

MINISTRY OF EDUCATION OF THE REPUBLIC OF BELARUS
Belarusian National Technical University

METALLURGY

THE REPUBLICAN INTERDEPARTMENTAL
COLLECTION OF THE SCIENTIFIC WORKS PROCEEDINGS

Founded in 1967

Issue 44

Minsk
BNTU
2023

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ
Белорусский национальный технический университет

МЕТАЛЛУРГИЯ

РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ
СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ

Основан в 1967 году

Выпуск 44

Минск
БНТУ
2023

УДК 669(082)

ББК 34.3я5

M54

Editorial board:

I. A. Ivanou, Chief Editor, Dr. of Engineering Sciences, Professor; *B. M. Nemenenok*, Deputy Chief Editor, Dr. of Engineering Sciences, Professor; *I. A. Trusova*, Executive Secretary, Dr. of Engineering Sciences, Professor; *V. M. Konstantinov*, Dr. of Engineering Sciences, Professor; *S. L. Rovin*, Dr. of Engineering Sciences, Associate Professor; *V. A. Tomilo*, Dr. of Engineering Sciences, Professor; *F. I. Panteleenko*, Corresponding Member of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor; *A. M. Lazarenkov*, Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Republic of Belarus; *E. I. Marukovich*, Academician of NAN of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Association of Foundrymen and Metallurgist of Belarus; *A. S. Chaus*, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Slovak Technical University, Slovakia; *R. E. Trubitsky*, Ph. D. in Technical Science, Lida Foundry and Mechanical Plant, Republic of Belarus; *A. O. Eremin*, Dr. of Engineering Sciences, Professor, National Metallurgical Academy of Ukraine, Ukraine

Reviewers:

Doctor of Technical Sciences, Associate Professor *A. S. Kalinichenko*;
Ph. D. in Physical and Mathematical Sciences, Associate Professor *A. V. Tolstoj*

Редакционная коллегия:

И. А. Иванов, главный редактор, д-р техн. наук, проф.; *Б. М. Неменёнок*, зам. главного редактора, д-р техн. наук, проф.; *И. А. Трусова*, ответственный секретарь, д-р техн. наук, проф.; *В. М. Константинов*, д-р техн. наук, проф.; *С. Л. Ровин*, д-р техн. наук, доцент; *В. А. Томило*, д-р техн. наук, проф.; *Ф. И. Пантелеенко*, чл.-кор. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф.; *А. М. Лазаренков*, д-р техн. наук, проф., БНТУ, Республика Беларусь; *Е. И. Марукович*, акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф., Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь; *А. С. Чаус*, д-р техн. наук, проф., Словацкий технический университет, Словакия; *Р. Э. Трубицкий*, канд. техн. наук, Лидский литейно-механический завод, Республика Беларусь; *А. О. Ерёмин*, д-р техн. наук, проф., Национальная металлургическая академия Украины, Украина

Рецензенты:

доктор технических наук, доцент *А. С. Калиниченко*;
кандидат физико-математических наук, доцент *А. В. Толстой*

Металлургия : Республиканский межведомственный сборник научных трудов. – Минск: БНТУ, 2023. – Вып. 44. – 139 с.

© Белорусский национальный
технический университет, 2023

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ

<i>Неменёнок Б. М., Трибушевский Л. В., Румянцева Г. А., Мякинник Я. Л.</i> Применение отвальных алюминиевых шлаков при внепечной обработке стали.....	7
<i>Тимошпольский В. И., Трусова И. А.</i> Закономерности кристаллизации непрерывнолитых заготовок на радиальных МНЛЗ.....	15
<i>Неменёнок Б. М., Румянцева Г. А., Мякинник Я. Л., Ковальков А. В., Абесадзе Г.</i> О целесообразности использования комплексных борсодержащих ферросплавов.....	25
<i>Корнеев С. В., Урбанович Н. И.</i> Оценка затрат предварительного обогащения цинком электросталеплавильной пыли путем инъекции в электродуговую печь.....	37
<i>Ратников П. Э.</i> Технология выплавки жаропрочных хромоникелевых сталей в дуговых сталеплавильных печах.....	48

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

<i>Шейнерт В. А., Слуцкий А. Г., Кулинич И. Л., Покровский А. И., Глушаков А. Н., Сидоренко А. А., Сотов К. А.</i> Разработка технологии литья ножей харвестерной головки из высокопрочного чугуна.....	52
<i>Долгий Л. П., Михальцов А. М., Марцева С. В., Раков И. Г.</i> Влияние армирующей пропитки на прочность сетчатых фильтров.....	61

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ В МЕТАЛЛУРГИИ И МАШИНОСТРОЕНИИ

<i>Луцик П. Е., Курач Д. И., Долгий Л. П., Рафальский И. В.</i> Особенности применения кобальтовых сплавов для получения изделий медицинского назначения.....	67
<i>Луцик П. Е., Девойно О. Г., Рафальский И. В.</i> Анализ напряженно-деформированного состояния при лазерной поверхностной закалке листовой стали.....	76
<i>Ситкевич М. В.</i> Структура и свойства сталей для изготовления крупногабаритных валков для профилированной накатки стального листа....	83
<i>Девойно О. Г., Слуцкий А. Г., Шейнерт В. А., Ванюк Э. А.</i> Формирование защитных покрытий из порошков хромосилициевого чугуна, полученных литейно-деформационными методами и нанесенными газопламенным напылением.....	89

<i>Голубцова Е. С., Шавель А. Н.</i> Исследование термических циклов сварки, определяющих структуру и свойства сварных соединений. Сообщение 1. Влияние вида и времени сварки на температуру цикла.....	100
<i>Шавель А. Н., Голубцова Е. С.</i> Исследование термических циклов сварки, определяющих структуру и свойства сварных соединений. Сообщение 2. Исследование толщины свариваемого металла, погонной энергии сварки и способа сварки на скорость нагрева.....	112
<i>Андрушевич А. А., Калиниченко В. А.</i> Высокоэнергетические технологии получения композиционных материалов для деталей сельскохозяйственной техники.....	117
<i>Константинов В. М., Ходосовская Н. А., Ковалёва И. А.</i> Анализ стабильности размера аустенитного зерна цементуемой хромомарганцевой стали после внепечной обработки.....	130

УДК 669.713

ПРИМЕНЕНИЕ ОТВАЛЬНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ ШЛАКОВ ДЛЯ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Б. М. НЕМЕНЁНОК, д-р техн. наук, **Л. В. ТРИБУШЕВСКИЙ**, канд. техн. наук, **Г. А. РУМЯНЦЕВА**, канд. техн. наук, **Я. Л. МЯКИННИК**
Белорусский национальный технический университет

Проведен анализ способов переработки отвальных алюминиевых шлаков, отличающихся низким содержанием металлического алюминия. Показано, что длительное хранение таких шлаков на открытых площадях приводит к вымыванию солей натрия и калия, гидролизу нитридов и карбидов алюминия, дальнейшему окислению остаточного алюминия. В результате такие отвальные шлаки становятся качественным сырьем для производства материалов, используемых для внепечной обработки стали. Приведены схемы подготовки отвальных шлаков для получения алюминиевых раскислительных смесей и разжижителей рафинировочного шлака. Отмечено положительное влияние таких материалов на условия труда в зоне работы установки «печь – ковш».

Ключевые слова: отвальные шлаки, экология, гидролиз, вредные выбросы, новый материал, внепечная обработка.

USE OF WASTE ALUMINUM SLAG FOR AFTER-FURNACE PROCESSING OF STEEL

B. M. NEMENENOK, Dr. of Engineering Sciences, **L. V. TRIBUSHEVSKIY**, Ph. D. in Technical Sciences, **G. A. RUMIANTSEVA**, Ph. D. in Technical Sciences, **Y. L. MIKINNIK**
Belarusian National Technical University

An analysis of methods for processing waste aluminum slag, characterized by a low content of metallic aluminum, was carried out. It has been shown that long-term storage of such slags in open areas leads to leaching of sodium and potassium salts, hydrolysis of aluminum nitrides and carbides, and further oxidation of residual aluminum. As a result, such dump slags become high-quality raw materials for the production of materials used for after-furnace steel pro-

cessing. Schemes for preparing waste slag to obtain aluminum deoxidizing mixtures and refining slag diluents are presented. A positive effect of such materials on working conditions in the operating area of the ladle furnace installation was noted.

Keywords: *dump slag, ecology, hydrolysis, harmful emissions, new material, after-furnace treatment.*

Плавка лома и отходов под слоем флюса является одним из наиболее распространенных способов получения алюминиевых сплавов из вторичного сырья [1]. Побочным продуктом такой плавки являются шлаки, которые в дальнейшем перерабатываются для извлечения алюминия. При содержании в шлаках не более 10–15 % алюминия их дальнейшая переработка становится нерентабельной и они складываются в отвалах. При этом такие шлаки наносят вред окружающей среде и их относят к 4 классу опасности.

За 25 лет работы ООО «НПФ «Металлон» по рециклингу алюминия на его площадях образовались отвалы алюминиевых шлаков объемом около 25 тыс. т. Полная переработка отвальных шлаков позволит улучшить экологическую обстановку за счет снижения объема шлаковых отвалов и вернуть в производственный цикл металлические, солевые и оксидные составляющие.

Солевая часть – это в основном хлориды калия и натрия, которые можно использовать в качестве флюса. Такой опыт переработки солевых шлаков реализован на предприятиях Германии [2]. Оксидная часть отвальных шлаков состоит преимущественно из оксидов алюминия и других металлов. Металлическая составляющая представлена небольшим количеством корольков алюминия или его сплавов.

К настоящему времени известно множество способов переработки алюмосодержащих отвальных шлаков, но наибольшее распространение получили механические, гидрометаллургические и пирометаллургические способы [2; 3]. Механические способы предусматривают разделение металлической и минеральной составляющих шлака. Это позволяет вернуть в оборот только крупные корольки алюминия, а оксидная и солевая составляющие не перерабатываются.

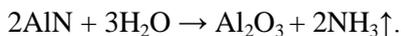
Гидрометаллургические способы направлены на разделение солевой и оксидной частей шлака. Получаемый флюс состоит из хлоридов натрия и калия с небольшими добавками фторсодержащих соединений, а смесь оксидов при этом не перерабатывается и направляется в отвал.

Пирометаллургические способы позволяют частично вернуть в производство солевую часть шлака и металл, а основная оксидная часть удаляется в отвал.

Авторы работы [3] предлагают переработку алюмосодержащих отвальных шлаков алюминиево-магниевого и алюминиево-кремниевых сплавов, включающую водное выщелачивание солей, фильтрацию, выпаривание осветленного раствора с получением флюсов на основе хлоридов натрия и калия. Оставшийся оксидный остаток подвергается электролизу во фторидном расплаве с получением сплава-раскислителя, который близок по составу к вторичному алюминию марки АВ91. Такой процесс переработки требует значительных капиталовложений и влечет серьезные экологические последствия, связанные с выделением фтора.

Следует отметить, что состав отвального шлака претерпевает существенные изменения при длительном хранении на открытых площадках.

Под действием атмосферной влаги происходит взаимодействие нитрида и карбида алюминия, содержащихся в отвальных шлаках с выделением аммиака и ряда горючих газов в виде H_2 , C_3H_8 , C_2H_2 по следующим реакциям:



Образование горючих газов приводит к воспламенению шлаковых отвалов и дальнейшему загрязнению окружающей среды. Параллельно с этим происходит вымывание хлористых и фтористых соединений, входящих в состав солевого флюса и повышение концентрации оксида алюминия до 80–85 % в связи с окислением остаточного металлического алюминия. Наличие нитридных соединений в составе отвального шлака связано с возможностью химиче-

ского взаимодействия алюминия с азотом воздуха при плавке алюминиевых сплавов в пламенных печах с образованием вюрцита AlN и оксид-нитридов алюминия типа $Al_9(O_3N_7)$ и $\gamma - Al_{2,85}O_{3,45}N_{0,55}$.

Вымывание флюса из отвального шлака, гидролиз нитрида и карбида алюминия в процессе его длительного хранения способствуют переводу отвального шлака в разряд ценного сырья для металлургического производства.

Для выбора области использования отвального алюминиевого шлака его подвергали дроблению с последующим разделением на фракции. Данные по фракционному составу измельченного отвального шлака приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Фракционный состав отвального алюминиевого шлака

Доля фракции отвального алюминиевого шлака, %							
≤ 0,5 мм	0,5–1,0 мм	1,0–3,0 мм	3,0–5,0 мм	5,0–10,0 мм	10,0–50,0 мм	≤ 80 мм	≤ 100 мм
1,2	0,2	5,0	10,5	33,4	26,2	16,7	6,8

Максимальный объем отвального шлака (33,4 %) приходится на фракцию 5,0–10,0 мм, далее следует фракция 10,0–50,0 мм (26,2 %) и ≤ 80 мм (16,7 %).

Из практики подготовки материалов для внепечной обработки стали следует, что наибольший интерес представляют фракции размером от 3,0 до 20,0 мм. Для них был проведен развернутый химический анализ, результаты которого представлены в таблице 2.

Как следует из таблицы 2, фракции размером 5,0–10,0 мм и 10,0–20,0 мм имеют близкий химический состав. Поэтому фракцию 10,0–20,0 мм целесообразно подвергнуть дополнительному дроблению с последующим грохочением. Высокое содержание оксида алюминия в мелких фракциях отвального шлака и отсутствие в них нитридов алюминия позволяет рекомендовать данный материал для внепечной обработки стали. Схема подготовки отвального алюминиевого шлака с целью получения материалов для внепечной обработки стали приведена на рисунке 1.

Таблица 2 – Изменение химического состава отвального шлака в зависимости от размера фракций

Составляющие отвального шлака	Химический состав отвального шлака, мас. %		
	Фракция 3,0–5,0 мм	Фракция 5,0–10,0 мм	Фракция 10,0–20,0 мм
Al ₂ O ₃	77,1	85,1	85,8
SiO ₂	7,1	7,0	8,5
CaO	1,1	1,3	1,1
MgO	2,7	2,7	2,2
Fe ₂ O ₃	2,5	2,1	1,9
MnO	0,2	0,2	0,1
Cr ₂ O ₃	0,1	0,08	0,06
TiO ₃	0,5	0,6	0,6
Прочие	8,7	0,92	0,04



Рисунок 1 – Схема подготовки отвального алюминиевого шлака при получении материалов для внепечной обработки стали

Фракции отвального шлака мельче 3,0 мм можно использовать совместно с СаО для получения алюминатов кальция, применяемых для разжижения рафинировочных шлаков, где не допускается присутствие Al_2O_3 .

Глиноземсодержащие продукты, полученные на основе отвального шлака, отличаются от используемых материалов более высоким содержанием Al_2O_3 , а также и отсутствием хлоридов щелочных металлов и металлического алюминия. В таблице 3 приведены составы глиноземсодержащих материалов, которые используются для внепечной обработки стали.

Таблица 3 – Составы глиноземсодержащих материалов для внепечной обработки стали

Материал	Массовая доля, %									
	$Al_{мет}$	Al_2O_3	SiO_2	CaO	MgO	Fe_2O_3	Na_2O	K_2O	Хло- риды	Другие соеди- нения
Брикеты глиноземсодержащие	3,2	55,7	6,04	1,91	12,6	2,74	4,3	3,7	8,1	1,71
МША Фрадо-1	$\geq 5-10$	≥ 50	≤ 10	–	≤ 12	–	≤ 10	≤ 10	$\leq 5,0$	0,15– 0,3S
Рантал 50ГР	–	72,1	20,0	0,71	0,70	2,05	0,52	0,31	–	3,61
АРС на основе отвального шлака	–	85,1	7,0	1,3	2,7	2,1	–	–	–	1,8

Кроме того, такие материалы не содержат остатков солевого флюса в виде оксидов натрия и калия, а также хлоридов. Следовательно, он отличается более высокой экологичностью при обработке стали и не склонен к образованию летучих хлоридов, существенно ухудшающих условия труда на установке «печь – ковш». В условиях окислительной среды при высокотемпературном сжигании разрушаются все хлорсодержащие соединения, образуя хлористый водород и в небольших количествах атомарный хлор. Последующее охлаждение продуктов сгорания в диапазоне температур 200–450 °С приводит к протеканию химической реакции между HCl и кислоро-

дом с образованием молекулярного хлора и паров воды, известной в технической литературе как процесс Дикона (Deacon) [4]. В присутствии некоторых природных катализаторов (хлоридов меди, железа и др.) свободный хлор синтезируется в диоксины, кристаллы которых ассимилируются активной поверхностью пыли, содержащейся в отходящих газах. Это требует корректировки схем систем пылегазоочистки. Наиболее приемлемые варианты очистки отходящих газов от хлора следующие: мокрая очистка раствором гашеной извести $\text{Ca}(\text{OH})_2$ или сухая очистка порошком кальцинированной соды Na_2CO_3 . Эти реактивы также эффективно снижают содержание HF , SO_3 и H_2SO_4 в газе. Использование отвальных шлаков для внепечной обработки стали способствует не только освобождению территорий от техногенных отходов, но и позволяет снизить затраты на рафинирование стали и улучшить условия труда в зоне работы установки «печь – ковш».

Их применение при внепечной обработке может быть выгодным как с технологической точки зрения (многофункциональность материала), так и с экономической.

Список литературы

- 1. Инновационные технологии переработки окисленных отходов алюминия / Л. В. Трибушевский [и др.] – Минск: БНТУ, 2023. – 139 с.**
- 2. Шмитц, К.** Рециклинг алюминия. Справочное пособие / К. Шмитц, Й. Домагала, П. Хааг. – М.: АЛЮСИЛ МВиТ, 2008. – 528 с.
- 3. Лысенко, А. П.** Использование комплексной технологии переработки шлаков алюминиевой промышленности для последующего раскисления стали / А. П. Лысенко, Е. А. Шевченко // Цветные металлы. – 2020. – № 3. – С. 63–67.
- 4. Бердников, В. И.** Условия образования диоксинов при высокотемпературном сжигании хлорсодержащих материалов / В. И. Бердников, Ю. А. Гудин // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2015. – Т. 58, № 2. – С. 77–82.

References

1. *Innovazionnye tekhnologii pererabotki okislennykh otkhodov alyuminija* [Innovative technologies for processing oxidized aluminum waste] / L. V. Tribushevskiy [et al.]. – Minsk: BNTU Publ., 2023. – 139 p.
2. **Shmitz, K.** *Rezikling alyuminija. Spravochnoe posobie* [Aluminum recycling. Reference Guide] / K. Shmitz, J. Domogala, P. Khaag. – Moscow: ALYUSIL MVIT Publ., 2008. – 528 p.
3. **Lysenko, A. P.** *Ispol'zovanie kompleksnoy tekhnologii pererabotki shlakov alyuminievoy promyshlennosti dlja posleduyushhego raskisleniya stali* [Use of complex technology for processing slag from the aluminum industry for subsequent deoxidation of steel] / A. P. Lysenko, E. A. Shevchenko // *Zvetnye metally = Non-ferrous metals*. – 2020. – No 3. – P. 63–67.
4. **Berdnikov, V. I.** *Usloviya obrazovaniya dioksinov pri vysokotemperaturnom sziganii khlorosoderzhshchikh materialov* [Conditions for the formation of dioxins during high-temperature combustion of chlorine-containing materials] / V. I. Berdnikov, Yu. A. Gudina // *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Chernaya metallurgiya = News of higher educational institutions. Ferrous metallurgy*. – 2015. – Vol. 58, No 2. – P. 77–82.

Поступила 16.10.2023
Received 16.10.2023

ЗАКОНОМЕРНОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК НА РАДИАЛЬНЫХ МНЛЗ

В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук,
И. А. ТРУСОВА, д-р техн. наук
Белорусский национальный технический университет
С. М. КАБИШОВ, канд. техн. наук
Министерство промышленности Республики Беларусь

В статье рассмотрены закономерности образования и развития зон столбчатой (дендритной) и глобулярной (объемной) кристаллизации при разливке непрерывнолитых заготовок на машинах непрерывного литья современной конструкции. Выполнен анализ влияния на протяженность жидкой лунки (металлургической длины) заготовки таких факторов, как скорость литья и химический состав стали. На основании расчетов определена оптимальная интенсивность охлаждения заготовок в зоне вторичного охлаждения с целью предотвращения дефектов.

Ключевые слова: непрерывнолитая заготовка, интенсивность охлаждения в зоне вторичного охлаждения, функционал, длина зон столбчатых и глобулярных кристаллов

REGULARITIES OF CRYSTALLIZATION OF CONTINUALLY CAST BILLETS ON RADIAL CCM

V. I. TIMOSHPOL'SKIJ, Dr. of Engineering Sciences,
I. A. TRUSOVA, Dr. of Engineering Sciences
Belarusian National Technical University
S. M. KABISHOV, Ph. D. in Technical Sciences
Ministry of Industry of the Republic of Belarus

The article examines the patterns of formation and development of zones of columnar (dendritic) and globular (volumetric) crystallization during casting of continuously cast billets on continuous casting machines of modern design. An analysis of the influence on the length of the liquid crater (metallurgical length) of the workpiece by factors such as casting speed and chemical composition of

steel was carried out. Based on calculations, the optimal cooling intensity of work pieces in the secondary cooling zone was determined in order to prevent defects.

Keywords: *continuously cast billet, cooling intensity in the secondary cooling zone, functionality, length of zones of columnar and globular crystals.*

В настоящее время требования к качеству непрерывнолитых заготовок постоянно ужесточаются, что приводит к необходимости управления процессом разливки на различных стадиях их формирования. При этом наряду с оценкой термонапряженного состояния заготовок необходимо рассматривать закономерности затвердевания металла в рамках теории глобулярной (объемной) кристаллизации. В частности, в работах [1–3] отмечается, что при преобладании столбчатых кристаллов вероятным становится возникновение таких дефектов как осевая ликвация, пористость и др.

При непрерывном литье процесс затвердевания слитка условно можно разделить на четыре стадии [1; 2]:

0 – формирование слитка в пределах кристаллизатора;

I – затвердевание слитка при наличии перегрева жидкой фазы с образованием зоны столбчатых кристаллов;

II – затвердевание переохлажденного расплава с образованием зоны глобулярных (равноосных) кристаллов;

III – охлаждение полностью остывшей заготовки (слитка).

