Гц. В результате локального воздействия кратковременных электрических разрядов между электродами произошло разрушение отходов сплава с образованием частиц жаропрочного никелевого порошка. Спекание жаропрочного никелевого порошка осуществляли в системе SPS 25-10 «Thermal Technology» (США) при температуре 1300 °С, давлении 40 МПа и времени выдержки 10 мин. Экспериментально установлено, что новые жаропрочные сплавы, полученные искровым плазменным спеканием электроэрозионной шихты, имеют пористость порядка 0,52 %. Практически беспористая структура жаропрочных сплавов объясняется наличием в электроэрозионной шихте частиц разных фракций, что обеспечивает их плотную упаковку и так называемый «эффект плазмы искрового разряда» при искровом плазменном сплавлении.

Ключевые слова: сплав ЖС6У, электродиспергирование, порошок, спекание, пористость

Финансирование: Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ (НШ-596.2022.4).

Для цитирования: Агеев Е.В., Кругляков О.В., Поданов В.О. Пористость жаропрочного сплава, изготовленного искровым плазменным спеканием никелевого порошка полученного электродиспергированием сплава ЖС6У в воде // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 1 (43). С. 98–103. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-98-103](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-98-103)

Original article

POROSITY OF A HEAT-RESISTANT ALLOY MADE BY SPARK PLASMA SINTERING OF NICKEL POWDER OBTAINED BY ELECTRODISPERSING THE ZHS6U ALLOY IN WATER

© 2023 г. Е. V. Ageev, O. V. Kruglyakov, V. O. Podanov

Southwest State University (94 50 let Oktyabrya Str., Kursk, Kursk Region, 305040, Russian Federation)

Abstract. Metallographic studies are required to expand the scope of practical application of powder materials obtained from waste of the ZhS6U alloy. The purpose of this work was to study the porosity of a heat-resistant alloy produced by spark plasma sintering of nickel powder obtained by electrodispersing the LC6U alloy in water. The work is based on the task of obtaining a heat-resistant nickel alloy with improved physical and mechanical properties and low cost. The alloy under study is obtained by spark plasma sputtering of nickel powders obtained by electroerosive dispersion of waste of the alloy ZhS6U in distilled water. The waste of heat-resistant alloy of the brand ZhS6U was used in the work, which was crushed by the method of electroerosive dispersion in distilled water at the original installation. Parameters of the installation during the disposal of waste ZhS6U: voltage at the electrodes 190–210 V; capacitance of the condensers 55–60 UF; pulse repetition frequency 180–200 Hz. As a result of local exposure to short-term electrical discharges between the electrodes, the alloy waste was destroyed with the formation of heat-resistant nickel powder particles. Sintering of heat-resistant nickel powder was carried out in the SPS 25-10 "Thermal Technology" system (USA) at a temperature of 1300 °C, a pressure of 40 MPa and a holding time of 10 min. It has been experimentally established that new heat-resistant alloys produced by spark plasma sintering of an electroerosive charge have a porosity of about 0.52 %. The practically nonporous structure of heat-resistant alloys is explained by the presence of particles of different fractions in the electroerosion charge, which ensures tight packing and the so-called "spark discharge plasma effect" during spark plasma fusion.

Keywords: alloy ZHS6U, electrodispersion, powder, sintering, porosity

Funding: The work was supported by a grant from the President of the Russian Federation (NSH-596.2022.4).

For citation: Ageev E.V., Kruglyakov O.V., Podanov V.O. Porosity of a heat-resistant alloy made by spark plasma sintering of nickel powder obtained by electrodispersing the ZhS6U alloy in water. Bulletin of the Siberian State Industrial University. 2023, no. 1 (43), pp. 98–103. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-98-103](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-98-103)

Введение

В настоящее время жаропрочные сплавы нашли широкое распространение, в том числе для изготовления лопаток турбин. Одним из часто применяемых является сплав ЖС6У. Предел сточасовой прочности этого сплава при 1000 °C составляет 170 – 180 МПа, верхний предел рабочих температур 1050 – 1100 °C. Данный сплав обладает очень высокой жаропрочностью, что затрудняет процесс его переработки и повторно-го применения [1 – 4].

В настоящее время существует необходимость повторного использования сплава ЖС6У из-за очень высокой стоимости ввиду присутствия дорогостоящих компонентов (таких как хром, кобальт, никель, ниобий, молибден, титан, вольфрам). Эффективный, но недостаточно изученный металлургический способ измельчения металлоотходов – электродиспергирование (ЭД) [5 – 9].

Для расширения сферы практического применения порошковых материалов из металлоотходов сплава ЖС6У требуется проведение металлургических исследований.

Целью настоящей работы являлось исследование пористости жаропрочного сплава, изготовленного искровым плазменным спеканием никелевого порошка, полученного электродиспергированием сплава ЖС6У в воде.

В основе работы – решение задачи получения жаропрочного никелевого сплава с улучшенными физико-механическими свойствами и низкой себестоимостью. Отходы сплава ЖС6У подвергаются электроэрозионному диспергированию (ЭЭД) в дистиллированной воде. Электроэрозионные никелевые порошки спекают, используя искровое плазменное спекание.

Процесс ЭЭД представляет собой разрушение токопроводящего материала в результате локального воздействия кратковременных электрических разрядов между электродами [10 – 12]. Путем регулирования электрических параметров установки для ЭЭД можно получать за определенные промежутки времени нужное количество порошка заданных размеров и качества. Получаемые таким способом частицы порошковых материалов имеют, в основном, сферическую форму [13, 14].

Методы и принципы исследования

Для получения никелевого порошка использовали отходы жаропрочного сплава марки ЖС6У, которые измельчали методом электроэрозионного диспергирования в дистиллированной воде на оригинальной установке [12 – 14]. При диспергировании отходов ЖС6У параметры установки составляли: напряжение на электродах 190 – 210 В;

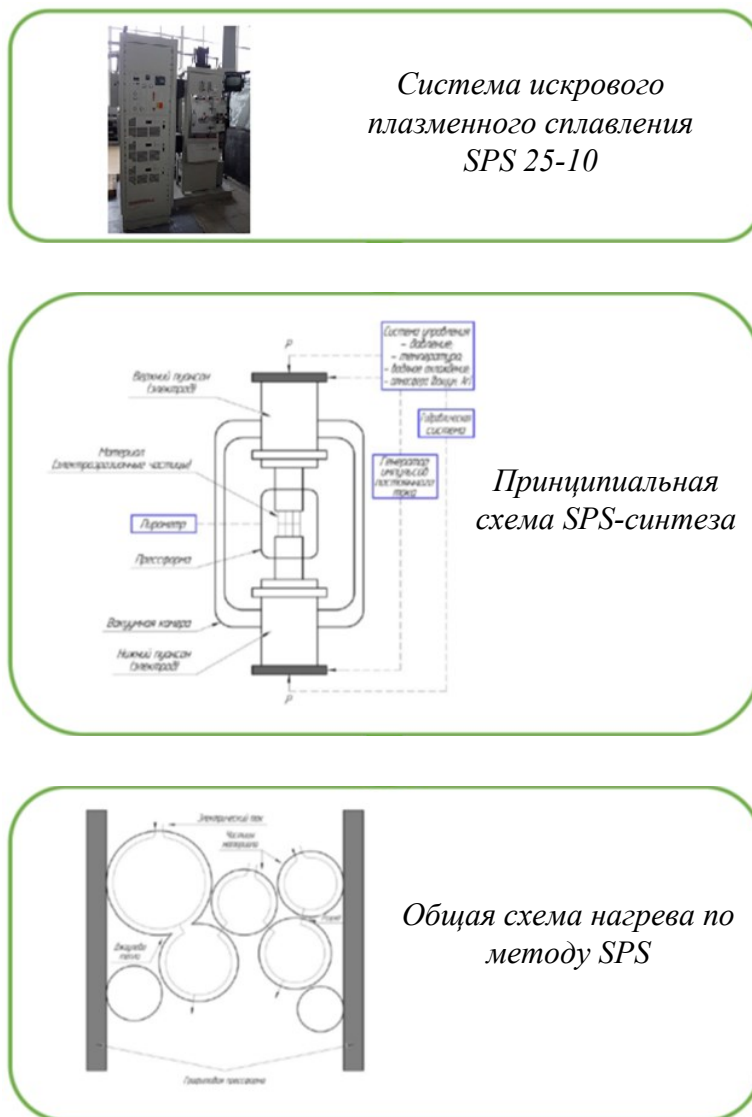


Рис. 1. Внешний вид системы (а), принципиальная схема синтеза (б) и общая схема нагрева (в) по методу искрового плазменного спекания

Fig. 1. The appearance of the system (a), the schematic diagram of the synthesis (b) and the general heating scheme (c) by the spark plasma sintering method

емкость конденсаторов 55 – 60 мкФ; частота следования импульсов 180 – 200 Гц. В результате локального воздействия кратковременных электрических разрядов между электродами происходит разрушение отходов сплава с образованием частиц жаропрочного никелевого порошка. Спекание этого порошка осуществляли в системе SPS 25-10 «Thermal Technology» (США) при температуре 1300 °С, давлении 40 МПа, время выдержки составляло 10 мин. Внешний вид системы, принципиальная схема синтеза и общая схема нагрева по методу искрового плазменного спекания электроэрозионной шихты представлена на рис. 1.

Пористость исследовали с помощью оптического инвертированного микроскопа «OLYMPUS GX51» (Япония), оснащенного системой автоматизированного анализа изображе-

ний «SIMAGIS Photolab». Пористость образцов определяли металлографическим методом с элементами качественного и количественного анализов геометрии пор (стереоскопическая металлография). Использование приемов стереоскопической металлографии позволило вычислить удельную поверхность крупных пор, количество сферических пор в единице объема, среднее расстояние между порами, средний реальный диаметр сферических пор и другие показатели.

Блок-схема методики исследования пористости сплавов представлена на рис. 2.

Основные результаты

Анализ микроструктур жаропрочных сплавов, проведенный на электронно-ионном сканирующем (растровом) микроскопе с полевой эмиссией электронов «QUANTA 600 FEG», показал, что сплавы имеют мелкозернистое строе



Рис. 2. Блок-схема методики исследования пористости сплавов
Fig. 2. Block diagram of the method of studying the porosity of alloys

ние, без включений, равномерное распределение фаз. Значительные поры, трещины и несплошности отсутствуют.

Результаты исследования пористости изучаемого жаропрочного сплава, представлены в табл. 1 и на рис. 3. Стереоскопическая металлография позволила определить: удельную поверхность пор; количество сферических пор в единице объема; расстояние между порами; средний реальный диаметр сферических пор и др.

Экспериментально установлено, что новые жаропрочные сплавы, полученные искровым-плазменным спеканием электроэрозионной шихты, имеют пористость порядка 0,52 %. Для промышленных металлов и сплавов пористость составляет 1 %. Гистограмма распределения пор по размеру в жаропрочных сплавах из электроэрозионной шихты приведена на рис. 3.

Обсуждение

Структура жаропрочных сплавов практически без пор, это объясняется наличием в электроэрозионной шихте частиц разных фракций, что обеспечивает их плотную упаковку и так называемый «эффект плазмы искрового разряда» при искровом плазменном сплавлении.

Снижению пористости в сплавах из электроэрозионной шихты, полученной в дистиллированной воде, способствуют оксиды, которые восстанавливаются в процессе спекания с образованием активной губчатой металлической поверхности. Пористость и распределение пор по размерам в значительной мере определяет механические свойства новых жаропрочных сплавов.

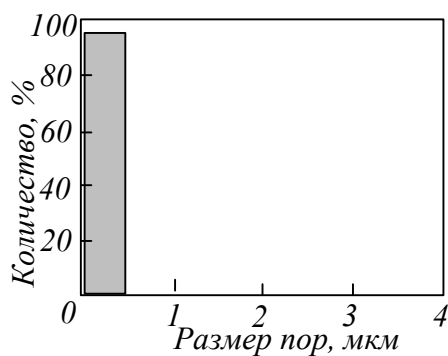


Рис. 3. Гистограмма распределения пор по размеру в жаропрочных сплавах из электроэрозионной шихты
Fig. 3. Histogram of pore size distribution in heat-resistant alloys made of electroerosion charge

Выводы

Исследована пористость жаропрочного сплава, изготовленного искровым плазменным спеканием никелевого порошка, полученного электродиспергированием сплава ЖС6У в воде. Показана мелкодисперсность сплава, что объясняется высокой дисперсностью исходной электроэрозионной шихты и эффектом «подавления роста зерна» при искровом плазменном сплавлении за счет короткого времени рабочего цикла, высокого давления и равномерного распределения тепла по образцу при воздействии на него импульсного электрического тока и так называемого «эффекта плазмы искрового разряда».