Очевидно, что управление процессом кристаллизации представляется возможным осуществлять на *I* и *II* стадиях, поэтому целью расчетного анализа является определение основных показателей зоны вторичного охлаждения (ЗВО) МНЛЗ, в частности протяженности участков. Для каждого из участков необходимо определить рациональную интенсивность охлаждения, которая количественно оценивается величиной усредненного коэффициента теплоотдачи α_i , а технологически обеспечивается путем регулирования числа используемых водяных форсунок, способами их размещения и удельным расходом охлаждающей воды (в ЗВО).

В процессе выполнения расчетного анализа возможно оценить влияние ряда технологических факторов на процесс кристаллизации слитка:

– скорости разливки слитка $v_{л}$;

- поперечного сечения слитка;
 - химического состава стали, отраженных в наборе теплофизических характеристик (температуры ликвидуса и солидуса, коэффициенты массовой плотности, удельной теплоемкости, теплопроводности, скрытой теплоты плавления);
 - геометрических характеристик МНЛЗ (высота кристаллизатора, протяженность отдельных участков зоны вторичного охлаждения);
 - начального перегрева расплава, поступающего в кристаллизатор.
- При осуществлении расчетов можно использовать два принципиально отличных подхода.

Решение прямой задачи. В этом случае известны основные конструктивные и технологические параметры МНЛЗ и в ходе расчетов варьируются поддающиеся управлению показатели теплового режима, в частности начальный перегрев расплава и значения коэффициентов теплоотдачи α_i на отдельных участках зоны вторичного охлаждения. В результате расчетов определяются следующие показатели: длительность прохождения заготовки каждого из участков ЗВО и соответствующая протяженность этих участков ($L_1 = \Delta t_1 v_{пл}$, $L_2 = \Delta t_2 v_{пл}$ и т. д.), а также полная глубина жидкой фазы слитка, равная сумме:

$$L_{мет} = H_{кр} + L_1 + L_2.$$

Параметр $L_{мет}$ иногда называют «металлургической длиной» МНЛЗ. В заключение полученное расчетом значение $L_{мет}$ сопоставляют с конструктивными показателями МНЛЗ, в частности, с расстоянием от верхнего среза кристаллизатора до местоположения базовых тянущих (изгибающих) роликов МНЛЗ. Если оказывается, что расчетное значение $L_{мет}$ не согласуется с конструктивным параметром L_k (например, $L_{мет} \gg L_k$), то расчеты повторяются при варьировании коэффициентов теплоотдачи на участках ЗВО, вплоть до достижения необходимого соответствия значений $L_{мет}$ и L_k .

Решение обратной задачи. В этом случае формулируется некоторый принцип оптимального управления режимами ЗВО и путем использования специальных приемов теории оптимального управления отыскиваются значения режимных параметров, играющих роль управляющих воздействий на процесс кристаллизации слитка.

В частности, можно ввести в рассмотрение функционал

$$F = (L_{\text{мет}} - L_{\text{к}})^2,$$

где $L_{\text{мет}} = L_{\text{мет}}(\alpha_1, \alpha_2, v_{\text{л}}, \Delta T_0, \dots)$ – металлургическая длина МНЛЗ (полная глубина жидкой фазы), определенным образом зависящая от показателей теплового режима: $\alpha_1, \alpha_2, v_{\text{л}}, \Delta T_0$ и др.

В данном случае необходимо определить значения управляющих воздействий α_1, α_2 , при которых функционал $F = F(\alpha_1, \alpha_2, \dots)$ принимает экстремальное (минимальное) значение в диапазоне основных показателей процесса.

Вид функционала, минимизация которого сопровождается определением управляющих воздействий, зависит от вида доминирующих требований к качеству получаемого слитка. К примеру, можно сформулировать функционал

$$J = \int_0^{t_{\text{к}}} (T_{\text{пов}}^{\text{к}} - T_*)^2 dt,$$

где $T_{\text{пов}}^{\text{к}} = t_{\text{пов}}(\alpha_1, \alpha_2, v_{\text{л}}, \Delta T_0, \dots)$ – температура поверхности слитка в момент $t = t_{\text{к}}$ достижения клети тянущих (изгибающих) роликов, T_* – критическое значение температуры, определяемое показателями пластичности и прочности литой стали. В этом случае задача оптимального управления режимом вторичного охлаждения может быть сформулирована следующим образом: необходимо определить значения управляющих воздействий α_1, α_2 , при которых функционал $J = J(\alpha_1, \alpha_2, \dots)$ принимает экстремальное (минимальное) значение за время $t_{\text{к}}$ движения контрольного сечения слитка на основном участке технологической линии МНЛЗ.

В расчетах, результаты которых представлены ниже, используется решение «прямой задачи», в ходе которого варьируются следующие показатели процесса:

коэффициенты теплоотдачи α_1 и α_2 для участков *I* и *II*;

концентрация углерода в стали, что находит отражение в задании показателей сплава $T_{\text{лик}}, T_{\text{сол}}$;

скорость вытягивания слитка $v_{\text{л}}$.

Результаты расчетов представлены в виде набора значений Δt_1 , Δt_2 , L_1 , L_2 и функционала

$$F = (L_{\text{мет}} - L_{\text{к}})^2$$

при различных исходных режимных показателях, близких к реальным значениям.

Кроме того, проведена отдельная серия расчетов по определению показателей зоны глобулярной (равноосной) кристаллизации, которая занимает, как правило, значительную часть сечения непрерывнолитых заготовок. Расчеты выполнены для условий кристаллизации заготовок сечением 125×125 мм на примере МНЛЗ-1, 2 РУП «БМЗ».

В соответствии с диаграммой состояния сплава Fe – C приняты следующие границы интервала кристаллизации для трех марок стали:

- сталь А (0,1 % С): $t_{\text{лик}} = 1525$ °С, $t_{\text{сол}} = 1495$ °С;
- сталь Б (0,4 % С): $t_{\text{лик}} = 1510$ °С, $t_{\text{сол}} = 1450$ °С;
- сталь В (0,7–0,8 % С): $t_{\text{лик}} = 1470$ °С, $t_{\text{сол}} = 1390$ °С.

Теплофизические свойства углеродистой стали приняли характерными для интервала повышенных температур: теплопроводность $\lambda = 29$ Вт/(м·°С); удельная теплоемкость $c = 0,69$ кДж/(кг·°С); скрытая теплота плавления $L = 272$ кДж/кг. Температура охлаждающей воды во всех случаях принята равной 20 °С. Начальную температуру расплавленной стали, поступающей в кристаллизатор из промежуточной емкости, принимали равной $t_{\text{лик}} + 40$ °С. Скорость вытягивания литых заготовок (скорость литья) в ходе расчетов варьировали для заготовок сечением 125×125 мм от 2 до 2,5 м/мин.

На основании результатов ранее выполненных экспериментальных исследований затвердевания заготовок, а также данных, предоставленных специалистами РУП «БМЗ», был сделан вывод, что фактически образование глобулярных кристаллов происходит при охлаждении заготовки на воздухе. При этом реальный коэффициент теплоотдачи в зоне II находится в пределах 140–160 Вт/(м²·К). Задаваясь величиной α_2 и учитывая, что реальное время полного затвердевания заготовки 125×125 мм в зависимости от марки стали и

скорости разливки составляет 3,5–5,5 мин, определяли длину зоны столбчатых кристаллов и коэффициент теплоотдачи в зоне I. На рисунке 1 приведены результаты расчетов для указанных трех групп стали со скоростью разливки 2 м/мин, анализ которых позволил определить оптимальные значения коэффициента теплообмена α_1 и соответственно расход воды в ЗВО.

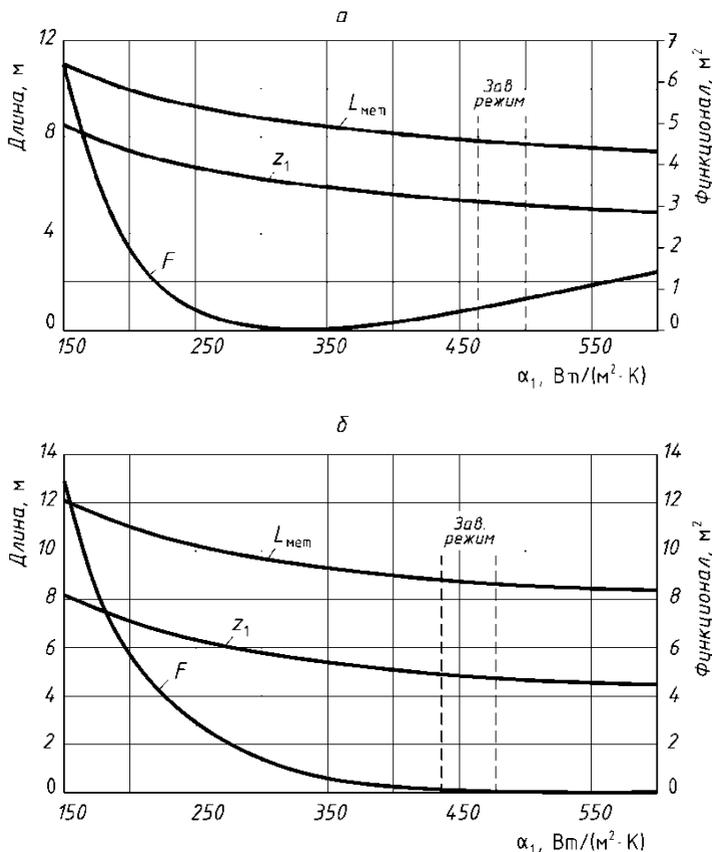


Рисунок 1 – Определение оптимального коэффициента теплообмена α_1 , металлургической длины ($L_{мет}$) и длины зоны столбчатой кристаллизации (z_1) при разливке заготовок сечением 125×125 мм со скоростью 2 м/мин в условиях МНЛЗ-1:

- a* – для стали с содержанием углерода – 0,1 % (группа А);
- б* – для стали с содержанием углерода – 0,4 % (группа Б);
- в* – для стали с содержанием углерода – 0,7 % (группа В)

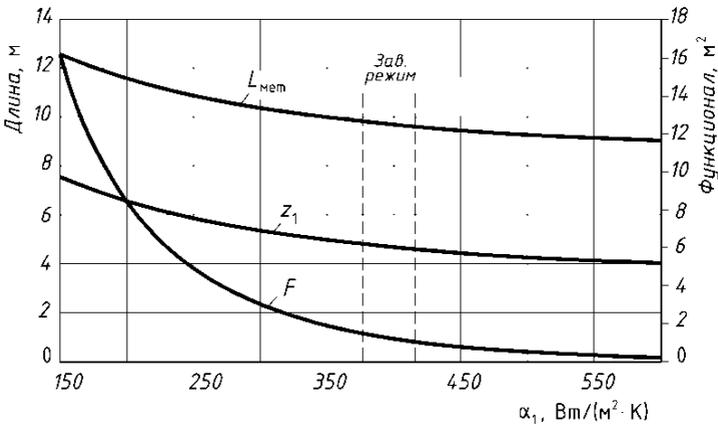


Рисунок 1 – Окончание

Для стали группы А (0,1 % С) $\alpha_1 = 330$ Вт/(м²·К), что соответствует расходу воды в ЗВО значению 227 л/мин. Согласно действующей на момент выполнения расчетного анализа технологической инструкции расход воды в ЗВО находится на уровне 350–380 л/мин. При этом глубина жидкой лунки $L_{мет}$ составляет 7,7–7,84 м, длина зоны столбчатой кристаллизации – $z_1 = 5,2–5,33$ м. Таким образом, для обеспечения оптимального режима разлива следует существенно уменьшить расход воды.

Для стали группы Б (0,4 % С) $\alpha_1 = 510$ Вт/(м²·К), расход воды при этом равен 355 л/мин и соответствует действующему режиму охлаждения (300–330 л/мин). Глубина жидкой лунки достигает 8,77–8,93 м, а длина зоны столбчатой кристаллизации – 4,86–5,02 м. Для того, чтобы заготовка из среднеуглеродистой стали затвердела до момента попадания в зону правки, следует незначительно увеличить расход воды в ЗВО.

При разливе стали группы В (0,7 % С) очевидно, что функционал F не достигает своего минимума, т. е. при достижении заготовкой зоны правки она имеет жидкую сердцевину. При этом длина жидкой лунки составляет 9,64–9,83 м, время затвердевания примерно 4,82–4,92 мин, длина зоны столбчатой кристаллизации – 4,69–4,89 м. Т. е. в этом случае необходимо ин-

тенсифицировать процесс затвердевания за счет существенного увеличения расхода воды в ЗВО.

Аналогичные расчеты были выполнены для случая разливки заготовки 125×125 мм со скоростью 2,5 м/мин, при этом основное внимание уделено разливке высокоуглеродистых сталей (группа В), так как к ней предъявляются повышенные требования с точки зрения качества. Учитывая выводы, приведенные выше, для обеспечения условий затвердевания заготовки до попадания в зону правки рассмотрены дополнительные технологические приемы, например, охлаждение заготовок в зоне глобулярной кристаллизации с помощью специальных вентиляторов либо организацией дополнительной секции ЗВО. Результаты расчетов при использовании дополнительного охлаждения приведены на рисунках 2, 3.

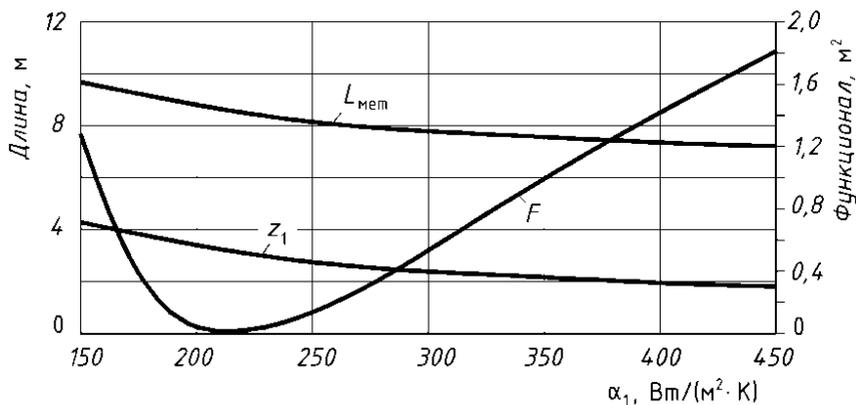


Рисунок 2 – Зависимость металлургической длины и продолжительности глобулярной кристаллизации заготовки сечением 125×125 мм из высокоуглеродистой стали от интенсивности охлаждения в зоне II при разливке со скоростью 2 м/мин

Очевидно, что при скорости разливки 2 м/мин увеличение коэффициента теплоотдачи в зоне глобулярной кристаллизации, то есть организация дополнительного охлаждения между ЗВО и трайб-аппаратом, дает реальный положительный эффект. Такого же результата можно добиться, установив дополнительные вентиляторы охлаждения либо секцию ЗВО с расходом воды $1-1,3 \text{ м}^3/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$. При

повышении скорости разливки до 2,5 м/мин (рисунок 3) функционал F достигает минимума только при $\alpha_1 = 450$ Вт/(м²·К). Однако такой интенсивности теплообмена представляется возможным достигнуть исключительно при организации водяного охлаждения. Но это может привести к переохлаждению поверхности заготовки и, как следствие, к образованию поверхностных дефектов.

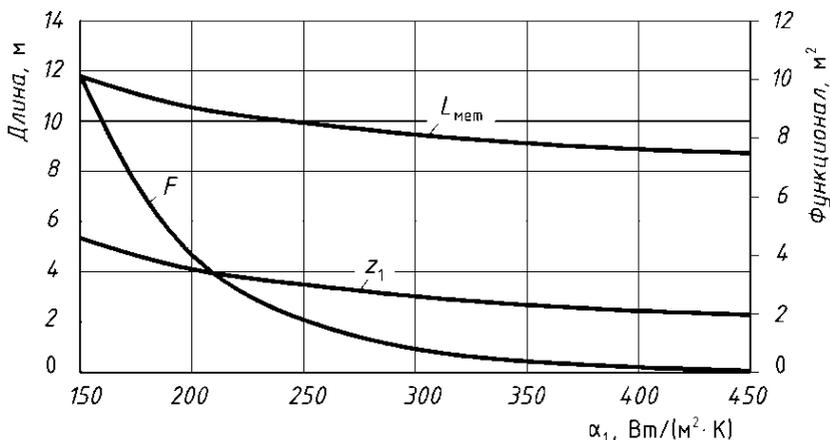


Рисунок 3 – Зависимость металлургической длины и продолжительности глобулярной кристаллизации заготовки сечением 125×125 мм от интенсивности охлаждения в зоне II при разливке со скоростью 2,5 м/мин

Таким образом, на основании результатов проведенных исследований следует сделать следующий вывод: гарантировать получение качественного непрерывнолитого слитка из высокоуглеродистой стали в условиях МНЛЗ-1 можно лишь при разливке со скоростью ≤ 2 м/мин. Причем, в зоне глобулярной кристаллизации целесообразно установить вентиляторы либо дополнительную секцию ЗВО.

Список литературы

1. **Стальной слиток:** в 3-х т. / Ю. А. Самойлович [и др.]. – Минск: Белорусская наука, 2000. – Т. 1: Управление кристаллической структурой. – 583 с.

2. Исследование закономерностей столбчатой и глобулярной кристаллизации при непрерывном литье на радиальных МНЛЗ / В. И. Тимошпольский [и др.] // *Литье и металлургия*. – 2003. – № 2. – С. 105–109.

3. Комплексные исследования процессов формирования непрерывнолитых стальных заготовок с целью повышения качества / В. И. Тимошпольский [и др.] // *Литье и металлургия*. – 2004. – № 1. – С. 5–11.

References

1. *Stalnoi slitok*: v 3 t. [Steel ingot. In 3 volumes] / Yu. A. Samoilo-
vich [et al.]. – Minsk: Belorusskaya nauka Publ., 2000. – *T. 1: Uprav-*
lenie kristallicheskoj strukturoi [Vol. 1: Crystal structure control]. – 583 p.

2. *Issledovanie zakonomernostei stolbchatoi i globulyarnoi kristalli-*
zatsii pri nepreryvnom lite na radialnykh MNLZ [Study of the patterns of
columnar and globular crystallization during continuous casting on radial
continuous casters] / V. I. Timoshpol'skij [et al.] // *Lite i metallurgiya =*
Foundry production and metallurgy. – 2003. – No. 2. – P. 105–109.

3. *Kompleksnye issledovaniya protsessov formirovaniya nepreryv-*
nolitykh stalnykh zagotovok s tselyu povysheniya kachestva [Comprehen-
sive studies of the processes of forming continuously cast steel billets in
order to improve quality] / V. I. Timoshpol'skij [et al.] // *Lite i metallurgi-*
ya = Foundry production and metallurgy. – 2004. – No. 1. – P. 5–11.

Поступила 16.10.2023

Received 16.10.2023

О ЦЕЛЕСООБРАЗНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ КОМПЛЕКСНЫХ БОРСОДЕРЖАЩИХ ФЕРРОСПЛАВОВ

Б. М. НЕМЕНЁНОК, д-р техн. наук, **Г. А. РУМЯНЦЕВА**, канд. техн. наук, **Я. Л. МЯКИННИК**

Белорусский национальный технический университет

А. В. КОВАЛЬКОВ

ОАО «БМЗ-управляющая компания холдинга «БМК»

Г. АБЕСАДЗЕ

ООО «Бел-Джорджия Компани», Грузия

Приведены составы для микролегирования стали бором, показано его положительное влияние на процесс кристаллизации стали, повышение прочности и ударной вязкости. Обоснована целесообразность использования борсодержащих ферросплавов с низкими концентрациями бора. Отмечена необходимость применения комплексных борсодержащих сплавов для нейтрализации азота и кислорода. Приведен пример комплексного сплава на основе ферросилиция и ферромарганца с добавками бора, полученного с использованием датолитового концентрата.

***Ключевые слова:** микролегирование, борсодержащие сплавы, механические свойства, прокаливаемость, комплексные сплавы, раскисление.*

ON THE FEASIBILITY OF USING COMPLEX BORON- CONTAINING FERROALLOYS

B. M. NEMENENOK, Dr. of Engineering Sciences, **G. A. RUMIANTSEVA**,
Ph. D. in Technical Sciences, **Y. L. MIAKINNIK**

Belarusian National Technical University

A. W. KOWALKOV

OJSC "BMZ-management company of the holding "BMK"

G. ABESADZE

LLC "Bel-Georgia Company", Georgia

Compositions for microalloying steel with boron are presented, its positive effect on the process of steel crystallization, increasing strength and toughness is shown. The feasibility of using boron-containing ferroalloys with low boron concentrations is substantiated. The need to use complex boron-containing al-

loys to neutralize nitrogen and oxygen is noted. An example of a complex alloy based on ferrosilicon and ferromanganese with boron additives, obtained using datolite concentrate, is given.

Keywords: *microalloying, boron-containing alloys, mechanical properties, hardenability, complex alloys, deoxidation.*

Развитие техники требует создания материалов, обладающих высокими механическими свойствами и эксплуатационными характеристиками.

Одним из перспективных направлений современной металлургии является микролегирование стали химически активными элементами, оказывающими эффективное влияние на формирование в сталях структурного состояния, улучшающего комплекс потребительских свойств. Наряду с V, Nb, Ti и Mo в практике микролегирования широко применяют бор. Однозначно доказано его положительное влияние на физико-механические и эксплуатационные характеристики проката, катанки, проволоки и проволочных изделий. В качестве примера импортозамещения можно привести ресурсосберегающие технологии спецметаллургии по производству из борсодержащих сталей паропроводов острого пара и роторов турбогенераторов атомной и топливной энергетики, высокостойких прокатных валков, освоение производства экономно-легированных высокопрочных сталей повышенной хладноломкости и надежности для карьерного транспорта и механических комплексов горнодобывающей отрасли [1].

Использование бора (наряду с ванадием, титаном, ниобием, РЗМ и т. д.) открывает широкие возможности для получения экономно-легированных сталей, эксплуатационные характеристики которых во многих случаях не только не уступают, но и превосходят уровень свойств сталей, получаемых с применением традиционной системы легирования [2; 3].

Для большинства легирующих элементов положительное влияние на свойства стали проявляется пропорционально количеству вводимой добавки. Бор существенно повышает качество металла уже при введении его в количестве 10^{-4} – 10^{-3} %. При таких содержаниях влияние бора на прокаливаемость и ударную вязкость низко- и среднелегированных сталей соответствуют эффекту легирования

хромом, марганцем, молибденом или никелем с содержанием их в 100–300 раз большем добавок бора.

Микролегирование бором увеличивает скорость зарождения центров кристаллизации, уменьшает степень переохлаждения стали и повышает скорость ее затвердевания, что особенно важно для повышения производительности установок непрерывной разливки стали. Добавка бора до 0,003 % увеличивает предел упругости, что позволило создать новые борсодержащие рессорнопружинные стали 55ХГР и 55СГ2Р. Борсодержащие углеродистые стали с успехом заменяют марганцовистые, имеющие повышенную склонность к образованию трещин при термообработке. Добавка 0,002–0,005 % бора позволяет освободиться от дорогостоящих легирующих элементов – молибдена и никеля и заменить дорогостоящую цементруемую сталь 20ХНМ на более дешевую 20ХГР.

Аустенитноборидные стали, в отличие от аналогичных сталей без бора, в результате более мелкого зерна и коагуляции упрочняющей фазы обладают высокой горячей пластичностью вблизи температуры солидуса. Эти стали благодаря наличию двухфазной аустенитно-боридной структуры не склонны к образованию горячих трещин в шве и околосшовной зоне при сварке плавлением, борьба с которыми затруднительна при сварке жаропрочных аустенитных сталей. Легирование стали Х25Н2С8 бором в количестве 0,2–0,5 % улучшает свариваемость, позволяет избавиться от околосшовных горячих трещин без снижения прочности при сохранении длительной пластичности. Эффективность влияния бора на жаропрочные свойства сплавов объясняется упрочнением границ зерен боридами, образующимися в пограничных зонах. Растворимость бора в твердом растворе сплавов на основе железа незначительна. Поэтому бор скапливается у границ зерен, вызывает местное пересыщение твердого раствора и тем самым способствует образованию боридов на границах зерен даже при очень малой общей концентрации его в сплаве. При электронномикроскопическом исследовании тонкой фольги стали в ферритной оторочке по границам аустенитного зерна обнаружены бориды железа Fe_2B и FeB уже при содержании в стали 0,0026 % В. В легированных сталях по границам зерен бор образует сложные бориды и карбобориды, которые для малой толщины легированного вещества обеспечивают малые скорости ползучести.

В стали бор находится в виде оксидов, нитридов и боридов железа. Количество вводимого бора зависит от марки стали, ее раскисленности и состава борсодержащего ферросплава. Границы содержания бора в стали находятся в диапазоне от 0,0005 до 0,01 %, но большинство исследователей оптимальной концентрацией бора в сталях считают 0,001–0,003 % [4].

Эффективность влияния добавки бора зависит от содержания в стали углерода и азота. Для большей эффективности малых добавок бора в работе [3] рекомендуется проводить раскисление и дегазацию стали. Поэтому при выплавке борсодержащих сталей микролегирование бором проводят совместно с добавками Al, Ti и Ca в конце рафинирования на установках «печь – ковш» или в процессе вакуумирования.

Бор вводят в расплав стали в основном в виде ферросплавов, составы которых приведены в таблице 1 [2].

Таблица 1 – Составы для ввода бора в сталь [2]

Содержание элементов, %	Составы для ввода бора											
	ФБ20	ФБ17	ВБ12	ФБ6	НБ-1	НБ-2	НБ-3	ФХБ-1	ФХБ-2	ФСМБ	Грейнал	Сплав ХБ
B	20	17	12	6	10,5	17	10	19	17	0,7	1	8
Si	2	3	10	10	1,5	1,5	1,5	3	3	15,74	6	< 2
Al	3	5	10	10	7	7	7	5	6	–	15	< 2
C	0,05	0,2	–	–	0,08	0,17	0,2	0,8	0,6	1,6	–	< 0,1
S	0,01	0,02	–	–	0,006	0,015	0,03	0,01	0,02	–	–	–
P	0,02	0,03	–	–	0,01	0,03	0,02	–	–	–	–	–
Ni	–	–	–	–	ост.	ост.	ост.	–	–	–	–	–
Cr	–	–	–	–	–	–	–	43	35	–	–	> 85
Mn	–	–	–	–	–	–	–	–	–	68,7	–	–
Ti	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	10	–
Zr	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	15	–
Fe	ост.	ост.	ост.	ост.	–	–	–	ост.	ост.	ост.	ост.	ост.

Основными способами получения борсодержащих ферросплавов являются карботермический и алюминотермический [2]. Алюминотермическую плавку применяют для получения сплавов с низкой концентрацией углерода и цветных металлов при высокой степени восстановления металла.

Карботермический метод позволяет получать сплавы при извлечении бора 60–65 %. Применение данного способа обусловлено низкими затратами на углеродистые восстановители, но сопряжено с образованием в сплаве карбидов, увеличивающих в нем содержание углерода.

При получении высокооборотных сплавов образуются тугоплавкие бориды TiB_2 и TiB с температурами плавления 3100 и 3000 °С соответственно, их небольшая плотность приводит к ликвации бора по объему сплава [5]. Поэтому одним из перспективных методов производства борсодержащих сплавов является метод СВС (самораспространяющийся высокотемпературный синтез). В работе [6] приведены данные об использовании метода СВС для получения борида ферротитана, содержащего 8,6–14,5 % В. Полученный сплав является композицией боридов титана на основе железа при наличии бора, алюминия и остаточного титана. В работе [5] приведена новая технология получения борсодержащей лигатуры в режиме горения с широким интервалом изменения соотношения В/Тi. При горении смесей с ферротитаном и ферробором возможно получение ферробортитана, содержащего 6–14 % В и 30–60 % Тi.

Наличие во всех борсодержащих ферросплавах химически активных элементов (Si, Ti, Al и др.) предотвращает взаимодействие бора в жидкой стали с кислородом и азотом. Кроме того, из-за малого количества вводимого в сталь бора (0,001–0,0003 %) в ферросплаве должно содержаться 0,5–2 % В. Это позволяет увеличить массу присаживаемого сплава и позитивно влияет на степень усвоения бора.

Повышенная химическая активность бора в сочетании с высокими температурами процессов и малым количеством вводимого легирующего элемента приводит к технологическим трудностям, связанным со способами введения бора в сталь. Основными способами присадки борсодержащих ферросплавов в жидкую сталь являются введение в виде кусковых ферросплавов и порошковой проволоки [4]. Из-за высокой активности бора легирование стали обычно осу-

шествяляют вводом ферробора в ковш, при этом рекомендуют проводить присадку титана с целью предотвращения образования нитридов бора. Основной трудностью является обеспечение высокой точности контроля остаточного титана, который негативно влияет на вязкие и пластические свойства стали.

Для упрощения технологий микролегирования стали бором сотрудниками ООО «Бел-Джорджия Компани» предложены комплексные сплавы на базе ферросилиция и силикомарганца. Составы сплавов приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Составы комплексных сплавов для микролегирования бором

Составы	Содержание элементов, мас. %							
	Si	Al	B	C	Mn	P	S	Fe
FeSiAlB	42–48	1,5–2,5	0,5– 1,2	0,02– 0,03	0,2–0,5	0,02– 0,4	0,01– 0,04	ост.
FeSiAlB	42–48	3–5	0,5– 1,2	0,02– 0,03	0,2–0,5	0,02– 0,04	0,01– 0,04	ост.

Они предназначены для раскисления, микролегирования и модифицирования трубных (бурильных, обсадных), насосокомпрессорных, арматурных, рельсовых, колесных и других сталей. По сравнению с отдельно взятыми раскислителями (FeSi, FeB, Al), указанные сплавы обеспечивают более высокую степень усвоения бора, повышение прокаливаемости и свариваемости, механических свойств и снижение брака при одновременном уменьшении себестоимости производства за счет поддержания концентрации легирующих элементов Mn, Cr, V, Mo и Ni на нижнем пределе допуска в результате частичной замены их бором. Дополнительно комплексные сплавы могут содержать кальций, барий, магний, титан и цирконий.

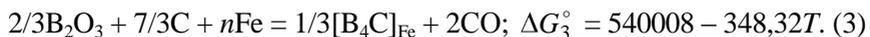
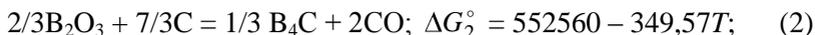
В качестве основных компонентов шихты для рудовосстановительной плавки использовали марганцевый агломерат, марганцевый концентрат, кварцит, коксик и датолитовый концентрат, содержащий: 15,0–15,8 % оксида бора; 35,7–26,4 % кремнезема; 34,5–35,6 % оксида кальция; 1,3–1,4 % оксида магния; 1,9–2,1 % оксида алюминия; 3,2–2,5 % оксида железа и 0,025–0,028 % фосфора.

Гранулометрический состав датолитового концентрата колеблется от +0,2 до –0,05 мм. При этом более 88 % приходится на фракцию 0,05 мм, что требует его обязательного брикетирования совместно с коксовой мелочью. В качестве связующего использовали водный раствор концентрата сульфитно-спиртовой барды (ССБ) в количестве 7,0 %.

Компоненты смешивали в смесителе периодического действия СМБ-800 с электрическим подогревом. Перемешанную шихту брикетировали при температуре 60–80 °С под давлением 160–180 кГс/см².

Сопротивление изготовленных брикетов раздавливанию после выдержки на воздухе в течение 24-х часов составляло 102–110 кг/брикет.

Восстановление оксида бора углеродом в температурных условиях производства силикомарганца возможно по следующим реакциям: ΔG_1°



Анализ изменений энергий Гиббса реакций (1)–(3) свидетельствует, что при наличии железа процесс восстановления оксида бора углеродом должен протекать с образованием карбида B_4C с последующим его растворением в железе и образованием раствора Fe-B-C.

При выплавке борсодержащих сплавов на базе силикомарганца необходимо учитывать и возможность протекания реакций восстановления оксида бора углеродом с образованием растворов Si-B; Mn-B-C, а также разрушения карбида бора кремнием и марганцем. На основании физико-химических свойств соединения MnB_2 в регулярном приближении вычислили энергию взаимодействия Q в системе Mn-B, составляющую 122,1 кДж/моль. Эта величина близка к энергии взаимодействия в системе Fe-B, составляющей 123,5 кДж/моль.

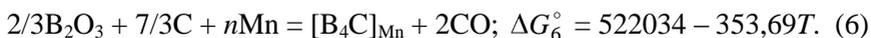
Изменение энергии Гиббса реакции восстановления оксида бора углеродом с учетом растворения бора в жидком кремнии рассчитана в работе [7]



Изменение энергии Гиббса реакции разрушения карбида бора B_4C определяли по формуле:



С учетом значений ΔG_5° , $Q_{\text{Mn-B}}$ и $Q_{\text{Mn-C}} = 129,7$ кДж/моль, при допущении аддитивности растворения компонентов карбида B_4C в марганце получаем изменение энергии Гиббса реакции



Анализ приведенных значений изменения энергии Гиббса рассмотренных реакций свидетельствует, что процесс восстановления оксида бора углеродом протекает при температуре 1500–1600 К с участием промежуточного продукта – карбида бора с последующим его разрушением металлическим марганцем или железом и образованием раствора Fe-Mn-B. При этом сравнительно с реакцией (3) несколько предпочтительнее протекание реакции (6). Однако, принимая во внимание близость величин энергий взаимодействия в системах Fe-B и Mn-B, указанное расхождение, по-видимому, связано с различием исходных термодинамических данных и приближенным характером настоящего расчета. Протекание реакции (1) восстановления оксида бора углеродом непосредственно до металлического бора, а также реакций (4) и (5) с участием металлического кремния и кремнезема при выплавке силикомарганца термодинамически маловероятно.

Для оценки влияния сплавов с бором на процесс раскисления и микролегирования стали использовали среднеуглеродистую сталь, выплавленную в индукционной печи.

Проведено 4 варианта раскисления и микролегирования, отличающихся друг от друга используемыми сплавами. Химические составы сплавов приведены в таблице 3.

Таблица 3 – Химические составы сплавов, использованных для выплавки среднеуглеродистой стали

Наименование сплавов	Состав, %					
	Si	Mn	B	Ti	Al	Fe и примеси
Силикомарганец (SiMn)	18	72	–	–	–	остальное
Силикомарганец-бор (SiMnB)	18	72	0,5	–	–	остальное
Силикомарганец-бор-алюминий (SiMnBAl)	18	72	0,5	–	1,5	остальное
Силикомарганец-бор-алюминий-титан (SiMnBAlTi)	18	72	0,5	2,5	1,5	остальное
Ферробор (FeB)	–	–	10	–	–	остальное
Ферротитан (FeTi)	–	–	–	30	–	остальное
Вторичный алюминий (Al)	–	–	–	–	95	остальное
Ферросилиций (FeSi)	45	–	–	–	–	остальное

Во всех вариантах соблюдался одинаковый расход присаживаемых элементов. Первый вариант – сравнительный, когда раскисление и микролегирование проводили с использованием стандартных ферросплавов (SiMn + FeB + FeTi + Al + FeSi). Во втором варианте использовали сплавы FeMnB + FeTi + Al + FeSi, в третьем варианте – SiMnBAl + FeTi + Al + FeSi и в четвертом – SiMnBAlTi + FeTi + Al + FeSi.

Выплавленная сталь во всех вариантах имела практически одинаковый химический состав: 0,29–0,32 % C; 0,21–0,23 % Si; 0,67–0,71 % Mn; 0,017–0,020 % Ti; 0,011–0,014 % Al; 0,0024–0,0025 % B. Слитки выплавленной стали прокаливали, подвергали нормализации от температуры 950 °С, а затем изготовленные из них образцы испытывали на прочность, ударную вязкость и при 900 °С на горячую пластичность. Величину прокаливаемости в нем определяли от закалочного торца образца. Усредненные результаты из трех измерений по каждому варианту представлены в таблице 4.

Таблица 4 – Механические свойства и прокаливаемость стали, обработанной по различным вариантам

Номер варианта обработки	Механические свойства				Прокаливаемость, мм
	Горячая пластичность		Предел прочности σ_B , МПа	Ударная вязкость, МДж/м ²	
	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %			
1	35	56	532	7,9	15,1
2	35	59	530	7,9	15,4
3	37	57	541	8,1	16,0
4	36	57	538	8,2	16,5

Анализ данных таблицы 4 показывает, что использование силикомарганца с бором, силикомарганца с бором и алюминием, силикомарганца с бором, алюминием и титаном (варианты 2–4), по сравнению с присадкой в сталь обычных ферросплавов (вариант 1), практически не влияет на прочность, пластичность и ударные свойства стали. Что касается их влияния на прокаливаемость, то четко прослеживается улучшение прокаливаемости с введением в силикомарганец бора, алюминия и титана, причем наилучшие результаты достигаются в варианте 4 (присадка силикомарганца с алюминием и титаном). Последнее свидетельствует о более эффективной «защите» бора титаном и алюминием при их совместном присутствии в составе комплексного сплава.

В условиях ОАО «Универсал-ЛиТ» были проведены опытные плавки стали 20ГНМФЛ (ГОСТ 977-88) с обработкой расплава комплексным сплавом ККАБ (45,6 % Si; 3,8 % Al, 2,0 % Ca, 2,8 % Mg, 1,5 % В; 0,03 % С; 0,025 % Р; остальное – железо) в количестве 2,5 кг/т. Такая присадка комплексного сплава обеспечила содержание бора в объеме металла в среднем 0,0016 %. Термообработка (закалка + отпуск) привела к резкому повышению прочности изделий, соответствующей категории прочности К75 при сохранении пластических свойств на уровне требований ГОСТа для такого класса прочности.

Положительное влияние бора на прочностные свойства стали дает возможность получить категорию прочности К65 на сталях марок 20Г1ФЛ, 20ФЛ и обеспечить значительную экономию ферросплавов за счет отказа от стали 20ГНМФЛ.

Список литературы

1. Леонтьев, Л. И. Фундаментальные исследования как основа создания новых материалов и технологий в области металлургии. Часть 1 / Л. И. Леонтьев, К. В. Григорович, М. В. Костина // Известия вузов. Черная металлургия. – 2016. – Т. 59, № 1. – С. 11–22.

2. Лякишев, Н. П. Борсодержащие стали и сплавы / Н. П. Лякишев, Ю. Л. Плинер, С. И. Лаппо. – М.: Металлургия, 1986. – 192 с.

3. Гольдштейн, Я. Е. Использование железуглеродистых сплавов / Я. Е. Гольдштейн, В. Г. Мизин. – М.: Металлургия, 1993. – 416 с.

4. Голубцов, В. А. Теория и практика введения добавок в сталь вне печи / В. А. Голубцов. – Челябинск, 2006. – 421 с.

5. Зиатдинов, М. Х. Развитие теоретических и технологических основ самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) при разработке промышленной технологии производства материалов для сталеплавильного и доменного производства: дис... канд. техн. наук: 05.16.02 / М. Х. Зиатдинов; Томский политехнический университет. – Томск, 2016. – 270 с.

6. Особенности микролегирования стали бором и новым материалом боридом ферротитана / И. Р. Манашев [и др.] // Сталь. – 2009. – № 10. – С. 34–38.

7. Чубинидзе, Т. А. Термодинамика восстановления бора в системе кремний-бор-кислород / Т. А. Чубинидзе, А. Л. Оклей, М. А. Журули // Стали и сплавы: сб. науч. статей. – Тбилиси: Мецниереба, 1984. – С. 9–22.

References

1. Leont'ev, L. Y. *Fundamental'nye issledovaniya kak osnova sozdaniya novyh materialov i tehnologij v oblasti metallurgii. Chast' 1.* [Fundamental research as the basis for the creation of new materials and technologies in the field of metallurgy. Part 1] / L. Y. Leont'ev,

K. V. Grigorovich, M. V. Kostina // *Izvestija vuzov. Chernaja metalurgija = Proceeding of universities. Ferrous metallurgy.* – 2016. – Vol. 59, No. 1. – P. 11–22.

2. Lyakishev, N. P. *Borsoderzhashie stali i splavy* [Boron steels and alloys] / N. P. Lyakishev, J. L. Pliner, C. I. Lappo. – Moscow: Metallurgiya Publ., 1986. – 192 p.

3. Goldshteyn, J. E. *Ispol'zovanie zhelezouglerodistykh splavov* [Use of iron-carbon alloys] / J. E. Goldshteyn, V. G. Mizin. – Moscow: Metallurgiya Publ., 1993. – 416 p.

4. Golybzov, V. A. *Teoriya i praktika vvedeniya dobavok v stal' vne pechi* [Theory and practice of introducing additives into steel outside the furnace] / V. A. Golybzov. – Chelyabinsk, 2006. – 421 p.

5. Ziatdinov, M. Kh. *Razvitie teoreticheskikh i tekhnologicheskikh osnov samorasprostranyayshegosya vysokotemperaturnogo sinteza (SVS) pri razrabotke promyshlennoj tekhnologii proizvodstva materialov dlya staleplavil'nogo i domennogo proizvodstva: diss... dokt. tekhn. nauk* [Development of theoretical and technological foundations of self-propagating high-temperature synthesis (SHS) in the development of industrial technology for the production of materials for steelmaking and blast furnace production : diss...dokt. tekhn. nauk: 05.16.02 / Tomsk Polytechnic University. – Tomsk, 2016. – 270 p.

6. Osobennosti mikrolegirovaniya stali i novum materialom boridom ferrotitana [Features of microalloying steel with boron and a new material with ferrotitanium boride] / J. R. Manashev [et al.]. *Stal' = Steel.* – 2009. – No. 10. – P. 34–38.

7. Chubinidze, T. A. *Termodinamika vosstanovleniya bora v sisteme kremniy-bor-uglerod* [Thermodynamic reduction of boron in the silicon-boron-oxygen system] / T. A. Chubinidze, A. L. Okley, M. A. Zhuruli. *Stali i splavy: sbornik nauchnykh statey = Steels and alloys: collection scientific articles.* – Tbilisi: Mezniereba Publ., 1984. – P. 9–22.

Поступила 16.10.2023
Received 16.10.2023

ОЦЕНКА ЗАТРАТ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ОБОГАЩЕНИЯ ЦИНКОМ ЭЛЕКТРОСТАЛЕПЛАВИЛЬНОЙ ПЫЛИ ПУТЕМ ИНЖЕКЦИИ В ЭЛЕКТРОДУГОВУЮ ПЕЧЬ

С. В. КОРНЕЕВ, канд. техн. наук, **Н. И. УРБАНОВИЧ**, канд. техн. наук
Белорусский национальный технический университет

В работе проведена оценка средних затрат на обогащение пыли однократной инжекцией пыли в электродуговую печь. Определено увеличение содержания оксида цинка в обогащенной пыли, а также затраты на транспортировку пыли с предварительным обогащением и без обогащения.

***Ключевые слова:** оксиды железа, соединения цинка, пылевидные отходы, восстановление, инжекция, электродуговая печь*

ASSESSMENT OF THE COSTS OF PRELIMINARY ENRICHMENT OF ELECTRIC STEEL MELTING DUST WITH ZINC BY INJECTION INTO AN ELECTRIC ARC FURNACE

S. V. KORNEEV, Ph. D. in Technical Sciences, **N. I. URBANOVICH**, Ph. D.
in Technical Sciences
Belarusian National Technical University

The work assessed the average cost of dust enrichment by a single injection of dust into an electric arc furnace. An increase in the content of zinc oxide in enriched dust was determined, as well as the costs of transporting dust with and without preliminary enrichment.

***Keywords:** iron oxides, zinc compounds, dust waste, reduction, injection, electric arc furnace*

Введение. При производстве стали в высокомоощных электродуговых печах, особенно переменного тока, неизбежно появление значительного количества пыли, которое уносится в систему пылегазоочистки. В работе [1] обобщены данные по среднему уровню пылеобразования при плавке стали на предприятиях США и Японии, которые показали, что средний уровень пылеобразования

находится в диапазоне от 15 до 17 кг пыли на тонну стали. Так как пыль систем газоочистки является мелкодисперсной и содержит в своем составе такие элементы как свинец, кадмий, хром, хлор и другие, то во всех странах пыль электродуговых печей классифицируют как опасные отходы. Это требует специального обращения с такими отходами, а, следовательно, и оплаты экологических платежей за хранение и захоронение отходов.