Проведенные исследования позволят расширить сферы практического применения порошковых материалов, получаемых из металлоотходов сплава ЖС6У.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Ерёмин Е.Н., Филиппов Ю.О., Давлеткильдеев Н.А., Миннеханов Г.Н. Исследование структуры сплава ЖС6У методом атомно-силовой микроскопии // Омский научный вестник. 2011. № 1 (97). С. 24–29.
- Еремин Е.Н., Филиппов Ю.О., Маталасова А.Е. Исследование карбидных фаз в сплаве ЖС6У // Омский научный вестник. 2014. № 3 (133). С. 59–63.
- Ерёмин Е.Н., Филиппов Ю.О., Миннеханов Г.Н., Лопаев Б.Е. Исследование фазовых превращений в сплаве ЖС6У методами термического анализа // Омский научный вестник. 2013. № 1 (117). С. 63–68.
- Новикова О.В., Кочетков В.А., Виноградов А.И., Жуков А.А., Тихонов А.А., Маринин С.Ф. Применение газозиостатического прессования для повышения эксплуатационной надежности лопаток турбины из жаропрочного сплава типа ЖС6У // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 8. С. 54–56.
- Агеева Е.В., Агеев Е.В., Карпенко В.Ю. Изучение формы и элементного состава порошка, полученного из вольфрамсодержащих отходов инструментальных материалов электроэрозионным диспергированием в водной среде // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 4 (112). С. 14–17.
- Латыпов Р.А., Агеев Е.В., Агеева Е.В., Новиков Е.П. Исследование алюминиевого порошка, полученного методом электроэрозионного диспергирования в дистиллированной воде // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2016. № 4. С. 19–22.
- Агеева Е.В., Хорьякова Н.М., Агеев Е.В. Морфология и элементный состав медных электроэрозионных порошков, пригодных к спеканию // Вестник машиностроения. 2014. № 10. С. 66–68.
- Агеева Е.В., Хардииков С.В., Агеева А.Е. Структура и свойства спеченных образцов из электроэрозионных хромсодержащих порошков, полученных в бутиловом спирте // Современные материалы, техника и технологии. 2021. № 6 (39). С. 4–11.
- Хардииков С.В., Агеева Е.В., Агеева А.Е. Анализ характеристик износостойкости спеченных изделий из электроэрозионного порошка стали X13, полученного в бутиловом спирте // Современные материалы, техника и технологии. 2021. № 6 (39). С. 58–64.
- Латыпов Р.А., Агеев Е.В., Агеева Е.В., Хорьякова Н.М. Сравнительный рентгеноспектральный микроанализ медного порошка, полученного электроэрозионным диспергированием, и медного порошка ПМС-1 // Электрометаллургия. 2017. № 4. С. 36–39.
- Агеева Е.В., Латыпов Р.А., Агеев Е.В., Алтухов А.Ю., Карпенко В.Ю. Оценка износостойкости электроискровых покрытий, полученных с использованием электроэрозионных порошков быстрорежущей стали // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2015. № 1. С. 71–76.
- Латыпов Р.А., Агеева Е.В., Кругляков О.В., Латыпова Г.Р. Электроэрозионные порошки микро- и нанометрических фракций для производства твердых сплавов // Электрометаллургия. 2016. № 1. С. 16–20.
- Latypov R.A., Latypova G.R., Ageev E.V., Altukhov A.Y., Ageeva E.V. Elemental composition of the powder particles produced by electric discharge dispersion of the wastes of a VK8 hard alloy // Russian Metallurgy (Metallurgy). 2017. Vol. 2017. No 12. P. 1083–1085.
- Агеев Е.В., Поданов В.О., Агеева А.Е. Микроструктура и элементный состав порошков, полученных в условиях электроэрози-

онной металлургии отходов жаропрочного никелевого сплава ЖС6У в воде // Металлург. 2022. № 5. С. 72–77.

REFERENCES

- Eremin E.N., Filippov Yu.O., Davletkildiev N.A., Minnekhanov G.N. ZhS6U alloy structure study by atomic force microscopy. *Omskij nauchnyj vestnik*. 2011, no. 1 (97), pp. 24–29. (In Russ.).
- Eremin E.N., Filippov Yu.O., Matalasova A.E. Research of carbide phases in alloy ZhS6U. *Omskij nauchnyj vestnik*. 2014, no. 3 (133), pp. 59–63. (In Russ.).
- Eremin E.N., Filippov Yu.O., Minnekhanov G.N., Lopaev B.E. Research of phase transformations in alloy by ZhS6U methods of thermal analysis. *Omskij nauchnyj vestnik*. 2013, no. 1 (117), pp. 63–68. (In Russ.).
- Novikova O.V., Kochetkov V.A., Vinogradov A.I., Zhukov A.A., Tikhonov A.A., Marinin S.F. Application of gas-static pressing to increase operational reliability of turbine blades made of heat-resistant alloy of type ZhS6U. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2007, no. 8, pp. 54–56. (In Russ.).
- Ageeva E.V., Ageev E.V., Karpenko V.Yu. Study of the shape and elemental composition of powder obtained from tungsten-containing wastes of tool materials by electroerosive dispersion in an aqueous medium. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2014, no. 4 (112), pp. 14–17. (In Russ.).
- Latypov R.A., Ageev E.V., Ageeva E.V., Novikov E.P. Study of aluminum powder obtained by electroerosive dispersion in distilled water. *Vse materialy. Enciklopedicheskij spravochnik*. 2016, no. 4, pp. 19–22. (In Russ.).
- Ageeva E.V., Khoryakova N.M., Ageev E.V. Morphology and elemental composition of copper electroerosive powders suitable for sintering. *Vestnik mashinostroeniya*. 2014, no. 10, pp. 66–68. (In Russ.).
- Ageeva E.V., Hardikov S.V., Ageeva A.E. Structure and properties of sintered samples from electroerosive chromium-containing powders obtained in butyl alcohol. *Sovremennye materialy, tekhnika i tekhnologii*. 2021, no. 6 (39), pp. 4–11. (In Russ.).
- Hardikov S.V., Ageeva E.V., Ageeva A.E. Analysis of wear-resistance characteristics of sintered articles from electric erosion powder of Kh13 steel obtained in butyl alcohol. *Sovremennye materialy, tekhnika i tekhnologii*. 2021, no. 6 (39), pp. 58–64. (In Russ.).
- Latypov R.A., Ageev E.V., Ageeva E.V., Khoryakova N.M. Comparative X-ray spectral microanalysis of copper powder obtained by electro-erosion dispersion and copper powder PMS-1. *Elektrometallurgiya*. 2017, no. 4, pp. 36–39. (In Russ.).
- Ageeva E.V., Latypov R.A., Ageev E.V., Altukhov A.Yu., Karpenko V.Yu. Assessment of wear resistance of electric spark coatings obtained using electric erosion powders of high-speed steel. *Izvestiya vysshih uchebnyh zavedenij. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya*. 2015, no. 1, pp. 71–76. (In Russ.).
- Latypov R.A., Ageeva E.V., Kruglyakov O.V., Latypova G.R. Electric erosion powders of micro- and nanometric fractions for the production of hard alloys. *Elektrometallurgiya*. 2016, no. 1, pp. 16–20. (In Russ.).
- Latypov R.A., Latypova G.R., Ageev E.V., Altukhov A.Y., Ageeva E.V. Elemental composition of the powder particles produced by electric discharge dispersion of the wastes of a VK8 hard alloy. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2017, vol. 2017, no 12, pp. 1083–1085.
- Ageev E.V., Podanov V.O., Ageev A.E. Microstructure and elemental composition of powders obtained under the conditions of electric erosion metallurgy of heat-resistant nickel alloy wastes ZhS6U in water. *Metallurg*. 2022, no. 5, pp. 72–77. (In Russ.).

Сведения об авторах

Евгений Викторович Агеев, д.т.н., профессор, профессор кафедры технологии материалов и транспорта, Юго-Западный государственный университет
E-mail: ageev_ev@mail.ru
ORCID: 0000-0002-3862-8624

Олег Викторович Кругляков, к.т.н., доцент кафедры технологии материалов и транспорта, Юго-Западный государственный университет
E-mail: o.kruglyakov@tmholding.ru

Вадим Олегович Поданов, аспирант кафедры технологии материалов и транспорта, Юго-Западный государственный университет
E-mail: vadim.podanov@yandex.ru

Information about the authors

Evgeny V. Ageev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Professor of Chair of Materials and Transport Technology, Southwestern State University
E-mail: ageev_ev@mail.ru
ORCID: 0000-0002-3862-8624

Oleg V. Kruglyakov, Cand. Sci. (Eng.), Assist Professor of Materials Technology and Transport, Southwestern State University
E-mail: o.kruglyakov@tmholding.ru

Vadim O. Podanov, Postgraduate of Department of Materials and Transport Technology, Southwestern State University
E-mail: vadim.podanov@yandex.ru

Поступила в редакцию 20.02.2023
 После доработки 24.02.2023
 Принята к публикации 03.03.2023

Received 20.02.2023
 Revised 24.02.2023
 Accepted 03.03.2023

Оригинальная статья

УДК 658.8

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-1(43)-104-115

ПРАКТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПОВЫШЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРОИЗВОДСТВЕННОЙ СТРАТЕГИИ ПРОМЫШЛЕННЫХ ПРЕДПРИЯТИЙ РЕГИОНА

© 2023 г. Т. К. Наплёкова¹, Т. Н. Пигина²

¹Кузбасский гуманитарно-педагогический институт Кемеровского государственного университета (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Циолковского, 23)

²Хакасский государственный университет имени Н.Ф. Катанова (Россия, 655017, Республика Хакасия, Абакан, пр. Ленина, 90)

Аннотация. Показано, что современные подходы к управлению производственной стратегией на промышленных предприятиях должны отвечать современным реалиям. Представлен подход, включающий последовательные целевые элементы производственной стратегии. Структурированы и обоснованы этапы среднесрочного и долгосрочного планов, дающие возможность совершенствовать производственную стратегию. Предложен и обоснован новый показатель (индекс производительности производства), который поможет промышленным предприятиям региона эффективнее оценивать и планировать свою деятельность. Производственная стратегия промышленных предприятий рассматривается с точки зрения целесообразности и эффективности использования собственных ресурсов в рамках бизнес-среды для достижения поставленных целей. Основой такого подхода является анализ производственной стратегии, включающей четыре компонента, которые обеспечивают конкурентное преимущество (цели и ценности промышленного предприятия; ресурсы и возможности; структура и организационные способности; конкурентное преимущество в отраслевой среде). Предложен инструментальный повышения конкурентоспособности промышленных предприятий, в котором показатели эффективности, зафиксированные в стратегической карте промышленного предприятия, используются для расчета индексов производственной компетентности и деловой активности. Такой подход дает возможность выстраивать производство эффективнее, учитывая конкурентные приоритеты, передовые производственные технологии, интегрированные информационные системы, инновационные производственные процессы, реализация которых обеспечивает достижение результата.

Ключевые слова: промышленное предприятие, производственная стратегия, элементы производственной стратегии, индекс производительности

Для цитирования: Наплёкова Т.К., Пигина Т.Н. Практические аспекты повышения эффективности производственной стратегии промышленных предприятий региона // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 1 (43). С. 104–115. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-104-115](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-104-115)

Original article

PRACTICAL ASPECTS OF INCREASING THE EFFICIENCY OF THE PRODUCTION STRATEGY OF INDUSTRIAL ENTERPRISES REGION

© 2023 T. K. Naplekova¹, T. N. Pigina²

¹Kuzbass Humanitarian and Pedagogical Institute of Kemerovo State University (23 Tsiolkovsky Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

²Khakass State University named after N. F. Katanov (90 Lenin ave., Abakan, The Republic of Khakassia 655017, Russian Federation)

Abstract. The article shows that modern approaches to the management of production strategy at industrial enterprises should meet modern realities. The author's approach is presented, which includes consistent target elements of the production strategy, the stages of medium- and long-term plans are structured and justified, which makes it possible to improve the production strategy, and the authors propose and justifies a new indicator - the production productivity index, which will help the industrial enterprises of the region to evaluate and plan their activities more effectively. Comparing the goals of a balanced scorecard with current and planned initiatives is becoming an important way to focus and align all structural divisions of an industrial enterprise. The production strategy of industrial enterprises is considered from the point of view of expediency and efficiency of using their own resources within the business environment to achieve their goals. The basis of this approach is the analysis of the production strategy, which includes four components that provide a competitive advantage: the goals and values of an industrial enterprise; resources and capabilities; structure and organizational abilities; competitive advantage in the industry environment. The authors propose a toolkit for improving the competitiveness of industrial enterprises, in which the performance indicators recorded in the strategic map of an industrial enterprise are used to calculate the index of industrial competence and the index of business activity. This approach makes it possible to build production more efficiently, taking into account competitive priorities, advanced production technologies, integrated information systems, innovative production processes, the implementation of which ensures the achievement of results.

Key words: industrial enterprise, production strategy, elements of production strategy, production productivity index

For citation: Naplekova T.K., Pigina T.N. Practical aspects of increasing the efficiency of the production strategy of industrial enterprises region. Bulletin of the Siberian State Industrial University. 2022, no. 4 (42), pp. 104–115. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-104-115](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-104-115)

Введение

Характер производственных технологий за последние три десятилетия значительно изменился благодаря внедрению передовых производственных технологий. В мире происходят глобальные изменения во всех направлениях деятельности, в том числе в промышленности. Бизнесу приходится перестраиваться для того, чтобы не сокращать рыночное пространство. Экономическая глобализация представляет эволюционирующую модель трансграничной промышленной и предпринимательской деятельности, поэтому производственная стратегия определяет как промышленные предприятия будут использовать свои производственные возможности. Совершенствованию производственной стратегии посвящены многочисленные исследования. Однако промышленные предприятия относятся к сложным объектам управления. Современные технологии, конкуренция и социальные изменения породили серьезные проблемы для производства, поэтому перед промышленными предприятиями ставятся новые задачи по совершенствованию производственной стратегии промышленных предприятий, которые необходимо развивать.

Методический подход совершенствования производственной стратегии

Для совершенствования производственной стратегии промышленных предприятий необходимо реализовывать методические подходы, с

помощью которых можно обеспечивать выполнение обозначенных ниже задач в стратегии:

- цели промышленного предприятия;
- принципы, которыми менеджеры руководствуются в своих действиях;
- видение того, куда движется промышленное предприятие;
- цели, которые движут промышленные предприятия к его видению;
- приоритеты, поставленные перед целями на данный период;
- план действий, в котором участвуют все.

Производственная стратегия должна приводить промышленное предприятие к достижению целей [1 – 5].

Представим методический подход, который раскрывает не только цель, но и целевые элементы действий, ценности и ожидаемые результаты, а не средства (табл. 1).

Для эффективности производственной стратегии промышленных предприятий необходимо, чтобы ее совершенствование проходило через четыре этапа с выходом на среднесрочный план, долгосрочное видение и план с учетом изменений, происходящих в окружающей среде за рассматриваемый период времени, с проведением всех корректировок, причем это может происходить не один раз (рис. 1).

Все этапы влияют на создание среднесрочного и долгосрочного планов, которые представляются с учетом видения промышленного предприятия. Все этапы развития корректируются, когда происходят изменения в окружающей сре-

Методический подход
A methodical approach

Целевые элементы производственной стратегии	Целевые ценности и ожидаемые результаты
Постановка	Промышленные предприятия ставят перед собой несколько определяющих задач, которые в данный период имеют жизненно важное значение для достижения результата
Реализация	Промышленные предприятия реализовывают результаты в соответствии с иерархией предприятия, рассматривая при этом как вертикальную, так и горизонтальную иерархию
Мониторинг	Промышленные предприятия постоянно контролируют по контрольным точкам все подразделения по выполнению производственной стратегии, чтобы инициировать корректирующие действия по мере необходимости задействованных показателей
Диагностика	Диагностика на промышленных предприятиях проводится ежеквартально, каждые полгода и ежегодно. Диагноз (вывод) определяет правильность выбора жизненно важных задач для улучшения планирования, тем самым совершенствуя производственную стратегию

де. Далее принятые решения по совершенствованию производственной стратегии необходимо доводить до всех уровней менеджмента и продолжать улучшать посредством различных подходов, например, ширококвещательного.