С другой стороны, пыль в больших количествах содержит железо, а также может являться источником цинка для цинковой промышленности, так как его содержание в пыли значительно. В подавляющем большинстве случаев производители электростали вынуждены передавать отходы пыли сторонним переработчикам, так как полный цикл переработки пыли с получением очищенного оксида цинка или металлического цинка требует оборудования на большие объемы переработки и соответственно больших финансовых инвестиций. Технологий переработки пыли, эффективно работающих в промышленных масштабах, крайне мало и в настоящее время для переработки пыли преимущественно используется процесс вельцевания. Существуют некоторые альтернативные способы использования электросталеплавильной пыли в различных отраслях, однако они не позволяют обеспечить потребности металлургических предприятий в переработке всех объемов пыли. Некоторое снижение количества пыли наблюдается для процессов с интегрированным шахтным и конвейерным подогревом металлошихты, однако подавляющее большинство технологических процессов выплавки стали имеет в своем составе высокоомощные электродуговые печи без предварительного подогрева шихты.

Таким образом, при необходимости транспортировки пыли сторонним переработчикам актуальной является оценка предварительного обогащения пыли цинком путем известной технологии инъекции пыли непосредственно в электродуговые печи с получением вторичной пыли с более высокой концентрацией цинка (соединений цинка). Следует отметить, что помимо увеличения концентрации цинка также увеличиваются концентрации галогенов и летучих металлов, что несколько затрудняет последующую очистку от них черногого оксида цинка.

Определение баланса материалов с учетом пылеинъекции. Концентрации Fe, Cl и Pb пропорциональны концентрациям Zn в

пыли, и считается, что почти все они переходят из металлошихты в пыль во время плавки из-за улечувивания. Те же процессы происходят при образовании вторичной пыли из первичной. Более сложным является вопрос о восстановлении железа при вдувании пыли в электродуговую печь. В работе Цубоне и соавторов [1] приведены результаты исследований по изменению количества и состава пыли, образующейся при использовании технологии инъекции пыли. Результаты анализа баланса массы до и после инъекции пыли для 5,5 кг/т стали показали, что 31,2 % инжестируемой пыли перешло во вторичную пыль, а 64,2 % перешло в шлак. Таким образом, в металл переходит только $100 - 95,4 = 4,6$ % пыли, т. е. восстановление железа и других элементов с переходом в металл крайне незначительно. При увеличении количества вдуваемой пыли следует ожидать, что данное соотношение существенно не изменится. В работе [1] это соотношение принимается для количества инжестируемой пыли равного 16,3 кг/т.

Масса пыли, которая образуется на ОАО «Белорусский металлургический завод» (ОАО БМЗ) составляет около 35 000 т в год или около 12 кг/т жидкой стали (при этом объем имеющейся на хранении пыли составляет 158 000 т).

Таким образом, для одного цикла обогащения всей вновь образующейся пыли необходимо подавать в печь на каждую плавку не менее 1200 кг пыли.

Количество вторичной пыли в кг/т включает первичную пыль и дополнительную пыль, получаемую в результате инъекции первичной

$$П_2 = П_1 + k_d П_{инж}, \quad (1)$$

где $П_1$ – количество первичной пыли, кг/т; k_d – коэффициент, учитывающий переход первичной пыли во вторичную пыль; $П_{инж}$ – количество инжестируемой в печь пыли, кг/т.

Если количество инжестируемой пыли равно первичной, то выражение (1) можно записать в виде

$$П_2 = П_1 + k_d П_1. \quad (2)$$

Количество пыли в результате такой переработки уменьшается и остаточное количество пыли после одного цикла инъекции всей первичной пыли определяется выражением

$$\Pi_{\text{ост}} = \Pi_1 + k_d \Pi_1 - \Pi_1 = k_d \Pi_1. \quad (3)$$

Как показано выше, для оценки коэффициент k_d можно принять по результатам работы [1] в среднем равным 0,312, однако в действительности на отдельных плавках он будет различным, так как различается как химический состав пыли, так и состав металлошихты, генерирующий поток первичной пыли.

Количество вторичной пыли составит:

$$\Pi_2 = 12 + 0,31 \cdot 12 = 15,72 \text{ кг/т.}$$

Количество шлака в результате переработки несколько увеличивается и определяется по выражению

$$\Pi_3 = \Pi_1 + k_s \Pi_1, \quad (4)$$

где k_s – коэффициент, учитывающий переход первичной пыли в шлак.

Диапазон изменения содержания цинка в пыли ОАО БМЗ составляет от 10 до 35 %, а оксида цинка соответственно – 12,4–43,6 %.

Концентрацию оксида цинка в пыли C_1 для дальнейших расчетов принимаем в среднем равной 28 %.

Количество цинка в первичной пыли $KЦ_1 = 0,28 \cdot 12 = 3,36 \text{ кг/т.}$

Количество цинка во вторичной пыли $KЦ_2 = 0,28 \cdot 12 + 0,28 \cdot 12 = 6,72 \text{ кг/т.}$

Концентрация оксида цинка во вторичной пыли $C_1 = KЦ_2 / \Pi_2 = 6,72 / 15,72 = 0,427$ или 42,7 %.

Таким образом, в среднем при однократном цикле инъекции концентрация оксида цинка в пыли увеличивается на 14,7 %.

Количество шлака при этом составит $\Pi_3 = 120 + 0,64 \cdot 12 = 127,7 \text{ кг/т}$ стали (где 120 кг/т принятое количество первичного шлака без пылеинъекции).

Оценка затрат предварительного обогащения цинком электросталеплавильной пыли путем инъекции в электродуговую

печь и без обогащения. К основным затратам при отсутствии переработки пыли и ее захоронении на полигонах относятся затраты на экологические платежи (налог) и транспортные расходы. Эти затраты с учетом уже хранящейся пыли для ОАО БМЗ в настоящее время превышают 100 руб./т пыли.

Рассмотрим затраты по вариантам без использования дополнительной переработки (обогащения) инжекцией и с использованием однократной инжекции пыли в электродуговую печь для ее предварительного обогащения.

В таблице 1 представлены принятые в дальнейших расчетах стоимостные характеристики материалов и энергии.

Таблица 1 – Стоимость материалов и энергии принятых при оценке затрат

Материалы и энергия	Ед. изм.	Стоимость, бел. руб.
Дизельное топливо	л	2,36
Уголь, подготовленный для инжекции	т	450
Электрическая энергия	кВт·ч	0,25439

В качестве варианта 1 принимаем транспортировку пыли на расстояние 600 км автомобильным транспортом в биг-бэгах массой 1 т. Суммарные затраты определяются только затратами на транспортировку пыли до переработчика

$$Z_{\text{сум1}} = Z_{\text{тр1}}, \quad (5)$$

где $Z_{\text{тр1}}$ – транспортные затраты.

В качестве варианта 2 принимаем те же условия транспортировки, но для пыли, прошедшей 1 цикл обогащения цинком инжекцией в электродуговую печь. Суммарные затраты определяются

$$Z_{\text{сум2}} = Z_{\text{а}} + Z_{\text{з}} + Z_{\text{м}} + Z_{\text{тр2}}, \quad (6)$$

где Z_a – затраты на амортизацию оборудования; Z_3 – затраты на дополнительную энергию при переработке; Z_m – затраты на дополнительные материалы при переработке; $Z_{тp2}$ – транспортные затраты.

Отличия в вариантах заключаются в уменьшении объема пыли, а, следовательно, транспортных расходов с одновременным увеличением затрат на обогащение пыли.

Транспортные затраты определим по выражению

$$Z_{тp} = k_1 \frac{Z_t}{D_t}, \quad (7)$$

где Z_t – затраты на топливо; D_t – доля затрат на топливо в транспортных расходах на перевозку грузов; k_1 – коэффициент, учитывающий дополнительные затраты на погрузку, разгрузку и другие работы.

Приведем все затраты к тонне исходной непереработанной пыли. Тогда затраты на топливо при расстоянии 600 км и среднем расходе топлива 35 л на 100 км составят $600 \cdot 35 / 100 = 210$ л дизельного топлива или в денежном выражении $210 \cdot 2,36 / 20 = 24,78$ руб./т (где 2,36 – стоимость литра дизельного топлива, 20 – грузоподъемность в т). Затраты на транспортирование пыли составят:

$$Z_{тp1} = 1,2 \frac{24,8}{0,3} = 99,2 \text{ руб./т.}$$

Как показано выше, количество вторичной пыли при однократном вдувании в печь составит около $1/3$ количества исходной пыли, тогда затраты по варианту 2 составят $99,2 / 3 = 33,1$ руб./т.

При транспортировке пыли железнодорожным транспортом затраты будут несколько ниже чем автомобильным.

Определим стоимость дополнительной переработки инъекцией пыли в электродуговую печь. На восстановление цинка вводится дополнительный углерод (восстановитель) в виде подготовленного мелкодисперсного каменного угля с содержанием углерода 75–92 % (для расчета выберем содержание C = 80 %).

Количество углерода на восстановление цинка из оксида составит $280 \cdot 12 / 81,38 = 41$ кг (где 280 – количество оксида цинка в кг на тонну пыли), а угля $41 / 0,8 = 51$ кг. Таким образом, требуемое

количество дополнительного угля на тонну перерабатываемой пыли при принятой концентрации оксида цинка в первичной пыли равной 28 % составит 51 кг/т.

Затраты на материалы составят: $Z_m = 0,45 \cdot 51 = 23$ руб./т (где 0,45 руб./кг цена 1 кг угля).

Масса восстановленного цинка: $m_{Zn} = m_{ZnO} M_{Zn} / M_{ZnO} = 280 \cdot 65,38 / 81,38 = 225$ кг.

Энергия, требуемая на восстановление, испарение и перегрев цинка из инжестируемой пыли

$$\mathcal{E}_{Zn} = m_{Zn} \Delta H_{Zn} = m_{Zn} (\Delta H_{Zn1} + \Delta H_{Zn2} + \Delta H_{Zn3}),$$

где ΔH_{Zn} – удельная энергия восстановленного и испаренного цинка, кВт·ч/кг; ΔH_{Zn1} – тепловой эффект реакции восстановления цинка, кВт·ч/кг; ΔH_{Zn2} – тепловой эффект испарения цинка, кВт·ч/кг; ΔH_{Zn3} – теплосодержание цинка, перегретого до 1500 °С, кВт·ч/кг.

Определение слагаемых ΔH_{Zn} приводится в работе [2]

$$\mathcal{E}_{Zn} = m_{Zn} \Delta H_{Zn} = 225(0,8192 + 0,4876 + 0,27) = 354,78 \text{ кВт·ч/т пыли.}$$

Теоретическая потребность в энергии на расплавление шлака образовавшегося из инжестируемой пыли определяется выражением

$$\mathcal{E}_{ш} = m_{ш} \Delta H_{ш}, \quad (8)$$

где $\Delta H_{ш}$ – теплосодержание шлака, образованного при плавке пылевидного материала при температуре 1600 °С [2].

Затраты энергии на плавление и перегрев шлака составят:

$$\mathcal{E}_{ш} = 642 \cdot 0,5273 = 338,5 \text{ кВт·ч/т пыли.}$$

Теоретическая энергия, необходимая на восстановление и испарение цинка из пыли и расплавление шлака, полученного из пыли, составит:

$$\mathcal{E}_T = \mathcal{E}_{Zn} + \mathcal{E}_{ш} = 354,78 + 338,5 = 693,28 \text{ кВт·ч/т.}$$

При переработке влажной пыли (после хранения) к полученному значению необходимо прибавлять энергию, требуемую на испарение влаги.

При КПД электродуговой печи на уровне 60 % технологический расход электроэнергии при инъекции пыли составит около $\mathcal{E}_{\text{тех}} = 693,28/0,6 = 1155,5$ кВт·ч/т пыли.

Тариф за потребленную электроэнергию без дифференцирования по времени суток для потребителей с присоединенной мощностью 750 кВА и выше составляет 0,25439 руб./(кВт·ч) (плата за установленную мощность в дополнительном энергопотреблении не учитывается), тогда

$$Z_3 = \mathcal{E}_{\text{тех}} T_3 = 1155,5 \cdot 0,25439 = 293,94 \text{ руб./т.}$$

Оценим капиталовложения в дополнительное оборудование для предварительного обогащения пыли цинком инъекцией пыли в электродуговую печь. Внедрение системы инъекции пыли требует дополнительных затрат для модернизации печей. Стоимость дополнительных элементов системы инъекции для оценок принимаем равной 1000000 долл. США.

Количество пыли, перерабатываемое в одной печи при годовой производительности печи, равной 900000 т в год, составит $900000 / 100 = 9000$ т или $1000000 / 9000 = 111,1$ долл. США/т перерабатываемой пыли.

Приняв срок амортизации оборудования 10 лет, получим амортизационные отчисления:

$$Z_a = 111,1 / 10 = 11,11 \text{ долл. США/т или } 36,6 \text{ руб./т.}$$

Суммарные затраты на транспортирование пыли на переработку с предварительным обогащением инъекцией в электродуговую печь составят:

$$Z_{\text{сум2}} = 36,6 + 293,4 + 23 + 33,1 = 386,1 \text{ руб./т.}$$

Дополнительные затраты на плавку непосредственно в печи составят $1,2 \cdot 353 = 423,6$ руб. (где 1,2 – количество пыли в тоннах на 1 плавку) или на 1 т стали при выпуске 100 т жидкой стали на плавку $423,6 / 100 = 4,24$ бел. руб./т (1,28 долл. США/т). При этом,

как было определено выше, содержание оксида цинка во вторичной пыли увеличится на 14,7 абс. %.

В расчете затрат приведены верхние оценки, в действительности затраты в денежном выражении будут несколько ниже с учетом того, что доля самого дорогого источника энергии, а именно электрической энергии в высокомошных электродуговых печах с системами интенсификации плавки составляет менее 70 %, а общий коэффициент полезного действия электродуговой печи может быть выше 60 %, принятых в расчетах. Однако определить точное распределение топливных и электрических источников для данного процесса в среднем затруднительно и требует отдельных уточнений. Также практически невозможно точно установить энергетические затраты, связанные с переработкой пыли на опытных плавках при их небольшом количестве, так как разброс значений в энергопотреблении на отдельных плавках превышает дополнительные затраты энергии при инжекции пыли. Оценить реальные затраты можно, имея значительный массив данных, а это возможно только после внедрения технологии пылеинжекции на действующую печь.

В работе [3] приведена информация о затратах на переработку пыли во время испытаний технологии инжекции пыли на предприятии Uddeholm Tooling AB. Затраты составили 0,4 долл. США на тонну стали при инжекции пыли в количестве 925 кг/плавку. Испытания включали 100 плавков с переработкой пыли. Среднее содержание цинка в первичной пыли составляло около 21 %, а увеличенное содержание цинка в полученной пыли составило 11 % [3].

Выводы. В результате выполненных расчетов получена оценка средних затрат на обогащение пыли однократной инжекцией пыли в электродуговую печь. Определено увеличение содержания оксида цинка в обогащенной пыли, а также затраты на транспортировку пыли с предварительным обогащением и без него. К преимуществам обогащения можно отнести повышение ценности пыли как вторичного ресурса и снижение затрат в месте окончательной переработки. К преимуществам также относится уменьшение затрат на транспортировку пыли для окончательной переработки, однако это актуально для транспортировки пыли на цинковые заводы, которые находятся на значительном расстоянии. В этом случае требуется не менее 3 циклов инжекции, что уже может оказывать некоторое незначительное негативное влияние на показатели выплавки стали,

например, снижение производительности печей. К недостаткам предварительного обогащения пыли инжекцией можно отнести потери практически всего железа как потенциального ресурса в шлак и невозможность его восстановления в условиях обычного технологического процесса выплавки стали. Также недостатком являются значительные затраты электрической энергии, которая является наиболее дорогим энергетическим ресурсом. В этой связи при переработке пыли вельцеванием на предприятии, находящимся на расстоянии не более 1000 км, экономически обоснована транспортировка пыли без ее предварительного обогащения в электродуговых печах.

Список литературы

1. Material Cost and Benefit Analysis for Dust Injection Technology in EAF Steelmaking Process and EAF Dust Treatment with CaO Addition / S. Koide [et al.] // *Advances in Materials Science and Engineering*. – 2023. – P. 1–12.

2. Корнеев, С. В. Энергетические параметры физико-химических процессов переработки пыли газоочисток сталеплавильных цехов / С. В. Корнеев, И. А. Трусова // *Металлургия: Республ. межвед. сб. науч. трудов*. – Минск: БНТУ, 2021. – Вып. 42. – С. 7–15.

3. Yang, Q. Studies on dust recycling in the electric arc furnace at Uddeholm Tooling AB / Q. Yang, B. Gustafsson // *Scandinavian Journal of Metallurgy*. – 2003. – Vol. 32. – P. 147–156.

References

1. Material Cost and Benefit Analysis for Dust Injection Technology in EAF Steelmaking Process and EAF Dust Treatment with CaO Addition / S. Koide [et al.] // *Advances in Materials Science and Engineering*. – 2023. – P. 1–12.

2. Korneev, S. V. Energeticheskie parametry fiziko-himicheskikh processov pererabotki pyli gazoochistok staleplavil'nyh cekhov [Energy parameters of physical and chemical processes for processing dust from gas purification of steelmaking shops] / S. V. Korneev, I. A. Trusova // *Metallurgiya: Respublikanskij mezhhvedomstvennyj sbornik nauchnyh*

trudov = Metallurgy: Republican interdepartmental collection of scientific papers. – Minsk: BNTU Publ., 2021. – Vol. 42. – P. 7–15

3. Yang, Q. Studies on dust recycling in the electric arc furnace at Uddeholm Tooling AB / Q. Yang, B. Gustafsson // *Scandinavian Journal of Metallurgy.* – 2003. – Vol. 32. – P. 147–156.

Поступила 16.11.2023

Received 16.11.2023

ТЕХНОЛОГИЯ ВЫПЛАВКИ ЖАРОПРОЧНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ В ДУГОВЫХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПЕЧАХ

П. Э. РАТНИКОВ, канд. техн. наук
Белорусский национальный технический университет

Предложены рекомендации по совершенствованию технологии выплавки жаропрочных сталей и сплавов в дуговых печах литейного класса. Данная технология позволяет уменьшать потери стали за счет более низкого содержания оксидов металлов в шлаке, а также за счет извлекаемости металлических частей из шлака.

Ключевые слова: выплавка жаропрочных сталей, высокоосновный шлак, углеродосодержащие восстановители.

TECHNOLOGY FOR MELTING HEAT-RESISTANT CHROMON-NICKEL STEEL IN ARC STEEL-MELTING FURNACES

P. E. RATNIKOV, Ph. D. in Technical Sciences
Belarusian National Technical University

Recommendations for improving the technology of smelting heat-resistant steels and alloys in casting-class arc furnaces are proposed. This technology makes it possible to reduce steel losses due to the lower content of metal oxides in the slag, as well as due to the recoverability of metal parts from the slag.

Keywords: smelting heat-resistant steels, highly basic slag, carbon-containing reducing agents.

При выплавке жаропрочных хромоникелевых сталей в дуговых печах основными проблемами, с которыми приходится сталкиваться, являются потери металла при окислении легирующих элементов и в виде корольков. Как известно, стоимости феррохрома и ферроникеля (или металлического никеля) весьма высоки и последнее время имеется тенденция их увеличения (стоимость тонны никеля

на Лондонской бирже в 2022 году уже превышала 100 000 долл. США), что делает задачу ресурсосбережения весьма актуальной.

Классическая технология выплавки заключается в следующем [1]. В завалку загружают металлическую шихту и часть ферросплавов (до 80 % массы), а оставшуюся часть (примерно 20 %) вводят в состав охлаждающей навески, присаживаемой в металл после окислительного обезуглероживания газообразным кислородом. Шлак удаляется после 5 мин интенсивного кипения и присадки углеродистого феррохрома в количестве 4–5 % от металлозавалки. При таком способе часть оксидов восстанавливается за счет углерода феррохрома, хорошо удаляется кремний, что облегчает формирование рафинировочного шлака.

После плавления, продувки металла кислородом и удаления окисленного шлака осуществляется наводка рафинирующего шлака путем присадки извести и плавикового шпата (1,6 и 0,4 % соответственно). Расплав предварительно раскисляют кусковым и молотым ферросилицием ФС45 (1,4 и 0,6 % соответственно), а окончательно – добавлением алюминия в количестве 0,4 %.

Недостатком такого способа являются высокие потери хрома и большая длительность плавки, что обуславливается высоким содержанием оксидов хрома в шлаке и необходимостью нагрева расплава до высоких температур для активизации углерода.

Предлагается использовать следующую технологию плавки хромоникелевых жаропрочных сталей аустенитного класса. В период плавления формировать высокоосновный шлак, содержащий 10–20 % оксидов железа и температуру расплава поддерживать на уровне 1500–1600 °С. Далее шлак обрабатывают углеродосодержащим восстановителем до содержания оксидов железа на уровне 0,5–7 % и удаляют его перед продувкой кислородом. Схема предложенной технологии приведена на рисунке 1.

При выплавке хромоникелевых сталей по предложенному способу высокий окислительный потенциал шлака в период плавления приводит к полному угару кремния. Одновременно окисляются хром, марганец, железо. Уменьшение окислительного потенциала шлака за счет присадок углеродосодержащих восстановителей позволяет восстанавливать оксиды хрома, марганца, железа без восстановления кремния. Нагрев расплава до температуры 1550–1600 °С обеспечивает высокую интенсивность восстановления за счет со-

здания благоприятных термодинамических условий протекания процесса. Слив шлака периода плавления позволяет сдвинуть равновесие реакции окисления хрома в сторону уменьшения, так как активность оксидов хрома будет близка к 1. Это приводит к снижению потерь хрома на окисление, а также сокращению длительности плавки за счет снижения температуры и времени загорания углерода при продувке кислородом. Еще одним преимуществом предлагаемой технологии является высокая основность скачиваемого шлака и низкое содержание в нем оксидов хрома, марганца и железа, что приводит к тому, что в процессе охлаждения шлак становится мелкодисперсным и из него легко отделять металлические составляющие путем просеивания.



Рисунок 1 – Предлагаемая технология выплавки жаропрочной хромоникелевой стали

При содержании оксидов железа в шлаке менее 10 % при температуре нагрева 1550 °С окислительный потенциал шлака недостаточен для полного окисления кремния, что приводит к увеличению

потерь хрома из-за снижения активности оксидов хрома в шлаке в процессе обезуглероживания и рафинирования. Если же оксидов железа в шлаке при данной температуре больше 20 %, то будет окисляться значительно больше хрома и повысится расход углеродосодержащих восстановителей и увеличится продолжительность плавки.

В случае нагрева расплава до температур ниже 1550 °С повышается вязкость шлака, что приводит к снижению скорости восстановления углеродом хрома из оксидов, а значительное количество углерода сгорает на поверхности шлака за счет окисления кислородом воздуха. При нагреве расплава до температур выше 1600 °С повышается расход электроэнергии.