Ширококвещательный подход предполагает, что генеральный директор промышленного предприятия с группой менеджеров-разработчиков на общем собрании разъясняют стратегию и дают возможность задать вопросы выступающему. Реакция работников заставляет руководителя чувствовать настроение коллектива. Групповые встречи поощряют работников высказывать свое мнение, но при этом их установка далеко не дает полезной обратной связи [4 – 9].

Слабость ширококвещательного подхода – отсутствие обратной связи.

Случается, что генеральный директор никогда не узнает, что пошло не так, а просто выдаст другую установку. Например, усовершенствованный подход к стратегическому решению по производственной стратегии промышленного предприятия заключается в том, что на каждом уровне руководитель и подчиненный встречаются для обсуждения текущих вопросов:

- менеджер готовит обоснование по доработке производственной стратегии промышленного предприятия, так как он должен понимать, что, если есть различия в интерпретации первого и второго уровней, то их можно обсудить и выявить причины этих различий;

- даже несмотря на одинаковое понимание процессов по совершенствованию производственной стратегии, оно должно пониматься на каждом уровне, который не только занимается разъяснением политики, но и предоставляет ин-

формацию, помогающую каждому менеджеру второго и третьего уровней (среднего и высоко-го) совершенствоваться (табл. 2).

Для организации процессов по доработке производственной стратегии между менеджерами разных уровней требуется много времени [4, 10 – 12].

Однако время, которое руководители тратят на объяснение корректировок намного превышает количество времени, необходимого для того, чтобы сделать это правильно с первого раза. Все эти корректировки, происходящие на этапах составления планов по совершенствованию производственной стратегии промышленных предприятий, ведущих к намеченному результату, совершенствуют производственную стратегию. На каждом уровне управления менеджер обосновывает свою точку зрения по вопросу эффективности производства промышленного предприятия, понимая, что основными критериями выступают:

- перспективы развития с ограниченными финансами;
- видение перспектив клиентами;
- обоснование перспективных бизнес-процессов;
- кадровые перспективы, включая обучение (переподготовку) [4, 6, 7, 13, 14].

Перспективы влекут за собой ключевые вопросы (табл. 3). Все перечисленные перспективы, обеспечивающие производительность, являются важнейшими показателями сбалансированной системы. Эти показатели являются основными индикаторами, которые демонстрируют, успешно или неудачно идет процесс совершенствования производственной стратегии промышленного предприятия. В табл. 4 приведены некоторые перспективы клиентов.



Рис. 1. Этапы составления планов по совершенствованию производственной стратегии, дающих возможность совершенствовать производственную стратегию

Fig. 1. Stages of making plans to improve the production strategy, which makes it possible to improve the production strategy

Знание и умелое использование перспектив клиентов дают осязаемые результаты производственной стратегии промышленного предприятия. Это позволяет выявить несколько важнейших процессов, которые окажут наибольшее влияние на производственную стратегию. Например, одно предприятие может увеличить свои внутренние инвестиции в научно-исследовательские и опытно-конструкторские разработки и реинжиниринг своих процессов, чтобы разрабатывать высокоэффективные, инновационные продукты для своих клиентов. Другое предприятие, пытаясь сделать тоже самое ценное предложение, может выбрать разработку новых продуктов через партнерские отношения с совместным предприятием. В итоге два предприятия, используя разные процессы (учитывая свои особенности), могут подойти к одному результату [4 – 7].

Перспектива развития внутренних бизнес-процессов промышленного предприятия должна реализовываться в первую очередь. При этом каждый менеджер предприятия должен иметь свой собственный набор показателей, определяющих соответствует ли его область ответственности ожиданиям, установленным общей сбалансированной системой показателей предприятия. Эти бизнес-показатели измеряют различные аспекты (эффективность, скорость, качество и другие) того, насколько хорошо продукты и услуги промышленных предприятий производятся, чтобы соответствовать ожиданиям клиентов, при этом они должны быть изучены работниками, которые очень хорошо знают внутренние процессы.

В табл. 5 приведены примеры перспектив бизнес-процессов промышленного предприятия.

**Информация для развития менеджеров по реализации производственной стратегии
промышленного предприятия**
**Information for the development of managers for the implementation of the production strategy
of an industrial enterprise**

Уровни менеджмента	Информация для развития менеджеров
1 (низкий)	Выявление различных подходов, которые предлагаются различными практиками других предприятий по реализации производственных компетенций достижения организационных целей и задач
2 (средний)	Проведение обследования промышленных предприятий с использованием стратегически разработанной дорожной карты для понимания и оценки преобладающих ситуаций, связанных с изменениями во внешней среде. Эти подходы направлены на обоснование необходимости усиления синергетического эффекта от вклада в повышение эффективности бизнеса. Для эффективного проведения разрабатывается анкета, в которой менеджеры отражают положительные и отрицательные результаты
3 (высокий)	Сбор и анализ данных по реализации усовершенствованной производственной стратегии промышленного предприятия, а также синергетическое внедрение в течение значительного периода времени с учетом полученных улучшений организационной эффективности. Задачи этого анализа включают в себя текущее состояние, а также анализ тех преимуществ, которые достигнуты за счет синергетического эффекта, и осуществление его на промышленном предприятии, где составляется дорожная карта с последующими выводами, а также оцениваются стратегические подходы, направленные на повышение производительности предприятия. Этот уровень включает тщательное планирование для успешного управления инициативами и имеет решающее значение для успеха их реализации

Для того, чтобы производственная стратегия промышленных предприятий была эффективной, необходимо, чтобы ее совершенствование проходило четыре этапа с выходом на среднесрочный план, долгосрочное видение и план с учетом изменений, происходящих в окружающей среде на данный период времени с проведением всех корректировок, причем это может происходить не один раз. Все корректировки, происходящие на этапах составления планов по совершенствованию производственной стратегии промышленных предприятий, ведущих к намеченному результату, совершенствуют производственную стратегию промышленного предприятия. Уровни менеджмента подводят к тому, что перспективы представляют различные точки зрения на производительность промышленного предприятия, где сбалансированная система показателей рассматривает промышленные предприятия с основных

позиций (перспективы развития с ограниченными финансами, видение перспектив клиентами, обоснование перспективных бизнес-процессов, кадровые перспективы, включая обучение, подготовку) [4, 7, 15, 16].

Последовательное согласование действий и возможностей с ценностным предложением клиента является основой реализации производственной стратегии промышленного предприятия.

Кроме того, сбалансированная система показателей эффективна только в том случае, если ее четко понимают на промышленных предприятиях. Она должна разрабатываться на уровне руководителей промышленных предприятий и доводиться до каждого менеджера. Без эффективной коммуникации на промышленных предприятиях сбалансированная система показателей не будет стимулировать длительные изменения и повышение эффективности [4, 16, 17].

Перспективы развития производительности предприятия и связанные с ними ключевые вопросы
Prospects for the development of production productivity and related key issues

Перспективы	Ключевые вопросы
Финансовые	Как добиться максимальных финансовых успехов обеим сторонам?
Обслуживание клиента	Как обслужить клиента так, чтобы у него не возникало разочарования?
Производственный процесс	Постоянно совершенствовать производственный процесс, внедряя инновационные технологии и повышая квалификацию работников
Обучение работников	Обучение персонала работе на современном оборудовании с использованием шефства (наставничества)

Примеры перспектив клиентов промышленного предприятия
Examples of prospects for industrial enterprise customers

<u>Объективные перспективы</u>	<u>Конкретные показатели</u>
Новые продукты	Процент продаж от новых продуктов
Отзывчивое снабжение	Своевременная доставка
Быть предпочтительным поставщиком	Доля ключевых счетов (доля по всем видам расчетов)
Партнерские отношения с клиентами	Количество совместных усилий

Примеры перспектив бизнес-процессов промышленного предприятия
Examples of prospects of business processes of an industrial enterprise

Цель	Конкретные показатели
Совершенство производства продукции	Время цикла, выход готовой продукции
Повышение производительности проектирования	Инженерная эффективность по совершенствованию технологических процессов
Сокращение задержек запуска продукта. Профессиональное обслуживание вспомогательного персонала	Фактическая дата запуска по сравнению с планом

Практические аспекты применения индекса производительности производства

Самая большая ошибка, совершаемая промышленными предприятиями, – это думать, что сбалансированная система показателей просто меры. Довольно часто на промышленных предприятиях разрабатывают список финансовых и нефинансовых показателей и полагают, что у них есть система показателей, а это далеко не так.

Для достижения успеха необходимо предоставить ресурсы и финансировать инициативы. Работники будут нуждаться в новых информационных инструментах, которые помогут им понять движущие силы мер, за которые они несут ответственность, так как они сами рассматривают и принимают эти меры. Инструменты должны включать систему анализа; показатели раннего предупреждения; отчеты об исключениях того или иного показателя; сотрудничество подразделений промышленных предприятий.

Сопоставление целей сбалансированной системы показателей с текущими и планируемыми инициативами становится важным способом сосредоточения и выравнивания всех структурных подразделений промышленного предприятия, при этом используются индексы производительности и деловой активности.

Индексы производительности и деловой активности рассчитываются на основе мониторинга промышленных производств предприятия. Показатели эффективности использу-

ются для расчета индексов производственной компетентности и деловой активности. Конкурентные приоритеты, передовые производственные технологии, интегрированные информационные системы и инновационные производственные процессы являются показателями эффективности производственной компетентности. Показатели эффективности деловой активности включают рентабельность инвестиций, годовой объем продаж, общую добавленную стоимость, долю рынка и прибыль на акцию. Индекс производительности представлен на рис. 2.

Индекс производственной компетентности

Производственная компетентность – это мера сочетания сильных и слабых сторон промышленного предприятия в определенных стратегических производственных вопросах. Подход, при меняемый для моделирования вычислений индекса производственной компетентности, проводится в соответствии со значениями стратегического вопроса, так называемого ранга [4, 10]. Индекс производственной компетентности рассчитывается по рангам (значение стратегического вопроса) с учетом следующих показателей (табл. 6).

Для расчета индекса производственной компетентности необходимо учитывать следующее:

- это систематически разрабатываемый показатель производственной компетентности;
- он основан на сильных и слабых сторонах промышленного предприятия;

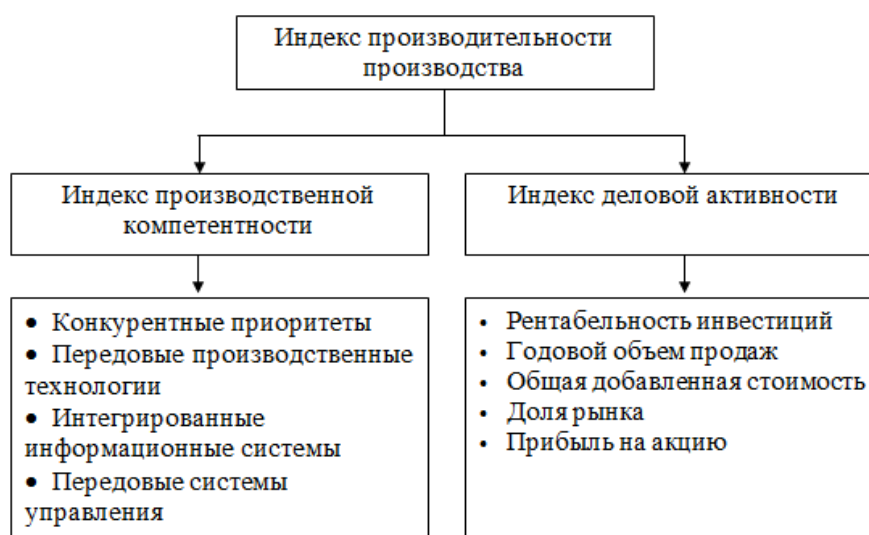


Рис. 2. Показатели эффективности для индекса производственной компетентности и индекса деловой активности
 Fig. 2. Performance indicators for the industrial competence index and the business activity index

– он помогает в решении ключевых стратегических производственных вопросов;
 – проблемы высокого ранга оказывают большее влияние на производственную компетентность, в то время как проблемы с более низким рангом оказывают очень слабое влияние;
 – логарифмическое уравнение имеет интуитивный смысл, где производственная стратегия промышленного предприятия требует сил более чем в одной области, поэтому необходимо применять различные меры для моделирования (рис. 3).

Проведем расчет индекса производственной компетентности по промышленному предприятию региона АО «Кузнецкие ферросплавы» на основе официальных статистических данных. Для расчета возьмем семь рангов (табл. 6).

Индекс производственной компетентности задается как

$$C_j = \sum \{Q_i Z_i\},$$

где C_j – индекс производственной компетентности для промышленных предприятий j ; i – стратегический производственный вопрос; R – ранг стратегической производственной проблемы

(табл. 7); K_i – обратный ранг (если $R = 1, K = 7$, когда $i = 7$, если $R = 2, K = 6$); Q_i – критерий веса, присвоенный конкретному стратегическому производственному вопросу; Z_i – значение, соответствующее значимости производственного вопроса (табл. 7).

Для расчета индекса производственной компетентности определены семь стратегических производственных задач, которые включают четыре конкурентных приоритета (качество выпускаемой продукции; стоимость одного изделия; поставку проданной продукции; гибкость производственных процессов) и мероприятия по совершенствованию (интегрированные информационные системы; передовые производственные технологии; инновационные производственные процессы) [4, 5, 13].

Для расчета показателя производственной компетентности используется метод линейной аппроксимации.

Самые высокие и самые низкие средние значения отображаются для вышеперечисленных семи стратегических производственных вопросов для промышленного предприятия, имеющих значение критерия веса от 0 до 100 %.

Т а б л и ц а 6

Средний индекс производственной компетенции
Average index of industrial competence

Ранг	Наименование показателя
1	Качество выпускаемой продукции
2	Стоимость одного изделия
3	Поставка проданной продукции
4	Гибкость производственных процессов
5	Интегрированные информационные системы
6	Передовые системы управления
7	Передовые производственные технологии

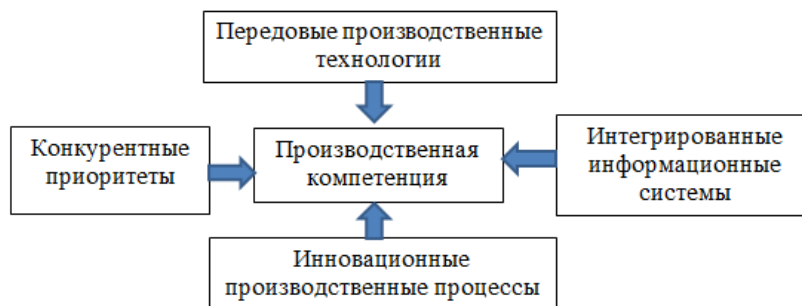


Рис. 3. Различные меры для моделирования индекса производственной компетентности
Fig. 3. Various measures for modeling the index of industrial competence

Критерий веса (Q_i) присваивается конкретному стратегическому производственному вопросу следующим образом:

$Q_i = +1$ (сила), если количество более 60 %;

$Q_i = 0$ (нейтрально), если количество от 40 до 60 %;

$Q_i = -1$ (слабость), если количество менее 40 %.

Промышленное предприятие проводит расчет производственной компетентности (АО «Кузнецкие ферросплавы»), используя следующую формулу:

$$C_j = \sum \{Q_i Z_i\} = (1 \cdot 0,71 + 1 \cdot 0,86 + 1 \cdot 0,43 + 1 \cdot 0,57 + 1 \cdot 0,14 + 1 \cdot 0,29 - 1 \cdot 0) = 3,0$$

Полученный индекс производственной компетентности (3,0) по пятибалльной шкале Лайкерта означает, что эффективность АО «Кузнецкие ферросплавы» выше среднего.

Аналогично значение индекса производственной компетентности можно рассчитать для других промышленных предприятий.

Показатели эффективности промышленных предприятий включают организационную культуру, которая указана степенью согласия по четырем признакам организационной культуры (ОК1 – ОК4) по пятибалльной шкале Лайкерта (1 – полностью не согласен; 5 – полностью согласен).

В целом российские промышленные предприятия уделяют больше внимания доминированию производства. Наименьшее значение имеет маркетинг, который доминирует над производством, и это показывает, что российские промышленные предприятия придают меньшее значение маркетингу. Тем не менее, организационная культура промышленных предприятий указывает на внутреннюю согласованность между элементами.

Производственная компетентность, которая задает тон эффективности бизнеса российским промышленным предприятиям, должна рассматриваться с учетом конкурентных приоритетов; передовых производственных технологий; интегрированных информационных систем; инновационных производственных процессов.

Все они используются в качестве четырех показателей для производственных компетенций. Также берутся расчеты по прибыли (убытку) от продаж; чистой прибыли; рентабельности инвестиций; коэффициента текущей ликвидности. Они являются показателями эффективности бизнеса. Индексы производственной компетентности и деловой эффективности рассчитываются с учетом этих показателей. Все эти показатели заносятся в отчеты, обеспечивающие точное представление о достигнутых результатах. Отчеты способствуют эффективному информированию о состоянии производственной стратегии промышленного предприятия и являются мощным средством регулярной оценки эффективности [4 – 7].

Карта производственной стратегии предприятия

Обязательные отчеты включают в себя картирование производственной стратегии; матрицу производственной стратегии; стратегические темы (мероприятия).

Картирование производственной стратегии является важным способом оценки и визуальной экспликации перспектив, целей и мер, а также причинно-следственных связей между ними. Организация целей в каждой определенной перспективе и картирование стратегических взаимосвязей между всеми подразделениями служат способом оценки целей, чтобы убедиться, что они являются последовательными и всеобъемлющими.

Стратегическая карта – это визуальный способ донести до различных промышленных предприятий информацию о том, как подразделения этих предприятий взаимодействуют между собой. Это облегчает каскадирование сбалансированной системы показателей, поскольку она может быть создана на разных уровнях менеджмента (от 1 до 3) этого предприятия, и карта каждого уровня может быть просмотрена для согласования с общей стратегической картой.

Расчет индекса производственной компетентности
Calculation of the index of industrial competence

<i>R</i>	1	2	3	4	5	6	7
<i>K</i>	7	6	5	4	3	2	1
$Z_i(K)$	0,86	0,71	0,57	0,43	0,29	0,14	0

Диаграмма, которая строится в соответствии с развитием промышленного предприятия, полностью фиксируется в стратегической карте, и уже все полученные показатели по факту распределяются по подразделениям этого предприятия (финансово-экономические; маркетинговые; бизнес-процессы; профессионального обучения и экономического и профессионального роста).

Стратегическая карта обеспечивает нормативный контрольный список всех компонентов производственной стратегии и их взаимосвязей. Вся информация содержится в стратегической карте на одной странице. Это создает относительно легкую стратегическую коммуникацию.

Финансовая перспектива рассматривает создание долгосрочной акционерной стоимости и строится на основе стратегии управления производительности; улучшения структуры затрат и использования активов; производственной стратегии, которая включает в себя стратегии роста и продаж, способствующих росту объемов производства и услуг, а также проведению инновационных производственных процессов [4, 5, 11].

Все это в обязательном порядке влечет за собой изменения в сторону улучшения качества выпускаемой продукции; разнообразия выпускаемой продукции; расширения сервисных

услуг; тесного делового взаимодействия с партнерами; сервисного брэндинга.

Работая с клиентами (особенно с постоянными), промышленные предприятия должны наращивать и реализовывать разнообразие сервисных услуг, расширять ассортимент выпускаемой продукции, иметь мощную информационную базу, которая должна постоянно обновляться, и работать одной командой, включающей не только работников промышленного предприятия, но и клиентов.

После рассмотрения принципов построения стратегических карт возникает возможность посредством картирования помочь описать производственную стратегию и зафиксировать показатели эффективности, которые используются для расчета индексов производственной компетентности и деловой активности. Эти показатели влияют на процесс выравнивания подразделений и производств, которые можно назвать общей стратегией (рис. 4).

Основные составляющие стратегической карты основаны на взаимодействии всех подразделений, которые обосновывают все результаты в производстве, ориентированные на производственную стратегию, предполагающую значительные изменения в культуре. Организационные изменения – это эволюционный процесс.

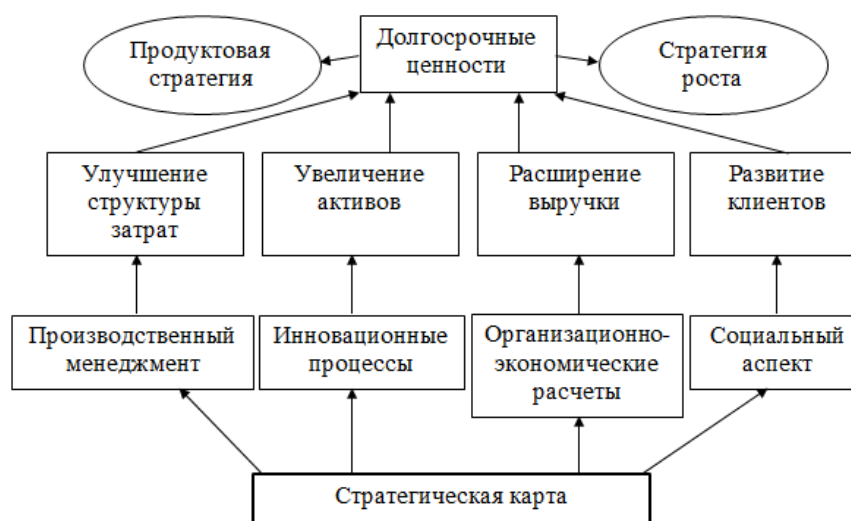


Рис. 4. Основные составляющие стратегической карты

Fig. 4. The main components of the strategic map

Последовательное исполнительное руководство, вовлеченность, активное спонсорство и поддержка имеют решающее значение для поддержания импульса в решении проблем, с которыми неизбежно сталкиваются промышленные предприятия [1 – 4].

Исполнительная команда должна быть в согласии не только между собой, но и во взглядах на развитие промышленного предприятия:

– исполнительная группа принимает участие в проектных сессиях, на которых устанавливаются основные задачи, видение и стратегические темы;

– мнение команды может легко передать вопросы руководителям для их разрешения;

– руководители продолжают выражать свою поддержку и участие в инициативе реализации сбалансированной системы показателей.

Циклы обратной связи необходимы для постоянного сосредоточения внимания на производственной стратегии и мерах по ее переоценке. Для поддержки оценки производственной стратегии промышленные предприятия должны использовать инструменты отчетности и анализа, позволяющие анализировать факторы, влияющие на принимаемые меры.

В стратегической карте просматриваются созданные ценные предложения, рождающиеся в подразделениях при интеграции друг с другом в одном графическом представлении, где сразу возникает возможность посредством стратегии картирования существенно помочь в повышении конкурентоспособности промышленного предприятия, общаясь с руководителями [4, 15].

Для достижения успеха необходимо предоставить ресурсы и финансировать инициативы. Работникам будут необходимы новые информационные инструменты, которые должны включать систему анализа, показатели раннего предупреждения, отчеты об исключениях того или иного показателя, сотрудничество подразделений промышленных предприятий.

Выводы

Совершенствование производственной стратегии трудоемкий процесс, который изначально выстраивается на анализе производственных возможностей промышленных предприятий. Структурировать и упростить этот процесс позволяет методический подход, раскрывающий последовательность выполнения производственных этапов. Для повышения эффективности производственной стратегии рекомендуется применять индекс производительности промышленным предприятиям, составляющими компонентами которого являются индексы производственной компетентности и деловой активности.

За основу расчета определены семь стратегических производственных задач. Рассматриваемый показатель дает возможность наиболее полно оценить производственный потенциал и направления дальнейшего развития производства. Рассчитанные прогнозные показатели по совершенствованию производственной стратегии обобщаются в отчетах для визуализации последовательных действий управленцев в виде стратегической карты.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Дементьева А.Г. Корпоративное управление. Москва: Магистр ИНФРА-М. 2016. 315 с.
2. Кондрашова Е.А. Диагностика параметров влияния на конкурентоспособность промышленных предприятий // Экономика. 2019. № 16. С. 113–124.
3. Коннов А.И., Хохлов А.С., Городнова М.В. Интеграция данных в системах планирования производства // Автоматизация в промышленности. 2018. № 12. С. 48–54.
4. Наплёкова Т.К. Совершенствование производственной стратегии как инструмент повышения конкурентоспособности промышленных предприятий: автореф. дис. канд. экон. наук. Барнаул: ист. Алтайский государственный университет. 2022. 28 с.
5. Наплёкова Т.К. Современное оперативное управление производством как фактор достижения конкурентоспособности предприятия // Экономика и управление: проблемы, решения. 2020. Т. 4. № 10 (106). С. 21–24.
6. Затепакин О.А., Ясинский Д.Ю. Формирование набора компетенций человека в информационной среде, направленное на перспективное социально-экономическое развитие Сибири // Теоретическая экономика. 2020. Т. 1. № 61. С. 60–64.
7. Бурьхин Б.С., Затепакин О.А., Ясинский Д.Ю. Экономическая эффективность реализации механизма управления качеством рабочей силы с учетом его волатильности в условиях промышленного предприятия // Экономика труда. 2020. Т. 7. № 5. С. 471–488.
8. Seebacher G., Herwig W. Evaluating flexibility in discrete manufacturing based on performance and efficiency // Int. J. Prod. Econ. 2014. No. 153. P. 340–351.
9. Titova O.V., Shenshinov Y.V., Naplyokova T.K. Conceptual Framework for Solid Waste Management // Lecture Notes in Networks and Systems. 2022. No. 372. P. 537–544. https://doi.org/10.1007/978-3-030-93155-1_59
10. Наплёкова Т.К., Ганченко Д.Н., Соина-Кутищева Ю.Н. Базовые аспекты формирования производственной стратегии про-

- мышленных предприятий в цифровой экономике. В кн.: Устойчивость экосистем в условиях цифровой нестабильности. Сборник трудов международной научно-практической конференции. Симферополь: Крымский федеральный университет им. В.И. Вернадского. 2022. С. 461–463.
11. Наплёкова Т.К. Управление интегрированными структурами промышленных предприятий // Экономика и управление: проблемы, решения. 2021. Т. 1. № 8 (116). С. 68–71.
 12. Bican P.M., Brem A. Digital Business Model, Digital Transformation, Digital Entrepreneurship: Is There A Sustainable “Digital”? Sustainability // Digital Business Models. 2020. No. 12. Article 5239. <https://doi.org/10.3390/su12135239>
 13. Наплёкова Т.К. Прикладные аспекты по формированию стратегий управления интегрированными структурами промышленных предприятий // Финансовый бизнес. 2021. № 7(217). С. 67–69.
 14. Simon A.T., Satolo, E.G., Scheidl, H.A., Di Sério L.C. Business process in supply chain integration in sugar and ethanol industry // Business Process Management Journal. 2014. Vol. 20. No. 2. P. 272–289.
 15. Наплёкова Т.К. Факторы успеха для успешной реализации программ качества выпускаемой продукции. В кн.: Консолидация интеллектуальных ресурсов как фундамент развития современной науки. Сборник статей V Международной научно-практической конференции. Петрозаводск. 2021. С. 59–63.
 16. Пигина Т.Н., Сенаторова Я.Е. К проблеме развития промышленности в Республике Хакасия и формирования региональной промышленной политики. В кн.: Конкурентный потенциал региона: оценка и эффективность использования. Сборник статей VIII Международной научно-практической конференции. Абакан, 2017. С. 50–51.
 17. Никонорова А.В., Давитадзе М.Д. Управление промышленными предприятиями в условиях интенсивного технологического развития. В кн.: Экономическая безопасность: современные вызовы и поиск эффективных решений. Сборник трудов всероссийской научно-практической конференции. Москва. 2020. С. 379–385.
 3. Konnov A.I., Khokhlov A.S., Gorodnova M.V. Integratsiya dannykh v sistemakh planirovaniya proizvodstva. *Avtomatizatsiya v promyshlennosti*. 2018, no. 12, pp. 48–54. (In Russ.).
 4. Naplekova T.K. *Improvement of the production strategy as a tool for increasing the competitiveness of industrial enterprises*: abstract of the dissertation of the Candidate of Economic Sciences. Barnaul: ist. Altaiskii gosudarstvennyi universitet. 2022, 28 p. (In Russ.).
 5. Naplekova T.K. Modern operational production management as a factor in achieving the competitiveness of the enterprise. *Ekonomika i upravlenie: problemy, resheniya*. 2020, vol. 4, no. 10 (106), pp. 21–24. (In Russ.).
 6. Zatepyakin O.A., Yasinskii D.Yu. Formation of a set of human competencies in the information environment aimed at promising socio-economic development of Siberia. *Teoreticheskaya ekonomika*. 2020, vol. 1, no. 61, pp. 60–64. (In Russ.).
 7. Burykhin B.S., Zatepyakin O.A., Yasinskii D.Yu. Economic efficiency of the implementation of the labor force quality management mechanism taking into account its volatility in an industrial enterprise. *Ekonomika truda*. 2020, vol. 7, no. 5, pp. 471–488. (In Russ.).
 8. Seebacher G., Herwig W. Evaluating flexibility in discrete manufacturing based on performance and efficiency. *Int. J. Prod. Econ.* 2014, no. 153, pp. 340–351.
 9. Titova O.V., Shenshinov Y.V., Naplyokova T.K. Conceptual Framework for Solid Waste Management. *Lecture Notes in Networks and Systems*. 2022, no. 372, pp. 537–544. https://doi.org/10.1007/978-3-030-93155-1_59.
 10. Naplekova T.K., Ganchenko D.N., Soina-Kutishcheva Yu.N. Basic aspects of the formation of the production strategy of industrial enterprises in the digital economy. Sustainability of ecosystems in conditions of digital instability. In: *Proceedings of the International Scientific and Practical Conference*. Simferopol': Krymskii federal'nyi universitet im. V.I. Vernadskogo. 2022, pp. 461–463. (In Russ.).
 11. Naplekova T.K. Management of integrated structures of industrial enterprises. *Ekonomika i upravlenie: problemy, resheniya*. 2021, vol. 1, no. 8 (116), pp. 68–71. (In Russ.).
 12. Bican P.M., Brem A. Digital Business Model, Digital Transformation, Digital Entrepreneurship: Is There A Sustainable “Digital”? Sustainability. *Digital Business Models*. 2020, no. 12, article 5239. <https://doi.org/10.3390/su12135239>
 13. Naplekova T.K. Applied aspects on the formation of management strategies for integrated structures of industrial enterprises. *Finansovyi biznes*. 2021, vol. 7, no. 217, pp. 67–69. (In Russ.).