Таким образом, данная технология позволяет уменьшать потери стали за счет более низкого содержания оксидов металлов в шлаке, а также за счет извлекаемости металлических частей из шлака.

Список литературы

1. Кудрин, А. В. Теория и технология производства стали : учебник для вузов / А. В. Кудрин. – М.: Мир, 2003. – 528 с.

References

1. Kudrin, A. V. *Teoriya i tekhnologiya proizvodstva stali : uchebnik dlya vuzov* [Theory and technology of steel production: Textbook for universities] / A. V. Kudrin. – Moscow: Mir Publ., 2003. – 528 p.

Поступила 20.11.2023

Received 20.11.2023

УДК 669.131.7

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ НОЖЕЙ ХАРВЕСТЕРНОЙ ГОЛОВКИ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНО ЧУГУНА

В. А. ШЕЙНЕРТ, А. Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук, **И. Л. КУЛИНИЧ**,
Белорусский национальный технический университет
А. И. ПОКРОВСКИЙ, канд. техн. наук, **А. Н. ГЛУШАКОВ**,
А. А. СИДОРЕНКО, К. А. СОТОВ
Физико-технический институт НАН Беларуси

В работе представлены результаты промышленных испытаний технологии получения чугуна с шаровидным графитом для отливок ответственного назначения. Применительно к литой детали «Нож харвестерной головки» производства ОАО «Амкодор» был подобран состав базового чугуна, содержащий молибден, никель, медь и олово и проведены опытные плавки чугуна в индукционной тигельной печи ИСТ-016 с последующим ковшевым сфероидизирующим модифицированием тяжелой медь-никель-магниевого лигатурой. Изготовлена опытная партия отливок, проведены исследования химического состава, микроструктуры и прочностных свойств полученного чугуна в литом состоянии. Установлено, что сфероидизирующее модифицирование чугуна медь-никель-магниевого лигатурой с использованием специального ковша с переходной крышкой за счет повышения степени усвоения магния позволяет получать в структуре шаровидный графит при минимальном расходе лигатуры. При этом устраняется пирроэффект, снижается объем пылегазовых выбросов и шлакообразование. За счет дополнительного легирования чугуна молибденом, медью и оловом в литом состоянии получена перлитная металлическая основа, что обеспечило механические свойства на уровне марки ВЧ70. Изготовлена опытная партия отливок, которая прошла термическую обработку по специальному режиму и передана заказчику для эксплуатационных испытаний.

Ключевые слова: высокопрочный чугун, плавка, ковшевое модифицирование, опытные отливки, термическая обработка, микроструктура, механические свойства.

DEVELOPMENT OF TECHNOLOGY FOR CASTING HARVESTER HEAD KNIVES FROM HIGH-STRENGTH CAST IRON

V. A. SHEINERT, A. G. SLUTSKY, Ph. D in Technical Science,
I. L. KULINICH,

Belarusian National Technical University

A. I. POKROVSKY, Ph. D in Technical Science, A. N. GLUSHAKOV,
A. A. SIDORENKO, K. A. SOTOV

Physicotechnical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus

The paper presents the results of industrial tests of the technology for producing cast iron with nodular graphite for critical castings. In relation to the cast part "Harvester Head Knife" produced by Amkodor OJSC, the composition of the base cast iron was selected, containing molybdenum, nickel, copper and tin, and experimental melting of the cast iron was carried out in an IST-016 induction crucible furnace, followed by ladle spheroidizing modification with a heavy copper-nickel-magnesium alloy. A pilot batch of castings was produced, and studies of the chemical composition, microstructure and strength properties of the resulting cast iron were carried out. It has been established that the spheroidizing modification of cast iron with a copper-nickel-magnesium master alloy using a special ladle with a transition lid, due to an increase in the degree of magnesium absorption, makes it possible to obtain spheroidal graphite in the structure with minimal alloy consumption. This eliminates the pyroeffect, reduces the volume of dust and gas emissions and slag formation. Due to additional alloying of cast iron with molybdenum, copper, and tin in the cast state, a pearlitic metal base was obtained, which provided mechanical properties at the level of the VC70 grade. A pilot batch of castings was produced, which underwent heat treatment according to a special regime and was handed over to the customer for operational testing.

Keywords: *high-strength cast iron, melting, ladle modification, experimental castings, heat treatment, microstructure, mechanical properties.*

Объемы производства отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (ЧШГ) расширяются. При этом актуальным является внедрение технологии получения более высоких марок ЧШГ для отливок ответственного назначения. Для этого рекомендуется использовать синтетические чугуны, плавку которых осуществляют на чистых стальных ломах, в том числе конверсионных

отходах машиностроения и карбюраторах, что гарантированно обеспечивает минимальную концентрацию серы и тем самым стабилизирует процесс сфероидизации графита.

Основным фактором, определяющим эффективность такой обработки чугуна, является состав применяемой магнийсодержащей лигатуры. Наиболее широко используются литые лигатуры на основе кремния, меди, никеля. При этом важным моментом является тип лигатуры, количество и способ ее ввода в жидкий чугун, что определяет необходимую металлическую основу сплава, форму распределения, размер и количество шаровидного графита, обеспечивая тем самым требуемую марку получаемого чугуна.

Самыми распространенными способами ковшевого модифицирования ЧШГ являются варианты «сэндвич-процесса», когда порция модификатора закладывается в ковш перед заливкой исходного чугуна. Для получения в отливках из ЧШГ микроструктур, таких как мартенситная или бейнитная, необходимо обеспечить специальный тепловой режим формы, а также проведение соответствующей термообработки.

Целью испытаний являлось получение опытной партии отливок из высокопрочного чугуна марки ВЧ70 в литом состоянии для последующей термической обработки на аустенито-бейнитную структуру. Чугуны с такой структурой широко распространены за рубежом. Сочетание бейнита и остаточного аустенита позволяет получать достаточно высокие показатели механических свойств, например, предела прочности при растяжении на уровне 1300 МПа и относительного удлинения до 10 %. В Беларуси ведутся лишь экспериментальные работы по их освоению [1; 2].

Ниже представлены результаты промышленных испытаний технологии получения чугуна с шаровидным графитом для отливок ответственного назначения. Ранее выполненные исследования [3; 4] показали реальную возможность получения высоких марок ЧШГ за счет сфероидизирующей обработки жидкого расплава тяжелыми магнийсодержащими лигатурами.

Опытная плавка чугуна проводилась в лаборатории высоких давлений и специальных сплавов Физико-технического института Национальной академии наук Беларуси на индукционной печи ИСТ-016 с кислой футеровкой. За основу был выбран состав высокопрочного чугуна взамен сталей 25ХНМ, 20ХН2М, содержащий

3,4–3,6 % углерода; 2,0–2,1 % кремния; не более 0,4 % марганца, 0,7–0,9 % молибдена 0,7–0,9 % никеля; 0,8–1,0 % меди; не более 0,1 % хрома, 0,15–0,25 % олова; не более 0,01 % серы, 0,04–0,06 % магния.

В качестве основной шихты использовали рафинированный перелый доменный чугун ПЛ1, содержащий 4,39 % углерода, 1,07 % кремния, 0,087 % марганца, 0,007 % серы, 0,029 % фосфора, сталь Ст1 (кп, пс, сп), содержащая 0,1 % углерода, 0,35 % марганца, 0,1 % кремния. Расчет вели на 3,6 % углерода, а в качестве легирующих присадок использовали лом меди, чистое олово, гранулированный никель, ферросплавы молибдена и кремния.

Вначале в печь загружали расчетное количество перелыого чугуна, стального лома и ферромолибдена, а после расплавления основной шихты и перегрева на зеркало вводились ферросилиций, часть меди и олово. Склонность чугуна к отбелу контролировалась по клиновой пробе, отлитой на стальную плиту. Выпуск чугуна из печи производился при достижении температуры перегрева 1480–1500 °С, которая измерялась термопарой ВР5/20.

Модифицирующая обработка расплава исходного чугуна производилась в специальном ковше емкостью 180 кг при соотношении высоты и диаметра 1,5 / 1, оборудованного переходной крышкой «Tandish cover-процесс», общий вид которого приведен на рисунке 1. Особенностью данного способа модифицирования является использование специальной крышки, устанавливаемой герметично на основной ковш, что позволило практически исключить выбросы жидкого чугуна в процессе его взаимодействия с магниевой лигатурой, а также гарантированно направлять струю жидкого металла в центральную часть ковша к сфероидизирующей лигатуре.

Для формирования шаровидного графита использовалась литая «тяжелая» лигатура, содержащая 13–15 % магния, 42–45 % меди и 42–45 % никеля, фракцией 3–8 мм, изготовленная в литейной лаборатории НИПИ БНТУ по методике, описанной в работах [5]. Расход лигатуры составил 1 % от массы жидкого чугуна.



a



б

Рисунок 1 – Специальный ковш (*a*) и переходная крышка (*б*) для сфероидизирующей обработки ЧШГ

С целью снижения степени переохлаждения ЧШГ и исключения появления цементитной фазы в структуре производилась вторичная графитизирующая обработка чугуна модификатором ФСБа-5 фракцией 0,5–2 мм в количестве 0,3 % от веса расплава. Модификаторы укладывались в нижний карман на дне ковша в следующей последовательности: магнийсодержащая лигатура, пригруз из стальной высечки массой 1 % от обрабатываемого металла, графитизирующий модификатор.

Наблюдения показали, что задержка начала реакции взаимодействия магнийсодержащей лигатуры с жидким чугуном составила 5 с, при этом процесс проходил бурно, но без дымовыделения и пиррозэффекта. После завершения процесса сфероидизации была произведена заливка форм и получены опытные отливки «Нож харвестерной головки» и образцы для исследований химического состава, микроструктуры и механических свойств (рисунок 2).



a



б

Рисунок 2 – Литейная форма (*a*) и опытная отливка «Нож харвестерной головки» (*б*) из высокопрочного чугуна

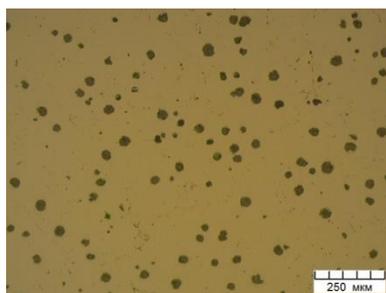
В таблице 1 представлены результаты химического анализа исходного чугуна (до модифицирования) и после сфероидизирующей обработки.

Таблица 1 – Результаты химического анализа исходного чугуна (до модифицирования) и после сфероидизирующей обработки

Наименование сплава	Химический состав, %									
	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cu	Mg ост.	Sn	Mo
Исходный чугун	3,65	1,83	0,36	0,011	0,025	0,48	1,32	0,011	0,20	0,58
Высокопрочный чугун	3,59	2,52	0,30	0,009	0,027	0,88	1,72	0,12	0,19	0,57

Установлено, что полученный чугун практически по всем элементам соответствует заданному составу, при этом остаточное содержание магния и серы составило 0,12 % и 0,009 % соответственно.

На рисунке 3 приведены результаты металлографических исследований литой структуры чугуна в опытных отливках.



×100
a



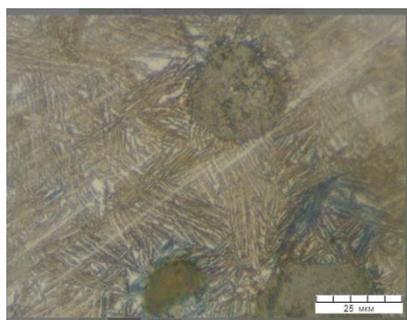
×200
б

Рисунок 3 – Микроструктура чугуна в опытной отливке (литое состояние):
a – без травления, ×100; *б* – с травлением, ×200

Исследованиями микроструктуры установлено, что металлическая основа полученного чугуна практически полностью состоит из

перлита, а графит имеет правильную шаровидную форму с диаметром включений 25–45 мкм. Распределение – преимущественно равномерное, количество включений графита составляет 6 % от площади шлифа. По механическим характеристикам на разрывную прочность сплав соответствует марке высокопрочного чугуна ВЧ70.

На втором этапе работы сотрудниками ФТИ НАН Беларуси была проведена термическая обработка опытных отливок по специальному режиму (нагрев и выдержка при 920–950 °С, изотермическая закалка в соляной ванне при 300–350 °С с различными выдержками длительностью от 1 до 4 ч) с целью дальнейшего повышения механических свойств. Исследования показали, что такая термическая обработка позволила получить микроструктуру высокопрочного чугуна в виде бейнита с незначительным количеством остаточного аустенита (рисунок 4).



×500 травлено

Рисунок 4 – Микроструктура чугуна в опытной отливке после изотермической закалки

Твердость полученных образцов составляла 37–41 HRC, а прочностные характеристики материала были следующими: предел прочности при растяжении 850–900 МПа, ударная вязкость 9,5–10,1 Дж/см.

Таким образом, в результате промышленных испытаний технологии получены отливки из чугуна с шаровидным графитом с пределом прочности в литом состоянии 700 МПа, а после изотермической закалки – 900 МПа. Отливки переданы ОАО «Амкодор» для

механической обработки деталей и проведения стендовых и эксплуатационных испытаний на лесозаготовительной технике.

Список литературы

1. **Покровский, А. И.** Использование высокопрочного бейнитного чугуна для изготовления зубчатых колес / А. И. Покровский, Л. Р. Дудецкая // *Литье и металлургия*. – 2015. – № 2 (79). – С. 126–134.
2. **Покровский, А. И.** Концепция создания экономно-легированных аусферритных (бейнитных) высокопрочных чугунов / А. И. Покровский // *Литье и металлургия*. – 2022. – № 4. – С. 29–37.
3. **Особенности** сфероидизирующего модифицирования высокопрочного чугуна лигатурами на основе меди / А. Г. Слуцкий [и др.] // *Литье и металлургия*. – 2016. – № 2. – С. 110–115.
4. **Технологические** особенности получения чугуна с шаровидным графитом с использованием быстроохлажденной медь-магниевого лигатуры / А. Г. Слуцкий [и др.] // *Литье и металлургия*. – 2020. – № 2. – С. 15–21.
5. **Особенности** получения чугуна с шаровидным графитом повышенной прочности / А. Г. Слуцкий [и др.] // *Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр.* – Минск: БНТУ, 2023. – Вып. 43. – С. 125–133.

References

1. **Pokrovsky, A. I.** *Ispol'zovanie vysokoprochnogo bejnitnogo chuguna dlya izgotovleniya zubchatyh koles* [Use of high-strength bainitic cast iron for the manufacture of gears] / A. I. Pokrovsky, L. R. Dudsckaya // *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*. – 2015. – No. 2. – P. 126–134.
2. **Pokrovsky, A. I.** *Koncepciya sozdaniya ekonomno-legirovannyh ausferritnyh (bejnitnyh) vysokoprochnyh chugunov* [The concept of creating economically alloyed ausferritic (bainitic) high-strength cast irons] / A. I. Pokrovsky // *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*. – 2022. – No. 4. – P. 29–37.
3. **Osobennosti sferoidiziruyushchego modifitsirovaniya vysokoprochnogo chuguna ligaturami na osnove medi** [Features of spheroid-

dizing modification of high-strength cast iron with copper-based alloys] / A. G. Slutsky [et al.] // *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*. – 2016. – No. 2. – P. 110–115.

4. *Tekhnologicheskie osobennosti polucheniya chuguna s sharovidnym grafitom s ispol'zovaniem bystroohlazhdennoj med'-magnievoj ligatury* [Technological features of producing cast iron with nodular graphite using quickly cooled copper-magnesium alloy] / A. G. Slutsky [et al.] // *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*. – 2020. – No. 2. – P. 15–21.

5. *Osobennosti polucheniya chuguna s sharovidnym grafitom povyshennoj prochnosti* [Features of producing cast iron with nodular graphite of increased strength] / A. G. Slutsky [et al.] // *Metallurgiya: Respublikanskij mezhyedomstvennyj sbornik nauchnyh trudov = Metallurgy: Republican interdepartmental collection of scientific papers*. – Minsk: BNTU Publ., 2023. – Vol. 43. – P. 125–133.

Поступила 18.10.2023
Received 18.10.2023

ВЛИЯНИЕ АРМИРУЮЩЕЙ ПРОПИТКИ НА ПРОЧНОСТЬ СЕТЧАТЫХ ФИЛЬТРОВ

Л. П. ДОЛГИЙ, канд. техн. наук, **А. М. МИХАЛЬЦОВ**, канд. техн. наук,
С. В. МАРЦЕВА, И. Г. РАКОВ

Белорусский национальный технический университет

В работе представлены результаты нанесения защитных покрытий неорганической природы на основу фильтра – сетчатые стеклоткани. Подобраны составы пропиток и способы нанесения их на поверхность основы. Разработана методика испытания фильтров с целью оценки их механической прочности после армирования по различным технологиям.

***Ключевые слова:** рафинирование, стеклосетка, связующие, этилсиликат, сиазит, прочность фильтров, методика испытаний.*

THE INFLUENCE OF REINFORCING IMPREGNATION ON THE STRENGTH OF MESH FILTERS

L. P. DOLGI, Ph. D in Technical Sciences, **A. M. MIKHALTSOV**,
Ph. D in Technical Sciences, **S. V. MARTSEVA, I. G. RAKOV**

Belarusian National Technical University

The article presents some results of protective coatings application witch based on inorganic nature on the mesh fiberglass filters. The compositions of the impregnations and methods of applying them to the surface of the base are selected. A methodology for testing filters has been developed in order to evaluate their mechanical strength after reinforcement using various technologies.

***Keywords:** refining, glass mesh, binders, ethyl silicate, sialite, filter strength, testing methodology.*

Получение качественного литья в значительной мере обеспечивается операциями подготовки расплавов металлов, включающими, в том числе, рафинирование. Рафинирование включает обработку расплавов флюсами, продувку инертными газами, заливку через специально подготовленные фильтры. Последние представлены объемными керамическими фильтрами, а также фильтрами на сетчатой основе [1].

Наиболее целесообразными с точки зрения производства и использования являются сетчатые фильтры, изготавливаемые из кремнеземного волокна. Применение таких фильтров на основе кремнеземистой сетки типа КС ограничено температурой 1450 °С [2]. Сетки, изготовленные из кремнеземного волокна, представляют собой мягкое эластичное полотно. Для придания им необходимых жесткости и прочности используются органические связующие, применяемые в литейном производстве при изготовлении стержней (лигносульфонат, пульвербакелит и др.). При контакте с расплавом они быстро разрушаются с образованием токсичной газовой фазы, а при изготовлении отливок из алюминиевых сплавов образуют зоны с контрастной окраской. Фильтры при этом теряют свою жесткость, что ухудшает процесс рафинирования расплава.

В работе [3] показана возможность использования более термостойкого неорганического связующего на основе кремнезоль с добавкой этилсиликата. Для определения оптимального содержания этилсиликата в кремнезоль необходимо определиться с критериями оценки прочностных свойств получаемых фильтров.

До настоящего времени такие критерии не определены. Считается, что подготовленный сетчатый фильтр должен иметь прочность и жесткость, достаточные для манипуляций с ним при постановке его в полость литейной формы в производственных условиях. Для отработки технологии изготовления фильтров такой критерий оценки не корректен, так как не позволяет однозначно оценить параметры технологического элемента литейной формы.

В связи с указанным предлагается производить оценку прочностных параметров фильтров по стреле прогиба пропитанной сетки, помещенной между двумя опорами, под действием заранее определенной нагрузки. Для реализации предложенного способа изготовлено специальное приспособление (рисунок 1), состоящее из двух опор, зафиксированных на общей платформе, на которые помещается исследуемый образец. Расстояние между опорами принято 80 мм. Для образования прогиба сетки, помещенной между опорами, применяли разновес массой 20 г, который устанавливался на сетку с использованием распределительной нагрузочной площадки, что необходимо для равномерного распределения нагрузки на всю ширину испытуемого образца. Ширина исследуемых образцов была

строго постоянной и обеспечивалась одинаковым количеством продольных нитей в анализируемых представителях.



Рисунок 1 – Установка для измерения прогиба

Величина прогиба измерялась с помощью штангенциркуля, зафиксированного на платформе. Вначале определяется исходное состояние сетки по положению распределительной нагрузочной площадки. После приложения нагрузки фиксируется установившееся положение сетки с грузом. Разность показаний в исходном состоянии и после приложения нагрузки дает стрелу прогиба сетки.

В рекомендациях по использованию «Сиалит-20» отмечается, что для получения максимальной прочности форм литья по выплавляемым моделям в приготавливаемую суспензию (сиалит + песок) целесообразно добавлять этилсиликат ЭТС-40. Определение необходимого и достаточного количества ЭТС в кремнезоль важно с точки зрения цены конечного продукта, так как ЭТС имеет более высокую стоимость, чем кремнезоль (в нашем случае – сиалит). По-

этому для достижения готовым фильтром необходимых жесткости и прочности отрабатывались варианты составов смеси «Сиалит-20» – этилсиликат ЭТС-40 с учетом их стоимости. При перемешивании сиалита с этилсиликатом образуется эмульсия, вязкость которой возрастает с увеличением содержания ЭТС-40 (рисунок 2).

Вязкость измеряли с использованием вискозиметра ВЗ-4 по ГОСТ 9070-75, который предназначен для быстрого определения условной вязкости по времени истечения.

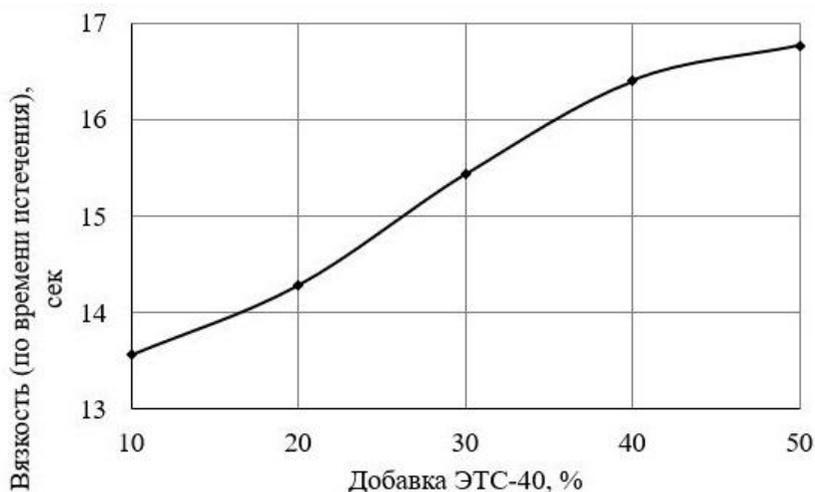


Рисунок 2 – Влияние содержания ЭТС-40 на вязкость эмульсии на основе «Сиалит-20»

Сетка КС хорошо смачивается в эмульсии с содержанием ЭТС-40 до 20 % масс. При более высоком содержании ЭТС-40 процесс смачивания сетки усложняется. Поэтому в следующих экспериментах содержание ЭТС-40 в сиалите варьировалось в пределах 5–17 масс. %.