REFERENCES

1. Dement'eva A.G. *Corporate governance*. Moscow: Magistr INFRA-M. 2016, 315 p. (In Russ.).
2. Kondrashova E.A. Diagnostics of the parameters of influence on the competitiveness of industrial enterprises. *Ekonomika*. 2019, no. 16, pp. 113–124. (In Russ.).

14. Simon A.T., Satolo, E.G., Scheidl, H.A., Di Sério L.C. Business process in supply chain integration in sugar and ethanol industry. *Business Process Management Journal*. 2014, vol. 20, no. 2, pp. 272–289.
15. Naplekova, T. K. Success Factors for successful implementation of product quality programs. In: *Consolidation of intellectual resources as a foundation for the development of modern science. Collection of articles of the V International Scientific and Practical Conference*. Petrozavodsk. 2021, pp. 59–63. (In Russ.).
16. Pigina T.N., Senatorova Ya.E. On the problem of industrial development in the Republic of Khakassia and the formation of regional industrial policy. In: *Competitive potential of the region: assessment and efficiency of use. Collection of articles of the VIII International Scientific and Practical Conference*. 2017, pp. 50–51. (In Russ.).
17. Nikonorova A.V., Davitadze M.D. Management of industrial enterprises in conditions of intensive technological development. In: *Economic Security: Modern challenges and the search for effective solutions. Proceedings of the All-Russian Scientific and Practical conference*. Moscow. 2020, pp. 379–385. (In Russ.).

Сведения об авторах

Татьяна Константиновна Наплёкова, к.э.н., доцент кафедры экономики и управления, Кузбасский гумани-

тарно-педагогический институт Кемеровского государственного университета

E-mail: ntk_06@mail.ru

ORCID: 0000-0003-2119-7538

Татьяна Николаевна Пигина, к.э.н., доцент кафедры менеджмента, Хакасский государственный университет имени Н.Ф. Катанова

E-mail: piginatn@mail.ru

ORCID: 0009-0004-0489-4651

Information about the authors

Tatyana K. Napljokova, Cand. Econ. Sci., Senior Lecturer, Department of Economics and Management, Kuzbass Humanitarian and Pedagogical Institute of Kemerovo State University

E-mail: ntk_06@mail.ru

ORCID: 0000-0003-2119-7538

Tatyana N. Pigina, Cand. Econ. Sci., Associate Professor, Associate Professor of the Department of Management, Khakass State University named after N.F. Katanov

E-mail: piginatn@mail.ru

ORCID: 0009-0004-0489-4651

Поступила в редакцию 16.11.2022

После доработки 02.02.2023

Принята к публикации 03.02.2023

Received 16.11.2022

Revised 02.02.2023

Accepted 03.02.2023

Оригинальная статья

УДК 338

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-1(43)-116-125

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПОДХОДЫ К ОПРЕДЕЛЕНИЮ ПОНЯТИЯ УСТОЙЧИВОГО РАЗВИТИЯ ГОРНОДОБЫВАЮЩЕГО ПРЕДПРИЯТИЯ

© 2023 г. Н. В. Перекрест, О. А. Затепакин

Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Проблема устойчивого развития становится все более актуальной и первостепенной, несет в себе основу всей экономической политики. В 1987 г. председателем Международной комиссии по окружающей среде и развитию впервые был обозначен тип развития, который учитывает не только интересы социальной сферы, но и природы (экологии). Концепция устойчивого развития явилась откликом стейкхолдеров крупных предприятий на возрастающие экологические проблемы на фоне экономического роста и попытки решить проблему формирования новой модели развития человеческой цивилизации. Основной задачей устойчивого развития является удовлетворение человеческих потребностей и стремлений, обеспечение развития поколения без ущерба интересов будущих. До настоящего времени не сложилось единого толкования устойчивого развития как определенного термина. Зарубежные и российские исследователи в каждой своей работе находят разные взаимосвязи и факторы влияния, с помощью которых можно было бы определить универсальную трактовку устойчивого развития для повсеместного использования. При исследовании различных подходов к определению устойчивого развития предприятий было установлено, что это понятие необходимо рассматривать с точки зрения эффективности для всех функциональных сфер его деятельности, учитывая при этом интересы общества, экономики и окружающей среды в целом. Отдельное внимание уделяется устойчивому развитию предприятия горнодобывающей отрасли (масштабной отрасли мировой экономики). Специфические особенности производственной деятельности горнодобывающего предприятия обуславливают важность следования Концепции перехода Российской Федерации к устойчивому развитию. На основе отраженных принципов устойчивого развития горнодобывающего предприятия были выделены основные параметры и характеристики, необходимые для уточнения определения устойчивого развития предприятия соответствующей отрасли. Результаты исследования расширяют и дополняют известные знания о теоретических подходах к определению исследуемой категории.

Ключевые слова: устойчивое развитие, Концепция устойчивого развития, устойчивое развитие горнодобывающего предприятия, ESG принципы

Для цитирования: Перекрест Н.В., Затепакин О.А. Теоретические подходы к определению понятия устойчивого развития горнодобывающего предприятия // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 1 (43). С. 116–125. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-116-125](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-116-125)

Original article

THEORETICAL APPROACHES TO THE DEFINITION OF THE CONCEPT OF SUSTAINABLE DEVELOPMENT OF A MINING ENTERPRISE

© 2023 N. V. Perekrest, O. A. Zatepyakin

Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

Abstract. The problem of sustainable development is becoming more and more urgent and paramount, it carries the basis of all economic policy. In 1987, the Chairman of the International Commission on Environment and Development for the first time identified a type of development that takes into account not only the interests of

the social sphere, but also the environment (ecology). The concept of sustainable development was a response of the stakeholders of large enterprises to the increasing environmental problems against the background of economic growth and an attempt to solve the problem of forming a new model of human civilization development. The main task of sustainable development is to satisfy human needs and aspirations, to ensure the development of the present generation without prejudice to the interests of the future. To date, there has not been a single interpretation of sustainable development as a specific term. Foreign and Russian researchers in each of their work find different relationships and factors of influence, with the help of which it would be possible to determine a universal interpretation of sustainable development for widespread use. In the study of various approaches to the definition of sustainable development of enterprises, it was found that this concept must be considered from the point of view of efficiency for all functional areas of its activities, while taking into account the interests of society, the economy and the environment as a whole. Special attention is paid to the sustainable development of the mining industry (a large-scale branch of the world economy). The specific features of the mining company's production activities determine the importance of following the Concept of the Transition of the Russian Federation to Sustainable Development. Based on the reflected principles of sustainable development of the mining enterprise, the main parameters and characteristics necessary to clarify the definition of sustainable development of the enterprise of the relevant industry were identified. The results of the study expand and supplement the known knowledge about theoretical approaches to the definition of the category under study.

Keywords: sustainable development, sustainable development concept, sustainable mining enterprise development, ESG principles

For citation: Perekrest N.V., Zatepyakin O.A. Theoretical approaches to the definition of the concept of sustainable development of a mining enterprise // Bulletin of the Siberian State Industrial University. 2022, no. 1 (43), pp. 116–125. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-116-125](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-116-125)

Введение

Термин «устойчивое развитие» уже более 30 лет используется в программных документах международных, национальных, региональных, корпоративных уровнях.

Первое, основополагающее представление об устойчивом развитии как о научном понятии было представлено Г.Х. Брундтландом в докладе Международной комиссии по окружающей среде и развитию в 1987 г. в Рио-де-Жанейро [1].

Российские ученые рассматривают устойчивое развитие предприятия с прицелом на отдельные составляющие его деятельности (финансовую, экологическую, производственную, технологическую). Такие подходы объясняют многообразие имеющихся определений устойчивого развития.

В работах [2 – 12] устойчивое развитие предприятия определяют на основе взаимосвязи экономической устойчивости и условий хозяйственной среды его функционирования. Другой подход, основанный на отождествлении устойчивого развития предприятия с его финансовым состоянием, используют в работах [13 – 15]. В работах [16 – 20] устойчивое развитие предприятия определяют на основе экономического равновесия, стабильности и надежности его финансово-хозяйственной деятельности. В работах [21 – 25] устойчивое развитие предприятия рассматривают на основе соответствия нормативным показателям оценки деятельности предприятия. Зарубежные исследователи в работах [26 – 28] рассматривают устойчивое развитие предприятий как возможность общего развития государ-

ства через увеличивающийся приток налоговых доходов в бюджет, через нормализацию положения общества посредством снижения безработицы. Наряду с российскими учеными при исследовании определения устойчивого развития предприятия они затрагивают проблемы равновесия между экологией и экономикой. Подходы, основанные на использовании концепций «зеленого» горного дела и геометаллургии, активно развиваются, их реализация во многом будет определять развитие горнодобывающей отрасли в будущем. Горнодобывающим предприятиям необходимо ориентироваться в большей мере на перспективность деятельности и экологическое выживание в долгосрочном периоде, а не на получение прибыли в краткосрочной перспективе. В работах [29 – 34] пишут об устойчивом развитии предприятия как о процессе его функционирования при достижении устойчивого роста экономики, создании справедливых отношений между поколениями, повышении качества жизни и сохранении социальных и культурных ценностей.

Неоднозначность взглядов ученых в определении устойчивого развития предприятия обуславливает необходимость дальнейшего исследования и уточнения формулировки его цели и задач.

Цель настоящей работы – выявить наиболее точные характеристики, отражающие сущность понятия устойчивого развития предприятия.

Задачи исследования следующие:

– раскрыть основные подходы к определению устойчивого развития предприятия;

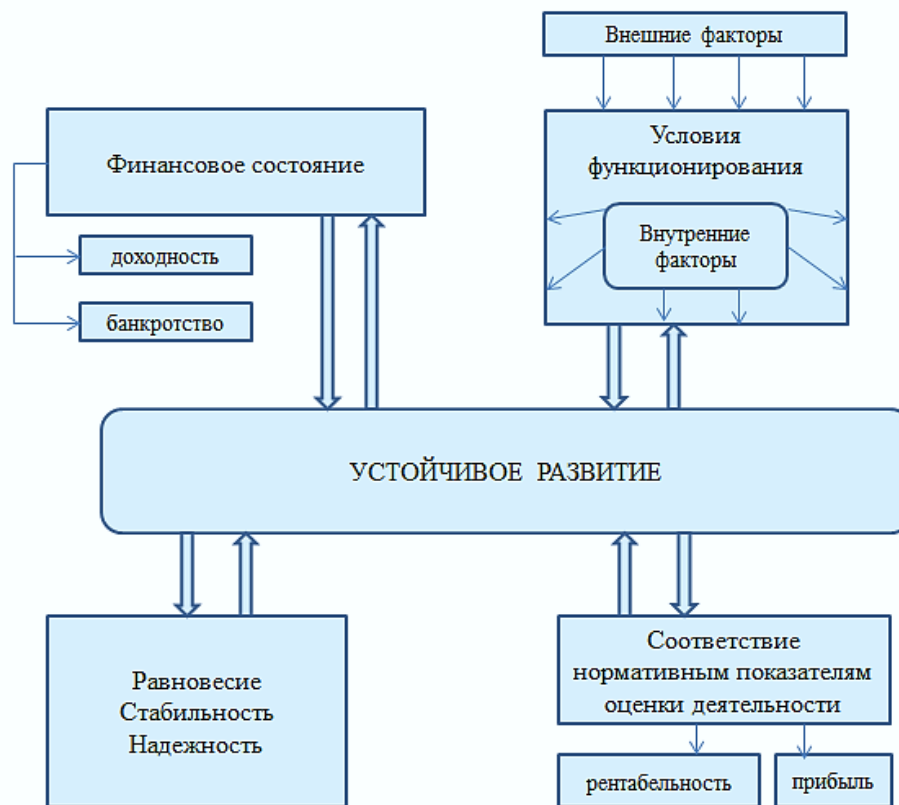


Рис. 1. Подходы к определению устойчивого развития хозяйствующего субъекта
 Fig. 1. Approaches to the definition of sustainable development of an economic entity

- определить специфику деятельности горнодобывающего предприятия;
- раскрыть принципы и понятие устойчивого развития горнодобывающего предприятия;
- уточнить определение устойчивого развития предприятия с учетом отрасли.

Подходы к определению устойчивого развития

Предпосылкой выделения и формирования подходов к определению понятия устойчивого развития предприятия является отсутствие единства во мнениях ученых при определении и трактовки рассматриваемого термина (рис. 1).

Основополагающий подход к определению устойчивого развития в России нашел свое отражение в Концепции перехода Российской Федерации к устойчивому развитию, которая до настоящего времени является базовым документом, определяющим политику России в этой области.

Концепция подразумевает, что устойчивое развитие – это повышение уровня и качества жизни населения на основе научно-технического прогресса, динамичного развития экономики и социальной сферы при сохранении производственного потенциала природного комплекса страны как части биосферы Земли, а также технологического потенциала в интересах нынешнего и будущих поколений [35].

Помимо разработки национальной стратегии перехода и определения системы целей стратегии в Концепции нашли отражение вопросы разработки индикаторов устойчивого развития, определения механизмов реализации концепции устойчивого развития.

Правительство Российской Федерации 31 августа 2002 г. утвердило Экологическую доктрину, освещающую идеи устойчивого развития. В ней определено, что устойчивое развитие Российской Федерации, высокое качество жизни и здоровья ее населения, а также национальная безопасность могут быть обеспечены только при условии сохранения природных систем и поддержания соответствующего качества окружающей среды [36].

Следующий подход к определению устойчивого развития характеризуется взаимосвязью между экономической устойчивостью и условиями функционирования предприятия. Хозяйственная среда предприятия рассматривается как комплекс взаимосвязанных и взаимозависимых внешних и внутренних факторов (рис. 2).

Еще один подход к определению устойчивого развития основывается на отождествлении экономической устойчивости предприятия с его финансовым состоянием. Главная роль при этом отводится факту или риску убыточности, а банкротство предназначено для обеспечения функционирования устойчивых предприятий (рис. 3).

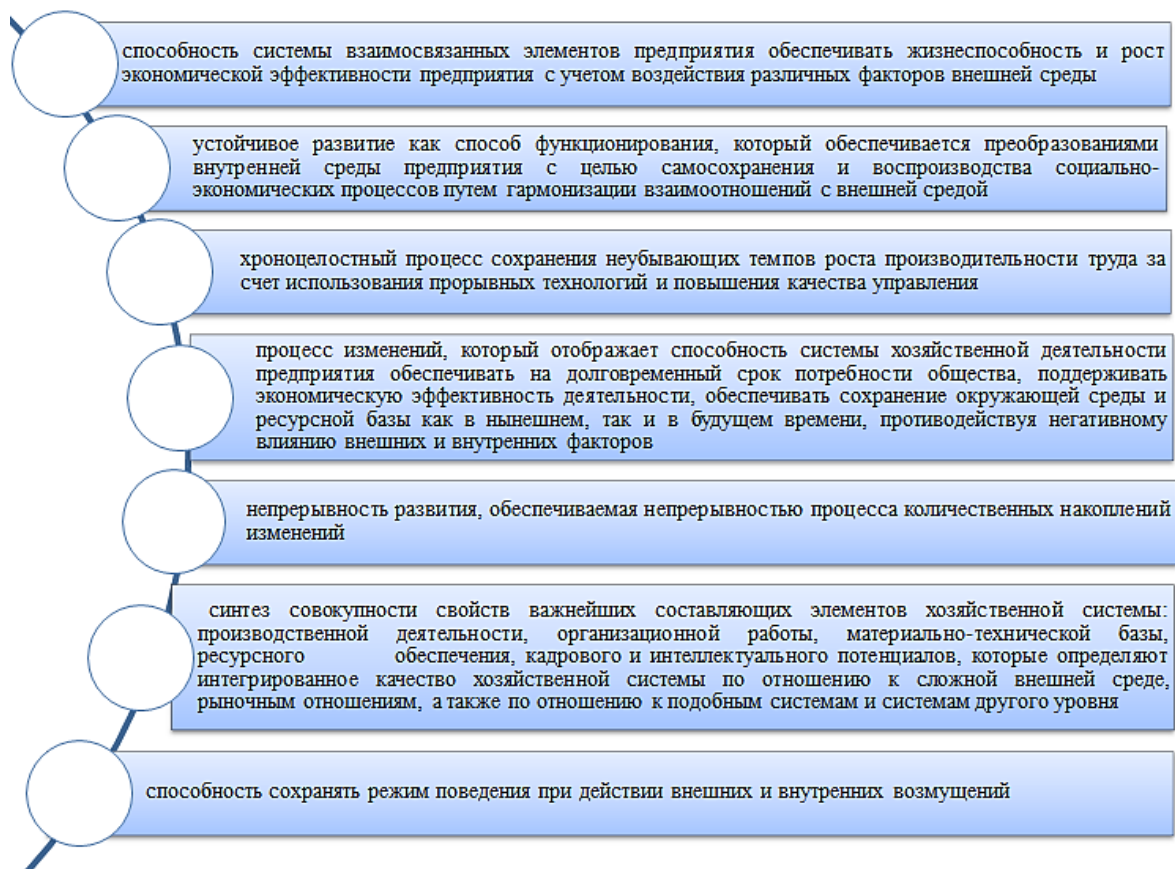


Рис. 2. Определения устойчивого развития предприятия на основе взаимосвязи экономической устойчивости и условий хозяйственной среды его функционирования [2 – 12]

Fig. 2. Definitions of the sustainable development of an enterprise based on the relationship between economic stability and the conditions of the economic environment of its functioning [2 – 12]

Рассматриваемый подход характеризуется вниманием исследователей в основном на финансовые и экономические аспекты хозяйствования предприятия, что не раскрывает устойчивость как комплексную категорию, которая не может быть

отражением только одной из сторон деятельности предприятия, а отражает успешное осуществление производственной, коммерческой, финансовой и иной деятельности предприятия.

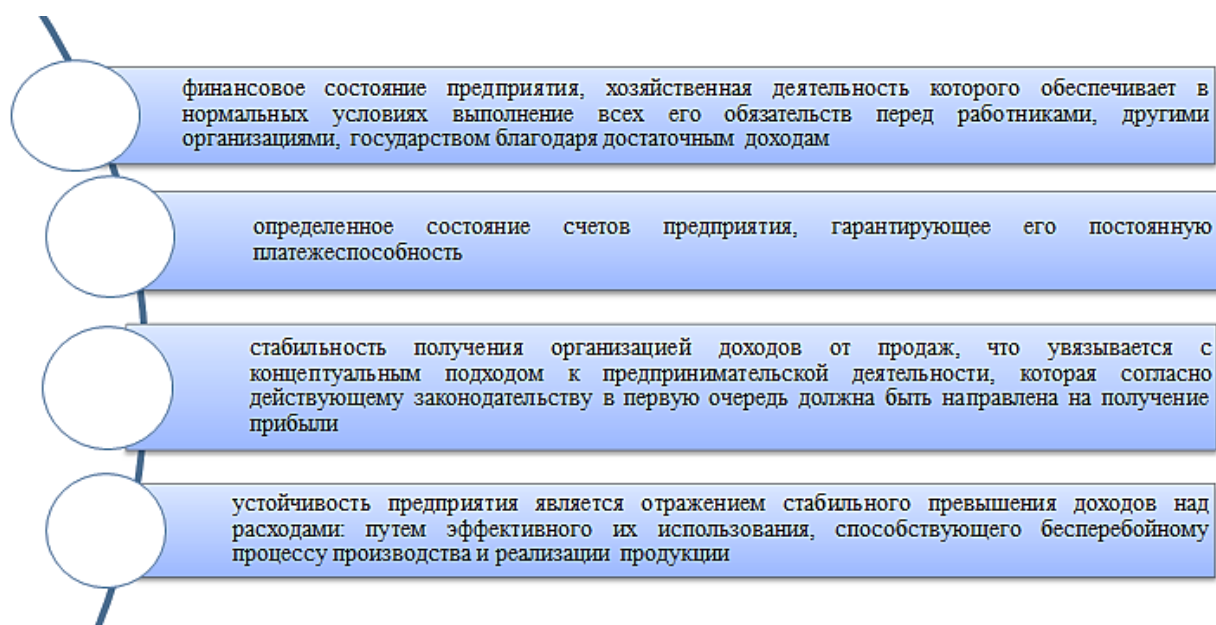


Рис. 3. Определения устойчивого развития предприятия на основе отождествления с его финансовым состоянием [13 – 15]

Fig. 3. Definitions of sustainable development of an enterprise based on identification with its financial condition [13 – 15]

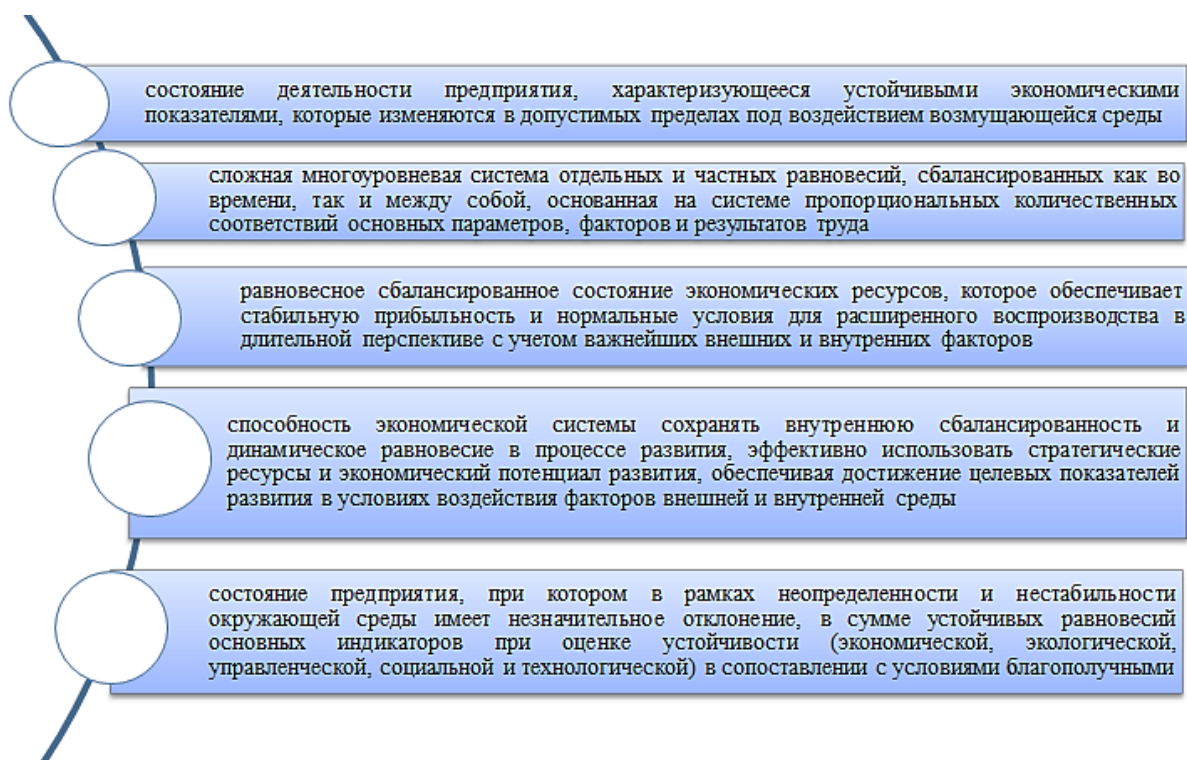


Рис. 4. Определения устойчивого развития предприятия на основе экономического равновесия, стабильности и надежности его финансово-хозяйственной деятельности [16 – 20]

Fig. 4. Definitions of sustainable development of an enterprise based on economic equality, stability and reliability of its financial and economic activities [16 – 20]

Третий подход к определению рассматриваемой категории предполагает сравнение и связь экономической устойчивости с экономическим равновесием, стабильностью и надежностью финансово-хозяйственной деятельности (рис. 4).

Следующий подход к определению рассматриваемой категории можно охарактеризовать как представление устойчивого развития в совокупности качественных и количественных характеристик деятельности предприятия и показателей их эффективного использования. Такой подход рассматривает устойчивое развитие только с позиции соответствия нормативным показателям оценки деятельности предприятия (рис. 5).

Рассматриваемый подход базируется на определении устойчивого развития предприятия посредством глубокого изучения его основных составляющих финансово-хозяйственной деятельности (рентабельность, прибыль, активы) предприятия как основу его устойчивого развития. Применение такого подхода рационально только с позиции взаимосвязи устойчивого развития с определенным состоянием экономической динамики.

Таким образом, на сегодняшний день категория «устойчивое развитие» имеет множество определений, различающихся по видам рассматриваемых внешних и внутренних факторов, влияющих на деятельность предприятий.

В работах [37] это подтверждается.

Каждый исследователь при подборе более точного понятия устойчивого развития опирается на личностные ощущения практической значимости и возможности его стандартизации независимо от сферы деятельности предприятия.

Поэтому возникает необходимость конкретизации определений понятия «устойчивое развитие» применительно к предприятиям конкретного сектора экономики с учетом специфики их деятельности, а именно для предприятия горнодобывающей отрасли.

При этом важно учитывать результаты исследований предыдущих работ. Устойчивое развитие горнодобывающего предприятия должно определяться как совокупность непрерывных изменений экономического, социального и экологического характера.

Принципы и понятие устойчивого развития горнодобывающего предприятия

Достаточно большая российская исследовательская аудитория при трактовке понятия «устойчивое развитие» основывается на определении, изложенном в Концепции устойчивого развития в Программе «Повестка дня на XXI столетие». Применительно к горнодобывающим предприятиям

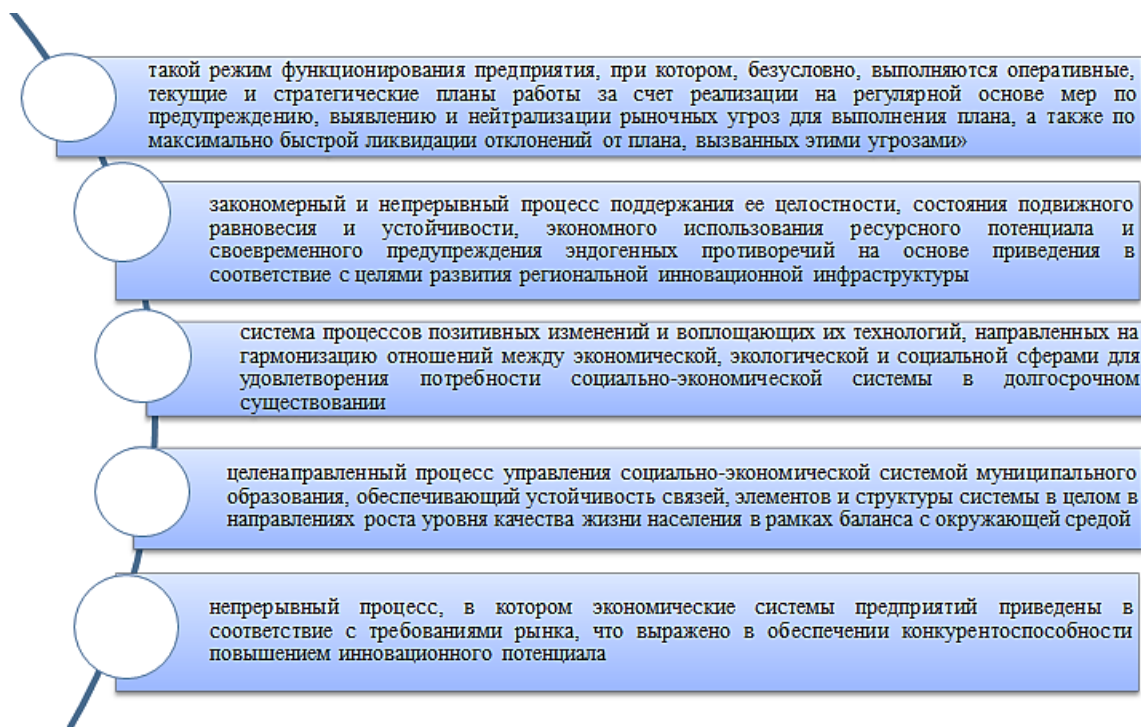


Рис. 5. Определения устойчивого развития предприятия на основе соответствия нормативным показателям оценки деятельности предприятия [21 – 25]

Fig. 5. Determination of the sustainable development of the enterprise based on compliance with the regulatory indicators of the evaluation of the enterprise [21 – 25]

ям в устойчивом развитии необходимо делать акцент на проектировании и планировании горных работ на месторождении для достижения разумного баланса между экономическим, социальным, экологическим развитием предприятия и потребностями потребителей сырья.