Сетка типа КС, подготовленная по отработанной методике с замачиванием в соответствующем составе, проявлянием при температуре 25–30 °С в течение 1 ч и просушиванием при температуре 150 °С в течение 1 ч, испытывалась на величину прогиба по приведенной ранее методике. При однократной обработке по данной схеме

не получить стабильные результаты, связывающие концентрацию ЭТС-40 в сиалите с величиной прогиба сетки, не удалось (рисунок 3, кривая 1).

Результаты измерений были нестабильны, в некоторых случаях сетка не приобретала необходимой жесткости. В связи с изложенным было решено подвергнуть сетки повторной операции нанесения покрытия по отработанной методике. Можно видеть (рисунок 3, кривая 2), что результаты измерений стали стабильней. При этом наименьшая стрела прогиба соответствует содержанию ЭТС-40 в «Сиалит-20» равным 14 %. Дальнейшее увеличение содержания этилсиликата в сиалите до 17 % не приводит к увеличению жесткости и прочности сетки, характеризуемой величиной стрелы прогиба.

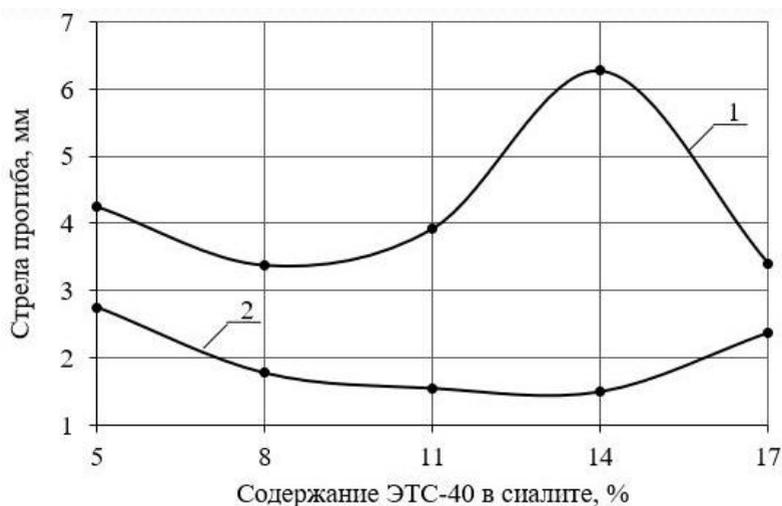


Рисунок 3 – Влияние содержания этилсиликата ЭТС-40 в сиалите на стрелу прогиба сетчатых фильтров:

1 – однократная обработка; 2 – двукратная обработка

Таким образом, полученное значение 14 % ЭТС-40 в сиалите следует считать оптимальным с точки зрения прочности и жесткости приготавливаемых сетчатых фильтров на основе сетки типа КС.

Список литературы

- 1. Производство** отливок из сплавов цветных металлов: учебник для вузов. / А. В. Курдюмов [и др.]. – М.: МИСИС. – 1996. – 504 с.
- 2. Стеклоткани** – Полоцк-Стекловолокно [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.polotsk-psv.by/production/catalog/silica/>. – Дата доступа: 21.10.2023.
- 3. Разработка** технологических процессов нанесения защитных покрытий на фильтрующие элементы из термостойких сетчатых материалов / Л. П. Долгий [и др.] // Инновации в природо-обустройстве и защите в чрезвычайных ситуациях: материалы IX Междунар. науч.-практ. конф. – Саратов: ФГБОУ ВО Саратовский ГАУ. – 2022. – С. 475–480.

References

- 1. *Proizvodstvo otlivok iz splavov cvetnyh metallov: uchebnik dlja vuzov*** [Production of castings from non-ferrous alloys: a textbook for universities] / A. V. Kurdjumov [et al.]. – Moscow: MISIS Publ., – 1996. – 504 p.
- 2. <http://www.polotsk-psv.by/production/catalog/silica/>.**
- 3. *Razrabotka tehnologicheskikh processov nanesenija zashhitnyh pokrytij na fil'trujushhie jelementy iz termostojkikh setchatyh materialov*** [Development of technological processes for applying protective coatings to filter elements made of heat-resistant mesh materials] / L. P. Dolgij [et al.] // *Materialy IX Mezhdunar. nauch.–prakt. konf. "Innovacii v prirodno-obustrojstve i zashhite v chrezvychajnyh situacijah"* [Innovations in environmental management and protection in emergency situations]. – Saratov: FGBOU VO Saratovskij GAU Publ., 2022. – P. 475–480.

Поступила 30.10.2023

Received 30.10.2023

УДК 669.255; 621.78; 617-7:67.02

**ОСОБЕННОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ КОБАЛЬТОВЫХ
СПЛАВОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ
МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

П. Е. ЛУЩИК, канд. техн. наук, **Д. И. КУРАЧ**,
Л. П. ДОЛГИЙ, канд. техн. наук
Белорусский национальный технический университет
И. В. РАФАЛЬСКИЙ, канд. техн. наук
РИУП «НТП БНТУ «Политехник»

В статье рассмотрены способы изготовления и термообработки сплавов на основе кобальта для получения изделий медицинского назначения. Обсуждаются возможности применения литейных технологий (специальных методов литья), методов обработки давлением, аддитивных технологий для получения заготовок эндопротезов. Рассмотрены особенности влияния термической обработки кобальтовых сплавов в диапазоне температур 850–1230 °С, в зависимости от способа изготовления заготовки, на структуру и физико-механические свойства изделий.

Ключевые слова: изделия медицинского назначения, Co-Cr-Mo сплавы, литье, обработка давлением, SLM-технология, термообработка.

**FEATURES OF THE USE OF COBALT ALLOYS
FOR BIOMEDICAL APPLICATIONS**

P. E. LUSHCHIK, Ph. D. in Technical Sciences, **D. I. KURACH**,
L. P. DOLGIY, Ph. D. in Technical Sciences
Belarusian National Technical University
I. V. RAFALSKI, Ph. D. in Technical Sciences
Science and Technology Park of BNTU "Polytechnic"

The article presents methods for the manufacture and heat treatment of cobalt-based alloys for biomedical applications. The possibilities of using foundry technologies (special casting methods), pressure processing methods, and additive technologies to produce endoprosthesis blanks are discussed. The features

of the influence of heat treatment of cobalt alloys in the temperature range of 850–1230 °C, depending on the method of manufacturing the workpiece, on the structure and physical-mechanical properties of products are considered.

Keywords: *biomedical applications, Co-Cr-Mo alloys, casting, pressure treatment, SLM technology, heat treatment.*

Биомедицинские сплавы системы Co-Cr-Mo широко используются в качестве ортопедических имплантатов в коленных суставах и искусственных тазобедренных суставах благодаря высокой биосовместимости, хорошим механическим свойствам, высокой износостойкости и усталостной прочности [1–3]. Сплавы данного типа обычно содержат два вида кристаллических структур: γ -ГЦК фазу (стабильную при высоких температурах, обычно превышающих 900 °C) и ϵ -ГПУ фазу (стабильную при комнатной температуре), с различным соотношением указанных фаз. Размеры зерен существенно влияют на физико-механические свойства этих сплавов [4].

Ортопедические имплантаты из сплавов Co-Cr-Mo, выполняющие функцию костей взамен вышедших из строя твердых тканей, как правило, работают при циклических нагрузках в условиях живого организма. Надежность таких имплантатов после установки во многом определяется их прочностью и вязкостью разрушения. Усталостное разрушение является одной из основных проблем, приводящих к расшатыванию и окончательному разрушению имплантатов [5; 6]. Искусственные суставы из сплавов Co-Cr-Mo в настоящее время все чаще используются у более молодых и активных пациентов, для которых устанавливается значительно больший срок службы эндопротезов в более жестких условиях эксплуатации. Поэтому оценка и улучшение физико-механических свойств сплавов становятся все более актуальными для их надежного использования в качестве долговременных имплантатов. В настоящее время множество исследований было направлено на оптимизацию механических свойств сплавов системы Co-Cr-Mo, предназначенных для изготовления эндопротезов в целом или их металлических частей, путем изменения составов сплавов, технологии изготовления изделий и финишной обработки полученных эндопротезов, включая, прежде всего, их термообработку [7].

Существует несколько способов изготовления эндопротезов из сплавов системы Co-Cr-Mo, применяемых наиболее часто. К ним относятся: изготовление эндопротезов литьем (задействованы, как правило, специальные виды литья), получение изделий методами обработки давлением, применение процессов аддитивного производства (SLM-технологии, или селективная лазерная наплавка), а также их комбинации (например, литье с последующей деформацией и термообработкой). Каждый из методов используется в равной степени, при этом исследования, направленные на улучшение технологий, активно ведутся разными исследователями.

Следует отметить, что изготовление эндопротезов из сплавов на основе Co-Cr методом литья (в классическом его виде) считается не самым лучшим вариантом изготовления эндопротезов. Это обусловлено тем, что при затвердевании литых заготовок могут образоваться крупнокристаллические дендритные зерна, наличие которых снижает предел текучести сплава и способствует возникновению дефектов (таких как включения и микропоры), которые повышают внутренние напряжения [8]. Одним из вариантов решения этой проблемы является применение специальных видов литья с использованием вакуумно-индукционной плавки кобальтовых сплавов (рисунок 1) с последующей термообработкой полученных литых заготовок. В последние несколько десятилетий литейный сплав Co-Cr-Mo F75 широко используется в ортопедических имплантатах [8; 9].

В целом, для изготовления эндопротезов применяются сплавы на основе Co-Cr-Mo, которые могут содержать компоненты в следующем диапазоне, мас. %: Co – 53–69; Cr – 25–32; Mo – 2–11; C – 0,007–0,35; Si – 0,15–1,25; Mn – 0,15–1; N – 0,025–0,25; Fe – 0,025–1; W – 0,2–0,4; Ni – 0,1–2,5; Ti – 0,1–6; Al и В до 0,1; P и S до 0,15 и 0,01 соответственно [1–11].

Работы [10; 11] направлены на исследование влияния отжига и горячейковки на микроструктуру и механические свойства сплава Co-Cr-Mo с целью получения исходных данных для разработки нового процесса обработки давлением. Сплав Co-Cr-Mo был получен методом вакуумно-индукционной плавки. Слиток сплава Co-Cr-Mo сначала гомогенизировали при температуре 1250 °С в течение 5 ч. Часть гомогенизированного слитка подвергали выдержке при температуре 1200 °С в течение 1 ч с последующей горячейковкой в

виде стержневых образцов диаметром 30 мм. Стержневые образцы повторно нагревались при 1200 °С в течение 1 ч и подвергались горячей ковке в виде стержней диаметром 20 мм. Затем образцы отжигали при 1200 °С в течение 1 ч и охлаждали на воздухе. Другая часть гомогенизированного сплава после выдержки при 1200 °С в течение 1 ч была подвергнута горячей ковке в стержневые образцы диаметром 42 мм. Часть из них выдерживалась при температуре 1100 °С в течение 1 ч, после чего подвергалась горячей ковке до уменьшения площади соответственно на 40, 42, 47, 49 и 57 %.



Рисунок 1 – Печь для вакуумно-индукционной плавки

Для исследования влияния температуры нагрева на микроструктуру один из образцов стержней выдерживался при температуре 1000 °С в течение 1 ч и подвергался горячей ковке до уменьшения площади на 50 % при начальной температуре 1000 °С. Таким обра-

зом, были получены отожженные и горячекованные образцы сплава Co-Cr-Mo для проведения микроструктурных исследований и механических испытаний. Было выявлено, что на границе зерен отожженного Co-Cr-Mo сплава наблюдалось большое количество преципитатов, что объяснялось относительно высоким содержанием углерода. Кроме того, оптическая микроструктура горячекованного сплава Co-Cr-Mo имела более тонкую структуру, чем у отожженного сплава [10].

Литье, как метод изготовления эндопротезов из сплавов на основе системы Co-Cr-Mo, в коммерческих масштабах используется достаточно широко [12]. Одним из примеров является изготовление заготовок эндопротезов тазобедренных суставов методом вакуумно-индукционной плавки [13]. Отмечается, что литье требует более быстрого времени обработки, чем, например, изготовление биоимплантов с использованием методов обработки давлением. Результаты проведенных исследований показали, что и кованные, и литые эндопротезы из сплавов на основе кобальта обладают высокой коррозионной стойкостью и абразивной износостойкостью, что положительно сказывается на свойствах полученных коленных и тазобедренных суставов [14].

Работы [15; 16] направлены на исследование влияния термической обработки заготовки из сплава LPBF Co28Cr6Mo (полученной методом селективного плавления металлических порошков) на структуру и физико-механические свойства. Было установлено, что выдержка заготовки при 850 °C в течение 180 мин с последующим старением является наиболее оптимальным методом термообработки. В условиях испытаний, приближенных к эксплуатационным, сплав LPBF после термообработки показал износостойкость, более высокую, чем у обычного деформируемого сплава. Оптимизированная термообработка старением значительно модифицировала микроструктуру сплава LPBF, повысив его твердость и, в целом, положительно повлияла на его износостойкость.

Следует отметить, что литой сплав на основе Co-Cr-Mo, как правило, подвергается высокотемпературной обработке при 1200–1230 °C с закалкой в специальных растворах [16] или закалке в воде с последующим изотермическим старением при 850 °C [17].

В результате после проведения такой обработки твердость сплава составляет 512 ± 580 HV.

Исходя из вышесказанного, несмотря на активное внедрение технологий аддитивного производства, технология литья остается актуальным и востребованным направлением не только как один из основных методов изготовления машиностроительных деталей, но и изделий медицинского назначения. Правильно назначенные технологические маршруты получения, с использованием вакуумно-индукционной плавки, и термической обработки обеспечивают получение эндопротезов из сплавов на основе системы Co-Cr-Mo с требуемыми физико-механическими и эксплуатационными свойствами изделий.

Список литературы

- 1. Atkinson, J. R.** Materials for internal prostheses: the present position and possible future developments / J. R. Atkinson, J. M. Dowling, R. Z. Cicek // *Biomaterials*. – 1980. – Vol. 1, Iss. 2. – P. 89–99.
- 2. Devine, T. M.** Wrought cobalt-chromium surgical implant alloys / T. M. Devine, F. J. Kummer, J. Wulff // *Journal of Materials Science*. – 1972. – Vol. 7. – P. 126–128.
- 3. Niinomi, M.** Recent metallic materials for biomedical applications / M. Niinomi, // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2002. – Vol. 33. – P. 477–486.
- 4. Mani, A.** Deformation induced FCC to HCP transformation in a Co–27Cr–5Mo– 0.05C alloy / A. Mani, A. Salinas-Rodriguez, H. F. Lopez // *Materials Science and Engineering A*. – 2011. – Vol. 528, Iss. 7. – P. 3037–3043.
- 5. Niinomi, N.** Fatigue characteristics of metallic biomaterials / N. Niinomi // *International Journal of Fatigue*. – 2007. – Vol. 29. – P. 992–1000.
- 6. Teoh, S. H.** Fatigue of biomaterials: a review / S. H. Teoh // *International Journal of Fatigue*. – 2000. – Vol. 22. – P. 825–837.
- 7. Fatigue** improvement of electron beam meltingfabricated biomedical Co-Cr-Mo alloy by accessible heat treatment / D. Wei [et al.] // *Materials Research Letters*. – 2018. – Vol. 6, No 1. – P. 93–99.

8. Effect of molybdenum content on structural, mechanical, and tribological properties of hot isostatically pressed b-type titanium alloys for orthopedic applications / M. Fellah [et al.] // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2019. – Vol. 28, Iss. 10. – P. 5988–5999.

9. Nalbant, M. The effect of cutting speed v_c and cutting tool geometry on machinability properties of nickel-base Inconel 718 super alloys / M. Nalbant, A. Altin, H. Gokkaya // *Materials & Design*. – 2007. – Vol. 28, Iss. 4. – P. 1334–1338.

10. Okazaki, Y. Effects of Heat Treatment and Hot Forging on Microstructure and Mechanical Properties of Co-Cr-Mo Alloy for Surgical Implants / Y. Okazaki // *Materials Transactions*. – 2008. – Vol. 49, No 4. – P. 817–823.

11. Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Ni- and C-Free Co-Cr-Mo Alloys for Medical Applications / S.-H Lee [et al.] // *Materials Transactions*. – 2005. – Vol. 46, No 8. – P. 1790–1793.

12. Biomechanics of hip and knee prostheses / J. Alvarado [et al.] // *Appl Eng Mech Med*. – 2003. – P. 6–22.

13. Effects of carbon addition on wear mechanisms of CoCrMo metal-on-metal hip joint bearings / Y. Chen [et al.] // *Materials Science and Engineering C*. – 2017. – Vol. 76. – P. 997–1004.

14. Balagna, C. Tantalum-based multilayer coating on cobalt alloys in total hip and knee replacement / C. Balagna, M. Faga, S. Spriano // *Materials Science and Engineering C*. – 2012. – Vol. 32, Iss. 4. – P. 887–895.

15. Different Response of Cast and 3D-Printed Co-Cr-Mo Alloy to Heat Treatment: A Thorough Microstructure Characterization / M. Roudnicka [et al.] // *Metals*. – 2021. – Vol. 11, Iss. 5. – P. 687.

16. Tonelli, L. A novel heat treatment of the additively manufactured Co28Cr6Mo biomedical alloy and its effects on hardness, microstructure and sliding wear behavior / L. Tonelli, M. M. Z. Ahmed, L. Ceschini // *Progress in Additive Manufacturing*. – 2023. – Vol. 8. – P. 313–329.

17. Additive manufacturing of Co-Cr-Mo alloy: influence of heat treatment on microstructure, tribological, and electrochemical properties / K. M. Mantrala [at al.] // *Frontiers in Mechanical Engineering*. – 2015. – Vol. 1. – P. 7.

References

- 1. Atkinson, J. R.** Materials for internal prostheses: the present position and possible future developments / J. R. Atkinson, J. M. Dowling, R. Z. Cicek // *Biomaterials*. – 1980. – Vol. 1, Iss. 2. – P. 89–99.
- 2. Devine, T. M.** Wrought cobalt-chromium surgical implant alloys / T. M. Devine, F. J. Kummer, J. Wulff // *Journal of Materials Science*. – 1972. – Vol. 7. – P. 126–128.
- 3. Niinomi, M.** Recent metallic materials for biomedical applications / M. Niinomi, // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2002. – Vol. 33. – P. 477–486.
- 4. Mani, A.** Deformation induced FCC to HCP transformation in a Co–27Cr–5Mo– 0.05C alloy / A. Mani, A. Salinas-Rodriguez, H. F. Lopez // *Materials Science and Engineering A*. – 2011. – Vol. 528, Iss. 7. – P. 3037–3043.
- 5. Niinomi, N.** Fatigue characteristics of metallic biomaterials / N. Niinomi // *International Journal of Fatigue*. – 2007. – Vol. 29. – P. 992–1000.
- 6. Teoh, S. H.** Fatigue of biomaterials: a review / S. H. Teoh // *International Journal of Fatigue*. – 2000. – Vol. 22. – P. 825–837.
- 7. Fatigue** improvement of electron beam melting fabricated biomedical Co-Cr-Mo alloy by accessible heat treatment / D. Wei [et al.] // *Materials Research Letters*. – 2018. – Vol. 6, No 1. – P. 93–99.
- 8. Effect of** molybdenum content on structural, mechanical, and tribological properties of hot isostatically pressed b-type titanium alloys for orthopedic applications / M. Fellah [et al.] // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2019. – Vol. 28, Iss. 10. – P. 5988–5999.
- 9. Nalbant, M.** The effect of cutting speed v_c and cutting tool geometry on machinability properties of nickel-base Inconel 718 super alloys / M. Nalbant, A. Altin, H. Gokkaya // *Materials & Design*. – 2007. – Vol. 28, Iss. 4. – P. 1334–1338.
- 10. Okazaki, Y.** Effects of Heat Treatment and Hot Forging on Microstructure and Mechanical Properties of Co-Cr-Mo Alloy for Surgical Implants / Y. Okazaki // *Materials Transactions*. – 2008. – Vol. 49, No 4. – P. 817–823.
- 11. Effect** of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Ni- and C-Free Co-Cr-Mo Alloys for Medical Applications /

S.-H Lee [et al.] // Materials Transactions. – 2005. – Vol. 46, No 8. – P. 1790–1793.

12. Biomechanics of hip and knee prostheses / J. Alvarado [et al.] // Appl Eng Mech Med. – 2003. – P. 6–22.

13. Effects of carbon addition on wear mechanisms of CoCrMo metal-on-metal hip joint bearings / Y. Chen [et al.] // Materials Science and Engineering C. – 2017. – Vol. 76. – P. 997–1004.

14. Balagna, C. Tantalum-based multilayer coating on cobalt alloys in total hip and knee replacement / C. Balagna, M. Faga, S. Spriano // Materials Science and Engineering C. – 2012. – Vol. 32, Iss. 4. – P. 887–895.

15. Different Response of Cast and 3D-Printed Co-Cr-Mo Alloy to Heat Treatment: A Thorough Microstructure Characterization / M. Roudnicka [et al.] // Metals. – 2021. – Vol. 11, Iss. 5. – P. 687.

16. Tonelli, L. A novel heat treatment of the additively manufactured Co28Cr6Mo biomedical alloy and its effects on hardness, microstructure and sliding wear behavior / L. Tonelli, M. M. Z. Ahmed, L. Ceschini // Progress in Additive Manufacturing. – 2023. – Vol. 8. – P. 313–329.

17. Additive manufacturing of Co-Cr-Mo alloy: influence of heat treatment on microstructure, tribological, and electrochemical properties / K. M. Mantrala [at al.] // Frontiers in Mechanical Engineering. – 2015. – Vol. 1. – P. 7.

Поступила 18.10.2023

Received 18.10.2023

УДК 669.2.017:620.18; 669.2.017:620.17;
669.2-419:620.18; 669.2-419:620.17

АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКЕ ЛИСТОВОЙ СТАЛИ

П. Е. ЛУЩИК, канд. техн. наук, **О. Г. ДЕВОЙНО**, д-р техн. наук,
И. В. РАФАЛЬСКИЙ, канд. техн. наук
РИУП «НТП БНТУ «Политехник»

В статье представлены результаты моделирования напряженно-деформированного состояния листовой стали 65Г при лазерной поверхностной обработке. Приводятся сравнительные оценки возникающих напряжений и остаточных деформаций после лазерной поверхностной закалки с использованием конечно-элементных моделей пластин и экспериментальных образцов из листовой стали.

Ключевые слова: лазерная обработка, напряженное состояние, деформации, листовая сталь.

ANALYSIS OF STRESS-STRAIN STATE DURING LASER SURFACE HARDENING OF SHEET STEEL

P. E. LUSHCHIK, Ph. D. in Technical Sciences, **O. G. DEVOINO**, Dr of Engineering Sciences, **I. V. RAFALSKI**, Ph. D. in Technical Sciences
Science and Technology Park of BNTU "Polytechnic"

The article presents the results of modeling the stress-strain state of sheet steel 65G during laser surface treatment. Comparative estimates of emerging stresses and residual deformations after laser surface hardening using finite-element models of plates and experimental samples from sheet steel are given.

Keywords: laser processing, stress state, deformation, sheet steel.

Лазерная поверхностная закалка является перспективным методом высокоскоростной термической обработки поверхностного слоя без объемного разогрева деталей, получившая широкое применение для поверхностного упрочнения и получения изделий с заданным градиентом состава, структуры и свойств [1–3].

Актуальной проблемой лазерной обработки изделий из листовой стали является выбор технологических параметров и маршрутов обработки, обеспечивающих отсутствие остаточных деформаций либо соответствие их значений требуемым расчетным величинам.

Целью настоящей работы является моделирование напряженно-деформированного состояния листовой стали 65Г при лазерной поверхностной обработке и проведение сравнительного анализа полученных результатов с экспериментальными данными.

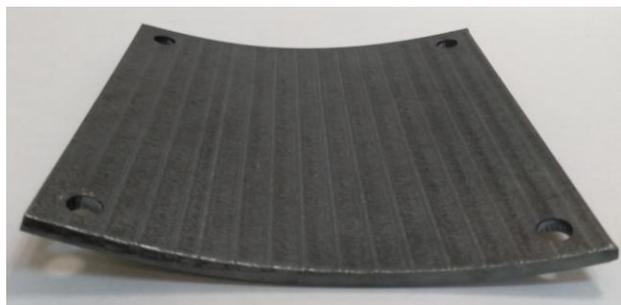
Оценку возникающих напряжений и остаточных деформаций после лазерной поверхностной закалки выполняли с использованием конечно-элементных моделей образцов листовой стали с размерно-геометрическими параметрами пластин, соответствующими экспериментальным образцам.

Параметры деформированного состояния экспериментальных образцов листовой стали марки 65Г после поверхностной лазерной обработки с использованием оптоволоконного лазера номинальной мощностью 1 кВт и длиной волны 1,06 мкм представлены в таблице 1.

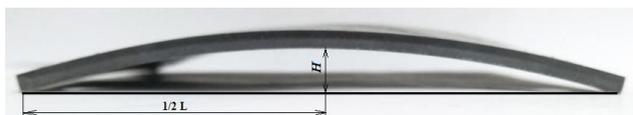
Таблица 1 – Параметры деформированного состояния экспериментальных образцов листовой стали марки 65Г после поверхностной лазерной обработки с использованием оптоволоконного лазера номинальной мощностью 1 кВт и длиной волны 1,06 мкм

Номер образца	Среднее значение толщины листа, мм	Длина стороны образца L , мм	Максимальное значение прогиба H , мм	Отношение прогиба к длине листа H/L , о. е.
1	2,86	92	7,1	0,077
2	2,90	98	6,7	0,068

Схема измерений деформаций представлена на рисунке 1, измеренные величины определялись как средние значения (по результатам трех измерений) с использованием механического штангенциркуля с ценой деления нониуса 0,1 мм.



a



б

Рисунок 1 – Образец листовой стали марки 65Г толщиной 2,8–2,9 мм (*a*) и профиль контролируемых параметров деформированного состояния после поверхностной лазерной обработки с использованием оптоволоконного лазера мощностью 1 кВт и длиной волны 1,06 мкм (*б*)

Результаты моделирования напряженно-деформированного состояния листовой стали после лазерной поверхностной обработки при последовательной схеме лазерного сканирования показали, что характер остаточных деформаций расчетные модели предсказывали верно. Однако максимальные значения остаточной деформации при этом составили не более 3,45 мм, а максимальные значения эквивалентных напряжений в пластине после снятия закрепления – 644 МПа. Более низкие значения остаточных деформаций по сравнению с экспериментальными данными свидетельствовали о необходимости уточнения исходных значений физико-механических свойств сплава, принятых для расчета.

Верификация значений физико-механических свойств сплава, выполненная методом их пошаговой корректировки, показала, что наиболее значительным фактором, влияющим на адекватность компьютерных моделей напряженно-деформированного состояния

листовой стали, является изменение значений предела текучести и коэффициента теплового расширения материала.

На рисунках 2 и 3 представлены компьютерные модели распределения остаточных деформаций после снятия закреплений, аналогичные данным натурального эксперимента.

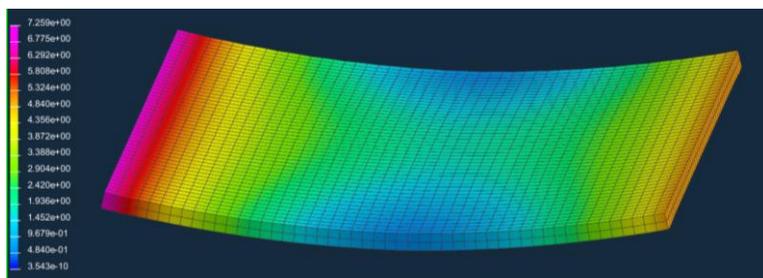


Рисунок 2 – Распределение деформаций в пластине после корректировки параметров модели

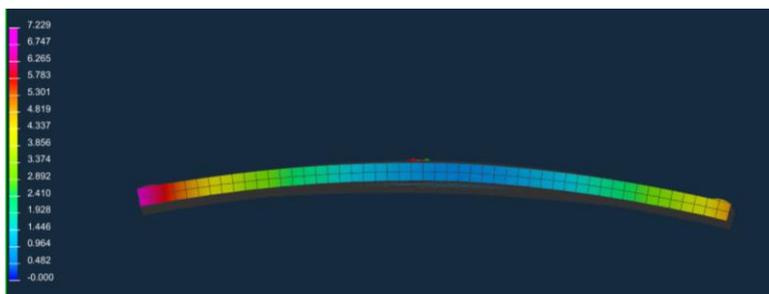


Рисунок 3 – Деформации по оси Z в пластине после корректировки параметров модели

Для детального анализа процесса лазерной поверхностной закали с использованием данных полученного расчета была построена кривая зависимости максимальной величины деформации от количества участков лазерной обработки (рисунок 4).

Как видно из рисунка 4, изменение величины деформации при последовательном прохождении лазерным лучом происходит при интенсивном росте значений в начале процесса обработки и снижении интенсивности роста значений в конце. Результаты моделиро-

вания показали, что после снятия закреплений значения остаточных деформаций достигают значения 7,2 мм.

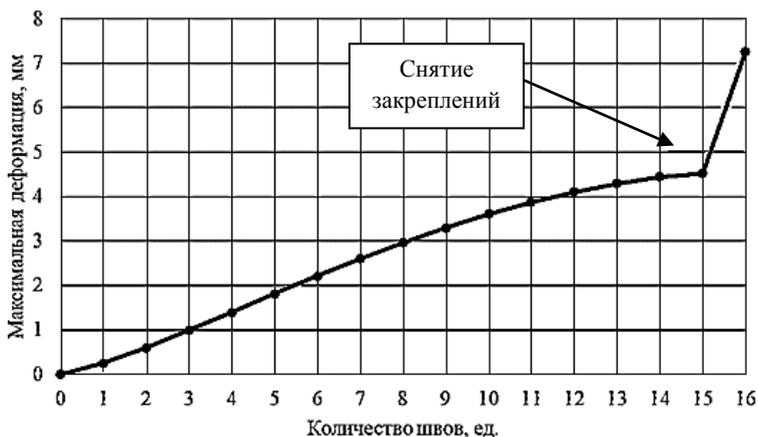


Рисунок 4 – Зависимость максимальной величины деформации от количества участков лазерной обработки

На следующем этапе исследовали влияние модифицированной технологической схемы лазерного сканирования при «шахматной» схеме прохождения лазерного луча на величину остаточной деформации пластины. Зависимость максимальной величины деформации от количества участков лазерной обработки при «шахматной» схеме лазерной обработки представлена на рисунке 5.

Для нового варианта технологического маршрута обработки наблюдался схожий с предыдущим вариантом характер изменения деформаций пластины, однако после снятия закреплений максимальные деформации составили менее 6,0 мм. Такие изменения можно объяснить различием в напряженном состоянии пластин в конце процесса лазерной обработки (рисунки 6 и 7).

Таким образом, концентрация напряжений в периферийной части пластины при последовательном прохождении лазерного луча приводит к увеличению остаточной деформации пластины более чем на 1 мм.

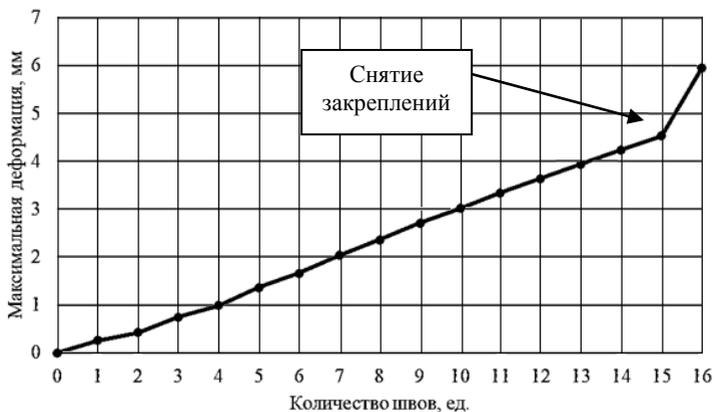


Рисунок 5 – Зависимость максимальной величины деформации от количества участков лазерной обработки («шахматная» схема прохождения лазерного луча) после снятия закреплений стальной пластины

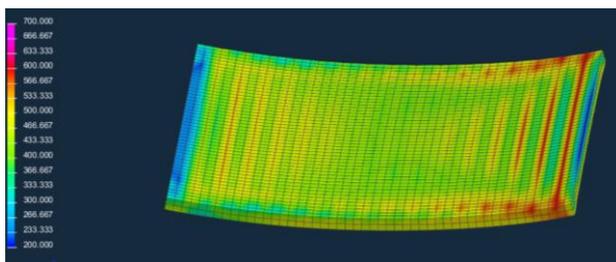


Рисунок 6 – Распределение максимальных эквивалентных напряжений в пластине (последовательная схема прохождения лазерного луча)

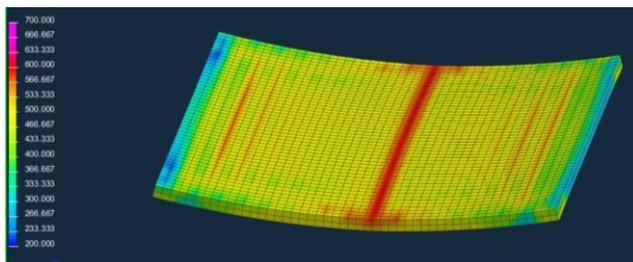


Рисунок 7 – Распределение максимальных эквивалентных напряжений в пластине (шахматная схема прохождения лазерного луча)

Полученные результаты позволяют проводить оптимизацию процесса лазерной поверхностной обработки с учетом особенностей выбора технологического маршрута лазерного сканирования, позволяющего минимизировать напряжения и остаточные деформации в изделиях из листовой стали.

Список литературы

1. **Девойно, О. Г.** Моделирование поверхностной закалки с использованием сканирующего оптоволоконного лазера / О. Г. Девойно, В. В. Жарский, А. П. Пилипчук // Весці Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2018. – Т. 63, № 4. – С. 435–443.

2. **Ovais U. Khan.** Laser heating of sheet metal and thermal stress development / U. Khan Ovais, B. S. Yilbas // Journal of Materials Processing Technology. – 2004. – Vol. 155–156. – P. 2045–2050.

3. **Vrtiel, Š.** Analysis of temperature and stress-strain fields during laser beam welding of a TRIP steel / Š. Vrtiel, M. Behúlová // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2020. – Vol. 726 (2020) 012002. – 12 p.

References

1. **Devoino, O. G.** *Modelirovanie poverhnostnoy zakalki s ispolzovaniem skanirujuchego optovolokonnogo lazera* [Simulation of surface hardening using a fiber-optic laser scanning] / *Vesci Nacyyanal'naj akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-tekhnichnyh navuk = News of the National Academy of Sciences of Belarus. Series of physical and technical sciences.* – 2018. – Vol. 63, No 4. – P. 435–443.

2. **Ovais U. Khan.** Laser heating of sheet metal and thermal stress development / U. Khan Ovais, B. S. Yilbas // Journal of Materials Processing Technology. – 2004. – Vol. 155–156. – P. 2045–2050.

3. **Vrtiel, Š.** Analysis of temperature and stress-strain fields during laser beam welding of a TRIP steel / Š. Vrtiel, M. Behúlová // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2020. – Vol. 726 (2020) 012002. – 12 p.

Поступила 18.10.2023

Received 18.10.2023

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛЕЙ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ВАЛКОВ ДЛЯ ПРОФИЛИРОВАННОЙ НАКАТКИ СТАЛЬНОГО ЛИСТА

М. В. СИТКЕВИЧ, д-р техн. наук
Белорусский национальный технический университет

В статье рассматривается технология диффузионного упрочнения без использования специального оборудования. Технология основана на применении новых видов диффузионноактивных смесей для карбоазотирования, которыми засыпаются готовые, изготовленные в окончательный размер, изделия. Процесс проводится в обычных печах с воздушной атмосферой. Обеспечивается увеличение долговечности изделий за счет повышения твердости, износостойкости поверхностных слоев. Технология предназначена для упрочнения быстроизнашивающихся деталей деформирующей оснастки, инструмента, оборудования.

Ключевые слова: технология диффузионного упрочнения, смеси, карбоазотирование, повышенная твердость поверхностных слоев, быстроизнашивающиеся детали оснастки.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF STEELS FOR THE MANUFACTURE OF LARGE-SIZED ROLLS FOR PROFILED ROLLING OF STEEL SHEET

M. V. SITKEVICH, Dr. of Engineering Sciences
Belarusian National Technical University

The article discusses the technology of diffusion hardening without the use of special equipment. The technology is based on the use of new types of diffusion-active mixtures for carbonitriding, which are covered with finished products made in the final size. The process is carried out in conventional furnaces with an air atmosphere. An increase in the durability of products is provided by increasing the hardness, wear resistance of the surface layers. The technology is designed for hardening of wear-resistant parts of die tooling, tools, equipment.

Keywords: diffusion hardening technology, mixtures, carbonitriding, increased hardness of surface layers, wear-resistant parts of dies tooling.

В работе представлены результаты исследований образцов сталей Х6ВФ, 6Х6ВЗСМФ, 6Х4М2ФС, 6ХЗВЗМФС, Х12М. Указанные стали используются для изготовления крупногабаритных, в том числе многотонных и особо дорогостоящих валков при профилированной накатке стального листа. Инструментальная оснастка необходима для производства широко используемой в строительстве металлочерепицы, металлопрофиля и других видов сложно контурных листовых изделий. Работает она в наиболее жестких условиях изнашивания рабочих поверхностей, зачастую сопровождающегося динамическими воздействиями.

Термическая обработка крупногабаритных валков из указанных сталей включает закалку с температур нагрева 1000–1150 °С, отпуск при температурах 520–560 °С. Твердость после термообработки составляет не менее 52–56 HRC. После термической обработки проводится окончательная механическая обработка для устранения неизбежных последствий термообработки – деформации, коробления, окисления и обезуглероживания поверхностного слоя.

Для повышения стойкости такой оснастки целесообразно создавать на их рабочих поверхностях высокотвердые фазы, обеспечивающие повышенную износостойкость в сочетании с приемлемым сопротивлением хрупкому растрескиванию в процессе накатки. С этой точки зрения в первую очередь заслуживают внимания процессы упрочнения, которые проводятся при температурах, сопоставимых с температурами нагрева под отпуск инструмента и технологической оснастки (500–550 °С). При таких температурах поверхностного диффузионного упрочнения, не разупрочняя сердцевину, можно получить существенный прирост износостойкости поверхностного слоя без изменения размеров и состояния поверхности. При этом диффузионное химико-термическое упрочнение целесообразно проводить при температурах на 10–20 °С ниже, чем температура отпуска стальных деталей в обычных камерных печах с воздушной атмосферой.

В настоящей работе химико-термическую обработку (ХТО) проводили при температуре 520 °С в течение 2–6 ч в специально разработанных порошковых смесях для низкотемпературного карбоазотирования, в которых поставщиками диффундирующих атомов являются активированные соединения азота и углерода со стабилизирующими добавками, позволяющими эффективно осуществлять

процессы диффузионного в обычных отпускных камерных электрических печах с воздушной атмосферой без использования специального оборудования.

Как показал микроскопический анализ, в структуре карбозитированных образцов вблизи поверхности исследуемых сталей находится светлая полоска ϵ -фазы. Она представляет собой фазу состава $Fe_{2-3}(N,C)$ с гексагональной решеткой. Под ней располагается темнотравящаяся зона гетерогенного строения (рисунок 1). В темнотравящейся зоне наряду со структурными составляющими основного материала наблюдаются включения карбонитридов ряда химических элементов, присутствующих в исследуемых сталях.

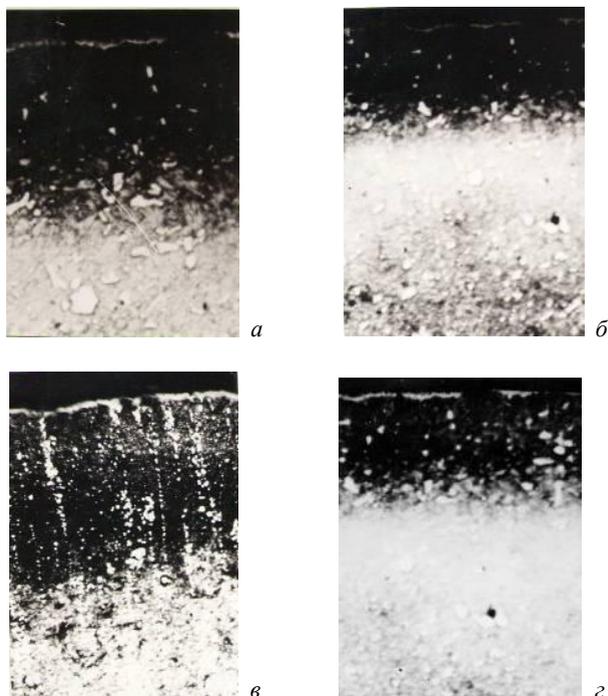


Рисунок 1 – Микроструктуры поверхностных слоев сталей X12M (а, б) и 6X6B3MFC (в, г) после карбозитирования при температуре 520 °С в течение 6 ч (а, в) и 2 ч (б, г)

Установлено, что в случае присутствия в составе сталей таких легирующих элементов как хром, вольфрам, ванадий, молибден и др. наряду с карбонитридами железа в структуре диффузионного слоя появляются и карбонитриды указанных элементов. Концентрация карбонитридных фаз плавно уменьшается по мере удаления от поверхности к сердцевине, что вызывает уменьшение микротвердости. При этом микротвердость карбонитридов легирующих элементов существенно превышает твердость карбонитридов железа, что приводит к повышению микротвердости всего диффузионного слоя. Причем, чем больше легирующих элементов в стали, тем выше твердость.

Результаты исследований микротвердости карбоазотированных образцов сталей Х6ВФ, 6Х6В3СМФ, 6Х4М2ФС, 6Х3В3МФС, Х12М представлены на рисунках 2, 3. Микротвердость измерялась на изготовленных микрошлифах с помощью прибора ПМТ-3 путем вдавливания в исследуемую поверхность алмазной пирамиды при нагрузке 0,49 Н.

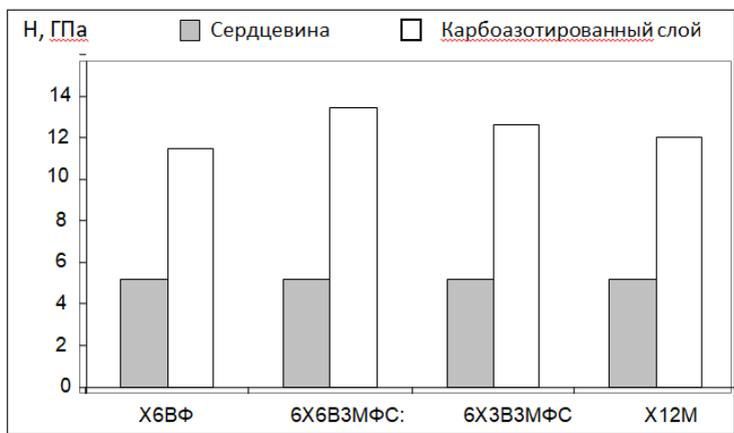


Рисунок 2 – Микротвердость карбоазотированных сталей, полученных при температуре ХТО 520 °С за 2 ч

Как видно из представленных на рисунках 2, 3 результатов диаметрических измерений, микротвердость исследованной поверхности практически не изменяется при увеличении длительности

карбозотирования. Однако увеличение времени ХТО с 2 до 6 ч приводит к существенному росту толщины диффузионного слоя (рисунок 1).