Устойчивое развитие должно обеспечивать отсутствие конфликта между техносферой и природой при минимальном воздействии техногенной среды на экосистему горнопромышленного региона [38]. Минимальное нарушение состояния атмосферы, гидросферы, геосферы происходит при отсутствии каких-либо техногенных изменений состояния недр в ходе ведения горных работ (при отказе от добычи полезных ископаемых). Вполне логично, что отсутствие добычи и потребления минеральных ресурсов противоречит развитию социума (рис. 6).

Специфика функционирования горнодобывающих предприятий состоит не только в не повторяемости объектов недропользования, изменении во времени и пространстве предмета труда, крайней нестабильности и сложной прогнозируемости рынка сырьевой товарной продукции, высокой недостоверности исходной информации о состоянии объекта освоения недр, но и в необходимости учета взаимного влияния различных геотехнологий и параметров горнотехнических конструкций на состояние и свойства массива горных пород, а также на параметры горнотехнической системы в целом.

Горнодобывающее предприятие имеет ряд специфических особенностей, оказывающих непосредственное влияние на производственные и управленческие процессы, и, следовательно, на показатели устойчивого развития компании:

- уникальные, специфические активы, которые отсутствуют в других отраслях;

- высокая капиталоемкость, вызванная производственной необходимостью применения дорогостоящих основных средств для добычи, переработки и транспортировки сырья, а для также строительства подземных сооружений и наземных комплексов;

- высокие фондо- и материалоемкости, обусловленные необходимостью поддержания производственной мощности, а также обслуживания и ремонта оборудования;

- значительная нагрузка на окружающую среду; особенно это актуально для открытых горных работ вследствие уничтожения растительного покрова над месторождением, вырубке лесов и образования отвалов; взрывные работы сопровождаются значительным выбросом пыли, уменьшается стойкость почв, что ведет к образованию эрозии;

- опасные производственные процессы и работы, обеспечение безопасности горного производства являются неотъемлемым требованием ведения работ.

Для обеспечения инвестиционной привлекательности и конкурентоспособности горнодобывающим

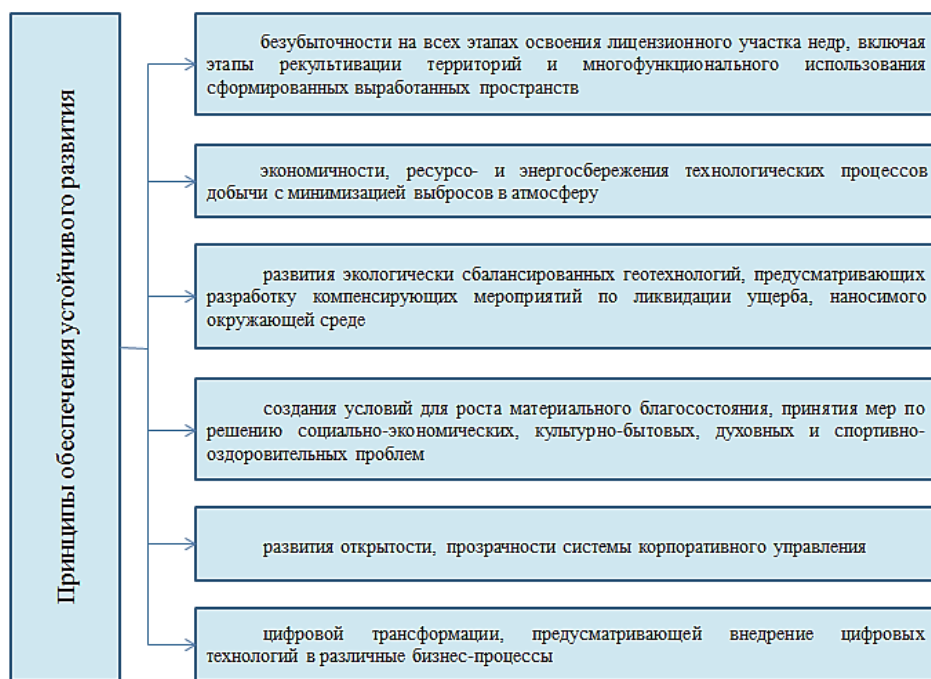


Рис. 6. Принципы устойчивого развития горнодобывающего предприятия
Fig. 6. Principles of sustainable development of a mining enterprise

предприятиям особенно важно придерживаться существующей в современном мире Концепции устойчивого развития (Концепцией тройного критерия). При принятии корпоративных решений должны учитываться не только показатели финансовой деятельности предприятия, но также социальные и экологические результаты.

Ведение бизнеса на принципах ESG становится не просто все более популярным трендом в деловой среде, но и одним из основных инструментов устойчивого развития горнодобывающего предприятия в долгосрочной перспективе.

В заключение уточним понятие устойчивого развития горнодобывающего предприятия – это способность предприятия сохранять в динамике ESG-показатели своего экономического роста при обеспечении реализации горного потенциала удовлетворения человеческих потребностей с учетом интересов охраны окружающей среды.

Выводы

Функционирование предприятия должно базироваться на соответствии критериям охраны экологии, защиты социума и корпоративного потенциала ввиду следования ключевым позициям в ESG-трансформации. Мероприятия по охране экологии в рамках устойчивого развития должны быть направлены на заботу об окружающей среде, минимизации причиняемого ей вреда. Защита социума предполагает обеспечение персонала предприятий комфортными условиями, дополнительными гарантиями и возможностями, а также выстраивание здоровых взаимоотношений во внутренней

среде. Корпоративное управление должно охватывать все направления внутреннего контроля, аудита и руководства предприятия.

Под устойчивым развитием горнодобывающего предприятия необходимо понимать процесс, в ходе которого и инвестирование, и работа с природными ресурсами, и научно-технический прогресс, и личностный рост, и институциональные изменения выступают в связке друг с другом. Обобщая вышеизложенное, было обозначено определение устойчивого развития горнодобывающего предприятия как способность предприятия сохранять в динамике ESG-показатели своего экономического роста при обеспечении реализации горного потенциала удовлетворения человеческих потребностей с учетом интересов охраны окружающей среды.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Брундтланд Г.Х. Наше общее будущее. Доклад Комиссии ООН по окружающей среде и развитию. Москва: Прогресс, 1987. 412 с.
2. Мерзликина Г.С. Экономическая состоятельность производственных систем. Москва: Высшая школа, 1997. 160 с.
3. Федотова М.А. Как оценить финансовую устойчивость предприятия // Финансы. 1995. № 6. С. 13–16.
4. Ускова Т.В. Управление устойчивым развитием региона. Вологда: ИСЭРТ РАН, 2009. 355 с.
5. Лаврушин Д.Б. Управление устойчивым развитием предприятия. На материалах предпри-

- ятий машиностроения: автореф. дис. ... канд. экон. наук. Саратов: СГСЭУ, 1999. 18 с.
6. Чупров С.В. Диагностика устойчивости промышленного предприятия. Системно-методологические проблемы и подходы (Управление устойчивостью производственных систем). Иркутск: Байкальский государственный университет, 2004. 282 с.
 7. Литвиненко И.А. Экономическая устойчивость корпоративных хозяйственных систем в России: автореф. дис. ... канд. экон. наук. Москва: РАГС, 1996. 24 с.
 8. Мозговая Е.С. Формирование потенциала устойчивого развития топливно-энергетического комплекса // Вестник СГСЭУ. 2009. № 4 (28). С. 125–128.
 9. Коряков А.Г. Управление устойчивым развитием промышленного предприятия: теория, методология, практика: автореф. дис. ... док. экон. наук. Москва: 2012. 44 с.
 10. Кузнецов О.Л., Кузнецов П.Г., Большаков Б.Е. Устойчивое развитие: научные основы проектирования в системе природа-общество-человек. Санкт-Петербург, Москва, Дубна: Гуманистика, 2002. 616 с.
 11. Хомяченкова Н.А. Механизм интегральной оценки устойчивости развития промышленных предприятий: автореф. ... дисс. канд. экон. наук. Москва, 2011. 21 с.
 12. Табурчак, П.П., Микитась П.П. Механизм устойчивого развития предприятия с использованием его организационного потенциала // Управление экономическими системами: электронный научный журнал. 2012. № 4 (40). С. 26–33.
 13. Райзберг Б.А. Рыночная экономика. Москва: Деловая жизнь, 1993. 192 с.
 14. Шеремет А.Д., Сайфулин Р.С. Методика финансового анализа. Москва: ИНФРА-М, 1995. 172 с.
 15. Севастьянов А.В. Методы и механизмы управления интеграционными процессами в промышленности. Москва: Дело ЛТД, 2004. 243 с.
 16. Каспиров А.В. Управление устойчивым развитием промышленного предприятия: автореф. дис. ... канд. экон. наук. Саратов: СГСЭУ, 2001. 21 с.
 17. Рошин В.И. Экономическая устойчивость предприятий и реализация их экономических интересов: автореф. дис. ... канд. экон. наук. Чебоксары, 2000. 18 с.
 18. Левашов В.К. Устойчивое развитие общества: парадигма, модели, стратегия. Москва: Academia, 2001. 174 с.
 19. Журова Л.И., Топорков А.М. Анализ подходов к устойчивому развитию интегрированных корпоративных систем // Вестник ВУиТ. 2015. № 1 (33). С. 17–24.
 20. Сидоров В.М. Оценка устойчивого развития предприятия с помощью организационно-экономического механизма // Вопросы региональной экономики. 2013. № 1 (14). С. 59–62.
 21. Волкова Е.С., Невидимова О.Г. Устойчивость в природе и обществе: системно-синергетический подход // Вестник ТГУ. 2008. № 317. С. 258–263.
 22. Куценко Е.И. Организационно-экономический механизм устойчивого развития региона. Оренбург: Litres, 2017. 224 с.
 23. Алферова Т.В., Третьякова Е.А. Концептуальное моделирование определения категории «устойчивое развитие» // Экономическая теория. 2012. № 4. С. 46–52.
 24. Кувшинов М.А. Понятие управления устойчивым развитием социально-экономической системы муниципального образования // Молодой ученый. 2011. Т. 1. № 7 (30). С. 86–91.
 25. Колосова Т.В. Обеспечение устойчивого развития предприятия на основе повышения его инновационного потенциала: автореф. ... дисс. док. экон. наук. Нижний Новгород, 2011. 44 с.
 26. Brian L. Connelly, David J. Ketchen Jr., Stanley F. Slater Toward a “theoretical toolbox” for sustainability research in marketing // Journal of the Academy of Marketing Science. 2011. Vol. 39. No. 1. P. 86–100.
 27. Rinne J., Lyytimäki J., Kautto P. From sustainability to wellbeing: Lessons learned from the use of sustainable development indicators at national and EU level // Ecological Indicators. 2013. Vol. 35. P. 35–42.
 28. Todorova V., Marinova D. Modelling sustainability // Mathematics and Computers in Simulation. 2011. Vol. 81. No. 7. P. 1397–1408.
 29. Vallancea S., Perkins H.C., Dixon J.E. What is social sustainability? A clarification of concepts // Geoforum. 2011. Vol. 42. No. 3. P. 342–348.
 30. Happaerts Sander Sustainable development between international and domestic forces. A comparative analysis of subnational policies // Leuven International and European Studies (LINES) Leuven International and European Studies (LINES) HIVA - Research Institute for Work and Society. – [Электронный ресурс] Режим доступа: <https://lirias.kuleuven.be/handle/123456789/322654> (Дата обращения: 30.01.2023).
 31. Pülzl H., Prokofieva I., Berg S., Rametsteiner E., Aggestam F., Wolfslehner B. Indicator development in sustainability impact assessment: balancing theory and practice Wolfslehner // Eu-

- ropean Journal of Forest Research. 2012. Vol. 131. No. 1. P. 35–46.
32. Nuno Quental, Júlia M. Lourenço, Fernando Nunes da Silva. Sustainable development policy: goals, targets and political cycles // *Sustainable Development*. 2011. Vol. 19. No. 1. P. 15–29.
 33. Tvaronavičienė, Manuela; Lankauskienė, Toma Plausible foreign direct investment' impact on sustainable development indicators of differently developed countries. // *Journal of Security & Sustainability*. 2011. Vol. 1. No. 1. P. 27–38.
 34. Wolfgang Gerstlberger, Mette Præst Knudsen, Ian Stampe. Sustainable Development Strategies for Product Innovation and Energy Efficiency // *Business Strategy and the Environment*. 2013. P. 87–92.
 35. Указ Президента РФ от 01.04.1996 № 440 «Концепция перехода Российской Федерации к устойчивому развитию». URL: <http://government.ru/docs/all/17992/> (Дата обращения: 23.03.2023).
 36. Распоряжение Правительства РФ от 31.08.2002 г. № 1225-р «Об утверждении экологической доктрины Российской Федерации». URL: <http://government.ru/docs/all/43014/> (Дата обращения: 23.03.2023).
 37. Урсул А.Д., Урсул Т.А. Векторы достижения устойчивого будущего // *Философские науки*. 2017. № 7. С. 139–149.
 38. Трубецкой К.Н., Галченко Ю.П. Геоэкология освоения недр и экогеотехнологии разработки месторождений. Москва: ООО «Научтехлитиздат»; 2015. 360 с.
- REFERENCES**
1. Brutland G.H. *Our common future. Report of the UN Commission on Environment and Development*. Moscow: Progress, 1987, 412 p. (In Russ.).
 2. Merzlikina G.S. *Economic viability of production systems*. Moscow: Vysshaya shkola, 1997, 160 p. (In Russ.).
 3. Fedotova M.A. How to assess the financial stability of an enterprise. *Finansy*. 1995, no. 6, pp.13–16. (In Russ.).
 4. Uskova T.V. *Management of sustainable development of the region*. Vologda: ISERT RAS, 2009. 355 p. (In Russ.).
 5. Lavrushin D.B. *Management of sustainable development of the enterprise. On the materials of machine-building enterprises*. Avtoref. cand. diss. rab. Saratov: SGSEU, 1999. 18 p. (In Russ.).
 6. Chuprov S.V. *Diagnostics of industrial enterprise stability: system-methodological problems and approaches. (Sustainability management of production systems)*. Irkutsk: BSUEP, 2004, 282 p. (In Russ.).
 7. Litvinenko I.A. *Economic stability of corporate economic systems in Russia*. Avtoref. cand. diss. rab. Moscow: RAGS, 1996, 24 p. (In Russ.).
 8. Mozgovaya E.S. Formation of the potential for sustainable development of the fuel and energy complex. *Vestnik SGSEU*. 2009, № 4 (28), pp.125–128.
 9. Koryakov A.G. *Management of sustainable development of an industrial enterprise: theory, methodology, practice*. Avtoref. Doc. rab. Moscow, 2012, 44 p. (In Russ.).
 10. Bolshakov, B.E., Kuznetsov O.L., Kuznetsov P.G. *Sustainable development: scientific foundations of design in the system nature–society–man (textbook of the XXI century)*. Moscow, 2002, 616 p. (In Russ.).
 11. Khomyachenkova N.A. *Mechanism of integral assessment of sustainability of industrial enterprises. Extended abstract of candidate's thesis*. Moscow, 2011, 21 p. (In Russ.).
 12. Taburchak, P.P., Mikitas M.A. The mechanism of sustainable development of an enterprise with the use of its organizational potential. *Management of economic systems: an electronic scientific journal*. 2012, no. 4 (40), pp. 26–33. (In Russ.).
 13. Raisberg B.A. *Market economy*. Moscow: Delovaya zhizn', 1993, 192 p. (In Russ.).
 14. Sheremet A.D., Saifulin R.S. *Methodology of financial analysis*. Moscow: INFRA-M, 1995, 172 p. (In Russ.).
 15. Sevastyanov A.V. *Methods and mechanisms of management of integration processes in industry*. Moscow: Delo LTD, 2004, 243 p. (In Russ.).
 16. Каспиров А.В. *Management of sustainable development of an industrial enterprise*. Avtoref. cand. diss. rab. Saratov: SGSEU, 2001, 21 p. (In Russ.).
 17. Roshchin V.I. *Economic stability of enterprises and realization of their economic interests*. Avtoref. cand. diss. rab. Cheboksary, 2000, 18 p. (In Russ.).
 18. Levashov V.K. *Sustainable development of society: paradigm, models, strategy*. Moscow: Academia, 2001. 174 p. (In Russ.).
 19. Zhurova L.I., Toporkov M. A. Analysis of approaches to sustainable development of integrated corporate systems. *Vestnik VUiT*. 2015, no. 1 (33), pp. 17–24. (In Russ.).
 20. Sidorov V.M. Assessment of the sustainable development of an enterprise with the help of an organizational and economic mechanism. *Voprosy regional'noj ekonomiki*. 2013, no. 1 (14), pp. 59–62. (In Russ.).
 21. Volkova E.S., Nevidimova O.G. Sustainability in nature and society: a system-synergetic

- approach. *Vestnik TGU*. 2008, no. 317, pp. 258–263. (In Russ.).
22. Kutsenko E.I. *Organizational and economic mechanism of sustainable development of the region*. Orenburg: Liters, 2017, 224 p. (In Russ.).
 23. Alferova T.V., Tretyakova E.A. Conceptual modeling of the definition of the category "sustainable development". *Ekonomicheskaya teoriya*. 2012, no. 4, pp. 46–52. (In Russ.).
 24. Kuvshinov M.A. The concept of management of sustainable development of the socio-economic system of municipal education. *Molodoj uchenyj*. 2011, vol. 1, no. 7 (30), pp. 86–91. (In Russ.).
 25. Kolosova T.V. *Ensuring the sustainable development of an enterprise based on increasing its innovative potential*. Avtoref. cand. diss. rab. Nizhny Novgorod, 2011, 44 p. (In Russ.).
 26. Brian L. Connelly, David J. Ketchen Jr., Stanley F. Slater Toward a "theoretical toolbox" for sustainability research in marketing. *Journal of the Academy of Marketing Science*. 2011, vol. 39, no. 1, pp. 86–100.
 27. Rinne J., Lyytimäki J., Kautto P. From sustainability to wellbeing: Lessons learned from the use of sustainable development indicators at national and EU level. *Ecological Indicators*. 2013, vol. 35, p. 35–42.
 28. Todorova V., Marinova D. Modelling sustainability. *Mathematics and Computers in Simulation*. 2011, vol. 81, no. 7, pp. 1397–1408.
 29. Vallancea S., Perkins H.C., Dixon J.E. What is social sustainability? A clarification of concepts. *Geoforum*. 2011, vol. 42, no. 3, pp. 342–348.
 30. Happaerts Sander *Sustainable development between international and domestic forces. A comparative analysis of subnational policies*. Leuven International and European Studies (LINES) Leuven International and European Studies (LINES) HIVA – Research Institute for Work and Society. Available at URL: <https://lirias.kuleuven.be/handle/123456789/322654>.
 31. Pülzl H., Prokofieva I., Berg S., Rametsteiner E., Aggestam F., Wolfslehner B. Indicator development in sustainability impact assessment: balancing theory and practice. *European Journal of Forest Research*. 2012, vol. 131, no. 1, pp. 35–46.
 32. Nuno Quental, Júlia M. Lourenço, Fernando Nunes da Silva. Sustainable development policy: goals, targets and political cycles. *Sustainable Development*. 2011, vol. 19, no. 1, pp. 15–29.
 33. Tvaronavičienė, Manuela, Lankauskienė, Toma Plausible foreign direct investment' impact on sustainable development indicators of differently developed countries. *Journal of Security & Sustainability*. 2011, vol. 1, no. 1, pp. 27–38.
 34. Wolfgang Gerstlberger, Mette Præst Knudsen, Ian Stampe. Sustainable Development Strategies for Product Innovation and Energy Efficiency. *Business Strategy and the Environment*. 2013, pp. 87–92.
 35. Decree of the President of the Russian Federation No. 440 dated 01.04.1996 "The concept of transition of the Russian Federation to sustainable development". URL: <http://government.ru/docs/all/17992/>. (In Russ.).
 36. Decree of the Government of the Russian Federation No. 1225-r dated 31.08.2002 "On Approval of the Environmental Doctrine of the Russian Federation". URL: <http://government.ru/docs/all/43014/> (In Russ.).
 37. Ursul A.D., Ursul T.A. Vectors of achieving a sustainable future. *Filosofskie nauki*. 2017, no 7, pp. 139–149. (In Russ.).
 38. Trubetskoy K.N., Galchenko Yu.P. *Geoecology of subsurface development and ecogeotechnology of field development*. Moscow: ООО «Nauchtekhlitizdat»; 2015, 360 p.
- Сведения об авторах**
- Наталья Васильевна Перекрест**, аспирант кафедры менеджмента и отраслевой экономики, Сибирский государственный индустриальный университет
Email: nataliavasilievna1986@yandex.ru
- Олег Аркадьевич Затеякин**, д.э.н., профессор кафедры менеджмента и отраслевой экономики, Сибирский государственный индустриальный университет
Email: olegzatepyakin@yandex.ru
ORCID: 0000-0002-6089-5710
- Information about the authors**
- Natalia V. Perekrest**, Postgraduate Student of the Department of Management and Industry Economics, Siberian State Industrial University
Email: nataliavasilievna1986@yandex.ru
- Oleg Arkadyevich Zatepyakin**, Dr. Sci., Prof., Head of the Department of the Department of Management and Branch Economics, Siberian State Industrial University
Email: olegzatepyakin@yandex.ru
ORCID: 0000-0002-6089-5710
- Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.*
- Поступила в редакцию 20.02.2023
После доработки 03.03.2023
Принята к публикации 16.03.2023
- Received 20.02.2023
Revised 03.03.2023
Accepted 16.03.2023

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

В журнале «Вестник Сибирского государственного индустриального университета» публикуются оригинальные, ранее не публиковавшиеся статьи, содержащие наиболее существенные результаты научно-технических экспериментальных исследований, а также итоги работ проблемного характера по следующим направлениям:

- физика конденсированного состояния;
- информационные технологии;
- металлургия и материаловедение;
- региональная и отраслевая экономика.

К рукописи следует приложить рекомендацию соответствующей кафедры высшего учебного заведения, экспертное заключение, разрешение ректора или проректора высшего учебного заведения (для неучебного предприятия – руководителя или его заместителя) на опубликование результатов работ, выполненных в данном вузе (предприятии).

В редакцию следует направлять материалы статьи в электронном виде и два экземпляра текста статьи на бумажном носителе. Для ускорения процесса рецензирования статей электронный вариант статьи и скан-копии сопроводительных документов рекомендуется направлять по электронной почте по адресу e-mail: vestnicsibgiu@sibsiu.ru.

Таблицы, библиографический список и подрисуночный текст следует представлять на отдельных страницах. В рукописи необходимо сделать ссылки на таблицы, рисунки и литературные источники, приведенные в статье.

Иллюстрации нужно представлять отдельно от текста на носителе информации. Пояснительные надписи в иллюстрациях должны быть выполнены шрифтом Times New Roman Italic (греческие буквы – шрифтом Symbol Regular) размером 9. Тоновые изображения, размер которых не должен превышать 75x75 мм (фотографии и другие изображения, содержащие оттенки черного цвета), следует направлять в виде растровых графических файлов (форматов *.bmp, *.jpg, *.gif, *.tif) в цветовой шкале «оттенки серого» с разрешением не менее 300 dpi (точек на дюйм). Штриховые рисунки (графики, блок-схемы и т.д.) следует представлять в «черно-белой» шкале с разрешением не менее 600 dpi. На графиках не нужно наносить линии сетки, а экспериментальные или расчетные точки (маркеры) без крайней необходимости не «заливать» черным. Штриховые рисунки, созданные при помощи пространственных программ MS Excel, MS Visio и др., следует представлять в формате исходного приложения (*.xls, *.vsd и др.).

Шрифтовое оформление физических величин: латинские буквы в светлом курсивном начертании, русские и греческие – в светлом прямом. Числа и единицы измерения – в светлом прямом начертании. Особое внимание следует обратить на правильное изображение индексов и показателей степеней. Формулы набираются с помощью редакторов формул Equatn или Math Type, масштаб формул должен быть 100 %. Масштаб устанавливается в диалоговом окне «Формат объекта». В редакторе

формул для латинских и греческих букв использовать стиль «Математический» («Math»), для русских – стиль «Текст» («Text»). Размер задается стилем «Обычный» («Full»), для степеней и индексов – «Крупный индекс / Мелкий индекс» («Subscript / Sub-Subscript»). Недопустимо использовать стиль «Другой» («Other»).

Необходимо избегать повторения одних и тех же данных в таблицах, графиках и тексте статьи. Объем статьи не должен превышать 18 – 20 страниц текста, напечатанного шрифтом 14 через полтора интервала.

Рукопись должна быть тщательно выверена, подписана автором (при наличии нескольких авторов, число которых не должно превышать пяти, – всеми авторами); в конце рукописи указывают полное название высшего учебного заведения (предприятия) и кафедры, дату отправки рукописи, а также полные сведения о каждом авторе (Ф.И.О., место работы, должность, ученая степень, звание, служебный и домашний адреса с почтовыми индексами, телефон и e-mail). Необходимо указать, с кем вести переписку.

Цитируемую в статье литературу следует давать общим списком в порядке упоминания в статье с обозначением ссылки в тексте порядковой цифрой. Перечень литературных источников рекомендуется не менее 20.

Библиографический список оформляют в соответствии с ГОСТ 7.0.100 – 2018: а) для книг – фамилии и инициалы авторов, полное название книги, номер тома, место издания, издательство и год издания, общее количество страниц; б) для журнальных статей – фамилии и инициалы авторов, полное название журнала, название статьи, год издания, номер тома, номер выпуска, страницы, занятые статьей; в) для статей из сборников – фамилии и инициалы авторов, название сборника, название статьи, место издания, издательство, год издания, кому принадлежит, номер или выпуск, страницы, занятые статьей.

Иностранные фамилии и термины следует давать в тексте в русской транскрипции, в библиографическом списке фамилии авторов, полное название книг и журналов приводят в оригинальной транскрипции.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

К статье должны быть приложены аннотация объемом 200 – 250 слов, ключевые слова.

В конце статьи необходимо привести на английском языке: название статьи, Ф.И.О. авторов, место их работы, аннотацию и ключевые слова.

Краткие сообщения должны иметь самостоятельное научное значение и характеризоваться новизной и оригинальностью. Они предназначены для публикации в основном аспирантских работ. Объем кратких сообщений не должен превышать двух страниц текста, напечатанного шрифтом 14 через полтора интервала, включая таблицы и библиографический список. Под заголовком в скобках следу-

ет указать, что это краткое сообщение. Допускается включение в краткое сообщение одного несложного рисунка, в этом случае текст должен быть уменьшен. Приводить в одном сообщении одновременно таблицу и рисунок не рекомендуется.

Количество авторов в кратком сообщении должно быть не более трех. Требования к оформлению рукописей и необходимой документации те же, что к оформлению статей.

Корректуры статей авторам, как правило, не посылают.

В случае возвращения статьи автору для исправления (или при сокращении) датой представления считается день получения окончательного текста.

Статьи, поступающие в редакцию, проходят гласную рецензию.

Статьи журнала индексируются в РИНЦ, представлены на сайтах <https://vestnik.sibsiu.ru/> и <https://www.sibsiu.ru> в разделе Наука и инновации (Периодические научные издания (Журнал «Вестник СибГИУ»)).

Над номером работали

Коновалов С.В., главный редактор

Запольская Е.М., ответственный секретарь

Бащенко Л.П., ведущий редактор

Гашикова А.О., ведущий редактор

Темлянцева Е.Н., верстка

Олендаренко Е.В., менеджер по работе с клиентами

Безродная Е.А., администратор сайта