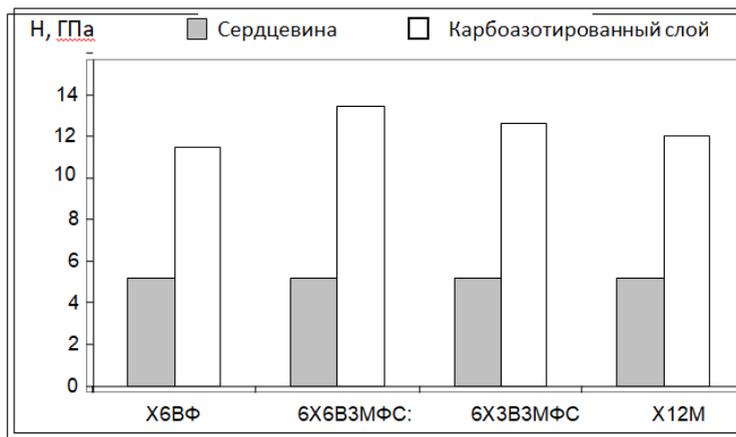


Рисунок 3 – Микротвердость карбозотированных сталей, полученных при температуре ХТО 520 °С за 6 ч

Из рисунков 2, 3 видно, что наиболее высокая твердость наблюдается вблизи поверхности после карбозотирования для самой высоколегированной стали 6X6B3MFC (6 % хрома и 3 % вольфрама) и составляет 13,5 ГПа. Для стали X6BF (6 % хрома и без вольфрама, молибдена и кремния) микротвердость ниже и находится на уровне 11,5 ГПа, для сталей 6X3B3MFC и X12M микротвердость составляет 12–13 ГПа.

В условиях реального производства при упрочнении крупногабаритных цилиндрических стальных деталей их помещают в металлический контейнер, засыпают диффузионноактивной смесью и выдерживают в камерных печах при температурах нагрева под отпуск несколько часов в печах с воздушной атмосферой. Контейнер можно изготовить из стальной трубы, внутренний диаметр которой на 20 мм больше, чем наружный диаметр накатного валка. При отсутствии трубы нужного диаметра можно изготовить сварной контейнер коробчатого типа из листовой стали. Так как расчетная масса накатного валка при диаметре 360 мм и длине 2600 мм составля-

ет примерно 1,5 т, необходимо особое внимание обратить на прочность приваренного дна и сварного шва в контейнере. Время диффузионного упрочнения при температурах 520–530 °С составляет 6–8 ч после полного прогрева контейнера.

Таким образом, приведенная технология позволяет обеспечить повышение долговечности изделий без использования специального оборудования и может быть использована для упрочнения быстро изнашивающихся деталей деформирующей оснастки, инструмента, оборудования.

Поступила 20.10.2023

Received 20.10.2023

**ФОРМИРОВАНИЕ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ
ИЗ ПОРОШКОВ ХРОМОКРЕМНИЕВОГО ЧУГУНА,
ПОЛУЧЕННЫХ ЛИТЕЙНО-ДЕФОРМАЦИОННЫМИ
МЕТОДАМИ И НАНЕСЕННЫМИ ГАЗОПЛАМЕННЫМ
НАПЫЛЕНИЕМ**

О. Г. ДЕВОЙНО, д-р техн. наук, **А. Г. СЛУЦКИЙ**, канд. техн. наук,
В. А. ШЕЙНЕРТ, **Э. А. ВАНЮК**
Белорусский национальный технический университет

В статье рассматриваются результаты исследований режимов формирования покрытий из хромкремниевого чугуна с использованием газопламенного напыления и лазерного оплавления. Подобран состав сплава на основе железа, содержащий 16 % хрома и 10 % кремния. В лабораторных условиях изготовлены быстроохлажденные слитки и методами дробления и размолва получены образцы порошков фракциями от менее 80 до 180 мкм. Установлены режимы формирования покрытий, определена их микротвердость и предложена область применения.

Ключевые слова: *слитки из хромкремниевого чугуна, дробление и размол, порошки, газопламенное напыление, лазерное оплавление, микротвердость.*

FORMATION OF PROTECTIVE COATINGS FROM CHROME-SILICON CAST IRON POWDERS PRODUCED BY CASTING-STRAIN METHODS AND APPLIED BY GAS FLAME SPRAY

O. G. DEVOINO, Dr. of Technical Sciences, **A. G. SLUTSKY**, Ph. D. in Technical Sciences, **V. A. SCHEINERT**, **E. A. VANYUK**
Belarusian National Technical University

The article discusses the results of studies of the modes of formation of coatings from chromium-silicon cast iron using flame spraying and laser reflow. The composition of an iron-based alloy containing 16 % chromium and 10 % silicon has been selected. Fast-cooled ingots were manufactured in laboratory conditions and powder samples with fractions from less than 80 to 180 microns were obtained by crushing and grinding methods. The modes

of formation of coatings are established, their microhardness is determined and the scope of application is proposed.

Keywords: *ingots of chromium-silicon cast iron, crushing and grinding, powders, flame spraying, laser reflow, microtve.*

По статистическим данным, приведенным в работах [1; 2], до 80 % деталей машин выходит из строя по причине преждевременного износа. Остальные 20 % приходятся на заводской брак и возникновение внешних повреждений при эксплуатации. В среднем рабочие поверхности до 60 % деталей, вышедших из строя, можно восстановить различными способами нанесения покрытий. В основном к восстанавливаемым относятся сложные, металлоемкие и дорогостоящие детали. Экономическая выгода восстановления таких деталей лежит в пределах 10–50 % стоимости изготовления [3].

Наиболее распространенными методами восстановления деталей машин являются газотермические способы нанесения покрытий и вакуумно-конденсационное напыление. К группе промышленно развитых относят методы газотермического напыления, а именно электродуговое, газопламенное, плазменное и детонационное напыление. Все они объединены единым принципом формирования покрытия из отдельных частиц, нагретых и ускоренных с помощью высокотемпературной газовой струи.

Практический опыт применения газотермических покрытий, накопленный за последние 20–30 лет в различных отраслях промышленности, показывает, что таким путем можно, как правило, в 2–5 раз уменьшить износ деталей машин, эксплуатируемых в самых разных условиях, а также эффективно восстанавливать изношенные детали [4–7].

Существенный интерес представляет газотермическое напыление в сочетании с лазерными технологиями, которые расширяют возможности по созданию покрытий с широкой гаммой свойств. При такой технологии возможно заменить дефицитные дорогостоящие материалы на обычные низколегированные и углеродистые стали, а также чугуны, за счет создания покрытий с высоким комплексом физико-механических свойств. Область применения газотермического напыления ограничивается слабой адгезией формиру-

емых покрытий к основе, в связи с чем дополнительно применяется лазерное оплавление таких покрытий.

Основным недостатком является то, что в Беларуси отсутствует производство порошков для газотермического нанесения, а ввоз порошковых материалов из зарубежных стран экономически нецелесообразен из-за высоких таможенных пошлин. В связи с этим стоит задача получения порошков, позволяющих заменить зарубежные аналоги с сохранением физико-механических свойств покрытий, а также сократить затраты применения дорогостоящих легирующих компонентов за счет использования в качестве основного материала низколегированных углеродистых сталей.

Сочетание газотермических способов нанесения покрытий и лазерных технологий с целью замены дорогостоящих дефицитных материалов на обычные углеродистые и низколегированные стали рассматриваются в работах [8; 9].

В настоящей статье приведены результаты оценки возможностей получения порошковых сплавов на железной основе из отходов литейного производства, обработки режимов формирования чугунных покрытий из порошка хромкремниевое чугуна, полученного литейно-деформационным методом и нанесенных газопламенным напылением, а также исследований микротвердости получаемых покрытий из вышеуказанных порошков.

В связи с вышеуказанной целью работы является исследования режимов формирования газотермических защитных покрытий, включающие режимы металлургического синтеза, закалки из жидкого состояния, размола в шаровой мельнице и нанесения покрытия газопламенным напылением с лазерным оплавлением.

Одним из распространенных способов изготовления порошков с точки зрения технологической простоты и минимизации затрат является прямая плавка (металлургический синтез) исходных материалов с получением компактного слитка и последующее его дробление и размол до необходимого гранулометрического состава [10].

На первом этапе в лабораторных условиях были проведены экспериментальные исследования технологических особенностей получения дисперсных порошков из слитков хромкремниевое износостойкого чугуна. В качестве легирующих материалов использовали металлический хром (Хр1), кремний кристаллический (Кр1). Расчет шихты вели на следующий состав сплава, %: С – 3,3; Si – 5,0;

Mn – 0,3–0,4; Cr – 16,0. Плавка производилась на базе установки индукционной печи УИН 30-8-50 емкостью 3 кг по расплаву. Разливка расплава осуществлялась при температуре 1823 К в металлический кокиль (размеры полости 6×3×150 мм). Температура контролировалась контактной термопарой ВР5/20. В дальнейшем полученные слитки подвергались дроблению и размолу по методике, описанной в работе [10]. Для размолы использовали шары из стали ШХ15 диаметром 8, 25, 40 мм и общим весом 2,6 кг. Режимы размолы: частота вращения $n = 60$ об/мин, объем камеры $V_k = 0,003 \text{ м}^3$, коэффициент заполнения камеры шарами $K_{з.к.ш} = 0,5$, коэффициент заполнения камеры шарами и измельчаемой шихтой $K_{з.к.ш.п.} = 0,7$, время размолы составило $t = 6$ ч.

В результате размолы получены следующие фракции порошков в процентном соотношении от размалываемой шихты:

- 1) грануляция менее 80 мкм – 31 %;
- 2) грануляция 80–180 мкм – 43 %;
- 3) грануляция 180–315 мкм – 16 %;
- 4) грануляция свыше 315 мкм – 10 %.

Полученные образцы порошков исследовали на аналитическом сканирующем электронном микроскопе VEGA TESCAN в масштабе увеличения: 1:500 и 1:50 мкм, изображения представлены на рисунке 1.

При анализе СЭМ-изображений порошка из хромокремниевую чугуна, полученного в шаровой мельнице, установлено, что идет кристаллизация в направлении теплоотода и, поскольку это литая в кокиль закаленная структура, а соответственно термонапряженная, характерна выраженная направленная лучистая транскристаллизация. Следовательно, при дроблении слитка трещины проходят по плоскостям спайности блоков вдоль дислокаций, которые образуются в направлении теплоотода. При анализе изломов частицы (рисунок 1, в) установлено, что структура продольного излома слитка гладкая плотная, а структура поперечного излома рыхлая и представлена матрицей с гетерогенными включениями (карбиды и силициды хрома). При анализе СЭМ-изображения (рисунок 1, г) видна твердая структура включений по изломам, то есть скол произошёл по включениям или около включений.

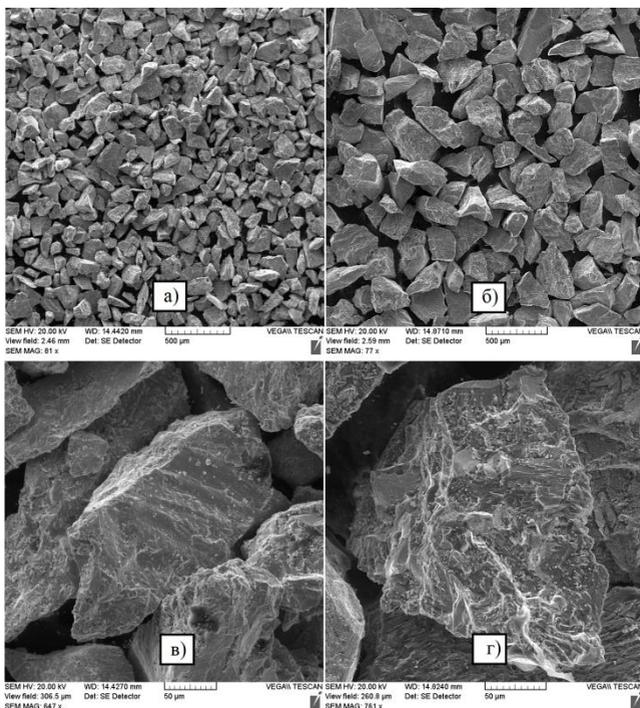


Рисунок 1 – Изображения на сканирующем электронном микроскопе VEGA TESCAN порошка из хромосилицевого чугуна, полученного в шаровой мельнице: а, б – грануляция 80–180 мкм; в, г – грануляция 180–315 мкм

Технология нанесения покрытий из порошка хромосилицевого чугуна включала газопламенное напыление и лазерное оплавление на предварительно подготовленную поверхность струйно-абразивной обработкой. Размеры образцов: 70×70×8 мм, материал образцов – ст. 3.

Режимы газопламенного напыления покрытий: давление кислорода – 0,36–0,40 МПа; давление МАФ – 0,10–0,12 МПа; давление воздуха – 0,18–0,20 МПа; дистанция напыления – 200–220 мм; угол напыления – 90°; подача – 10–20 мм/с; толщина покрытия при газопламенном напылении $h \approx 0,5$ мм.

Лазерное оплавление покрытий производилось на оптоволоконном лазере марки YLR-1 (мощность 1 кВт) при 4-х различных скоростях перемещения лазерного пучка.

Режимы оплавления покрытий: ширина сканирования $b = 4$ мм; дистанция оплавления $l = 350$ мм; скорость перемещения луча лазера $v = 100$ – 2000 мм/мин.

На рисунке 2 представлены фотографии образцов с покрытием из порошка хромокремниевого чугуна после лазерного оплавления.

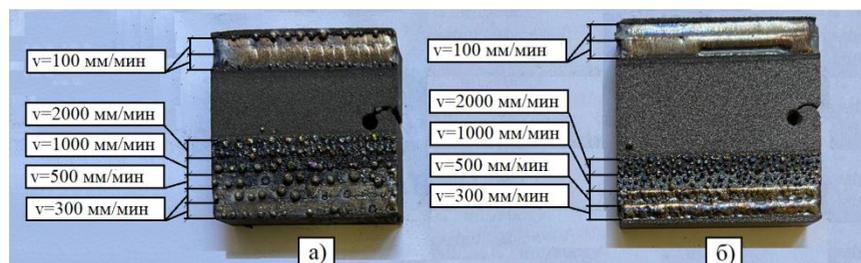


Рисунок 2 – Фотографии образцов с покрытием из порошка хромокремниевого чугуна после лазерного оплавления:

- а* – образец с покрытием при размере частиц менее 80 мкм;
- б* – образец с покрытием при размере частиц 80–180 мкм

Покрытия обрабатывали лазерным лучом на режимах с различной степенью проплавления материала основы. Основным параметром подбора режимов лазерного оплавления являлась скорость перемещения луча лазера, остальные показатели были постоянными.

На основании эксперимента установлена оптимальная скорость оплавления покрытия, которая находится в диапазоне 90–110 мм/мин. Низкое проплавление покрытия и основы связано с высокой скоростью перемещения лазерного луча. Исходя из рисунка 2, при скоростях перемещения 500–1500 мм/мин установлено свертывание покрытий, а также каплеобразование, отраженное в виде цветов побежалости на поверхности частиц и появления тонкой оксидной пленки, которая преломляет падающий на поверхность частиц свет.

На основе выбранных режимов лазерного оплавления покрытий из порошка хромокремниевого чугуна была подготовлена кон-

трольная партия образцов для исследований физико-механических свойств вышеуказанных покрытий.

На рисунке 3 представлены фотографии образцов с покрытием из порошка хромокремниевого чугуна после лазерного оплавления при следующих режимах: мощность лазерного излучения $P = 1$ кВт; ширина сканирования $b = 4$ мм; дистанция оплавления $l = 350$ мм; скорость перемещения луча $v = 100$ мм/мин.

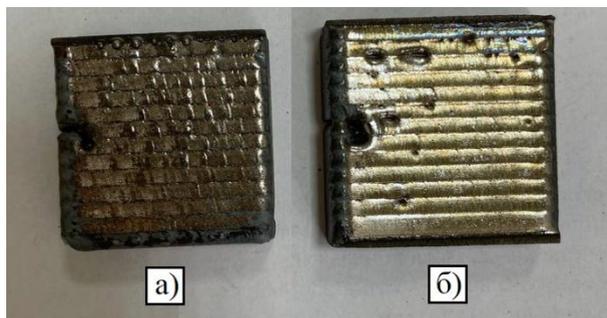


Рисунок 3 – Фотографии образцов с покрытием из порошка хромокремниевого чугуна после лазерного оплавления: *a* – образец с покрытием при размере частиц менее 80 мкм; *б* – образец с покрытием при размере частиц 80–180 мкм

Установлено, что при оплавлении покрытий на выбранных режимах отсутствует образование трещин. При анализе покрытия образца (рисунок 3, *б*) установлено образование пор и частичное свертывание покрытия за счет отсутствия смачиваемости основы. На покрытии образца 1 (рисунок 3, *а*) дефектов не обнаружено.

На рисунке 4 представлена зависимость микротвердости покрытий из порошка хромокремниевого чугуна от глубины лазерного оплавления.

При анализе зависимостей, приведенных на рисунке 4, установлено, что средняя микротвердость покрытий, нанесенных из порошка грануляцией менее 80 мкм, составляет 475 HV, а у покрытий из порошка грануляцией 80–180 мкм – 495 HV. При этом в верхней части слоя покрытия образца 1 (глубина до 10 мкм) микротвердость составляет 440 HV, а микротвердость верхней части слоя покрытия образца 2 – 590 HV. Было установлено, что микротвердость поверх-

ностного слоя покрытия образца 1 (рисунок 3, а) в 1,3 раза выше микротвердости поверхностного слоя покрытия образца 2 (рисунок 3, б). Таким образом, микротвердость покрытия из порошка хромокремниевого чугуна, подвергнутого лазерной обработке, прямо пропорциональна увеличению размера частиц порошка. Повышение микротвердости покрытий возможно внесением дополнительно упрочняющих фаз в виде переходных и тугоплавких металлов. Введение в сплав вышеуказанных фаз способствует упрочнению за счет увеличения степени легирования твердого раствора или повышения содержания карбидной фазы. В обоих случаях это приведет к повышению микротвердости, а соответственно и к увеличению других прочностных характеристик. Следует отметить, что повышение присутствия карбидных фаз в составе механической смеси порошка будет способствовать снижению прочности сцепления покрытия с основой и рекомендуется обеспечивать содержание карбидных фаз не более 30 %.

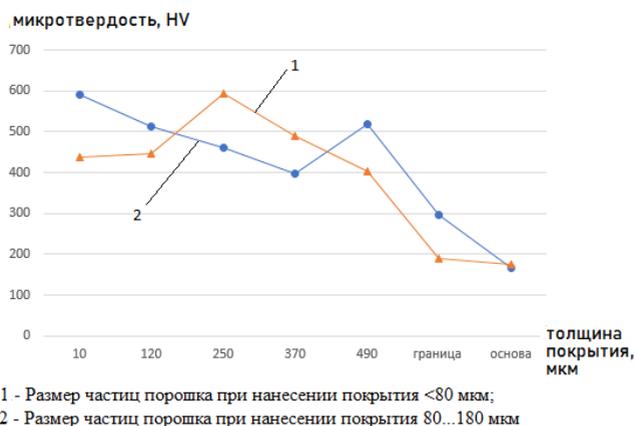


Рисунок 4 – Зависимость микротвердости покрытий из порошка хромокремниевого чугуна от глубины лазерного проплавления

Выводы. На основании анализа основных способов нанесения износостойких покрытий показана перспективность использования порошков, получаемых из слитков различных сплавов методом размола.

Экспериментально отработаны технологические особенности плавки и получения слитков из хромокремниевоего чугуна. Установлено, что оптимальная концентрация кремния, обеспечивающая хрупкость сплава, составляет 10 %.

Исследованы режимы измельчения слитков, обеспечивающие за счет эффективного дробления и размола получение порошков с размером фракций от менее 80 до 180 мкм.

Проведены лабораторные испытания опытных образцов порошков при нанесении покрытий газопламенным напылением с лазерным оплавлением. Анализ качественных характеристик наносимых покрытий из хромокремниевоего чугуна показал отсутствие на их поверхности трещин.

Установлены следующие режимы оплавления покрытий: толщина покрытия $h \approx 0,5$ мм, мощность лазерного излучения $P = 1$ кВт, ширина сканирования $b = 4$ мм, дистанция оплавления $l = 350$ мм, скорость перемещения луча $v = 100$ мм/мин, которые обеспечили микротвердость у покрытий равную от 4750 МПа до 4950 МПа в зависимости от размера фракции.

Вышеуказанные покрытия могут применяться при работе в условиях сухого и полусухого трения, при гидроабразивном воздействии на изнашиваемую деталь, в условиях, где происходит микрорезание, а также в агрессивных окружающих средах, где поверхности деталей подвергаются химическому воздействию или коррозии, например, быстроизнашивающиеся детали сельхозтехники (лопатки ускорителя выброса комбайнов, пластины ножей измельчающего барабана жатки, ножи для измельчения кормов, рабочие органы плугов и культиваторов); в автомобиле- и тракторостроении (пары сопряжений: палец-втулка, вал-втулка, ползун-башмак); в металлургической промышленности для деталей, которые подвергаются высоким температурам и агрессивным химическим средам; в химической, пищевой, нефте- и газодобывающей промышленности.

Список литературы

1. Основные причины выхода из строя деталей сельскохозяйственной техники [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://cyberleninka.ru/article/n/osnovnye-prichiny-vyhoda-iz-stroya-detaley-selskohozyaystvennoy-tehniki> – Дата доступа: 04.04.2023.

2. **Богданович, П. Н.** Трение, смазка и износ в машинах: учебник / П. Н. Богданович, В. Я. Прушак, С. П. Богданович. – Минск: Технология, 2011. – 527 с.

3. **Коробейник, А. В.** Ремонт автомобилей. Практический курс: серия «Библиотека автомобилиста» / А. В. Коробейник. – Ростов н/Д: Феникс, 2004. – 512 с.

4. **Коровов, Ю. С.** Анализ свойств газотермических покрытий : учеб. пособие в 2 ч. / Ю. С. Коровов, В. И. Панов, Н. М. Разиков. – Екатеринбург: изд-во Урал. ун-та, 2016.

5. **Ловшенко, Ф. Г.** Композиционные наноструктурные механически легированные порошки для газотермических покрытий / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. – Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2013. – 215 с.

6. **Сокоров, И. О.** Технология упрочнения тяжело нагруженных деталей газотермическим напылением / И. О. Сокоров, Н. В. Спиридонов, М. В. Нерода. – Барановичи: РИО БарГУ, 2012. – 183 с.

7. **Хасуи, А.** Наплавка и напыление / А. Хасуи, О. Моригаки. – М.: Машиностроение, 1985. – 240 с.

8. **Технология** формирования износостойких покрытий на железной основе методами лазерной обработки / О. Г. Девойно [и др.]. – Минск: БНТУ, 2020. – 280 с.

9. **Гилев, В. Г.** Лазерное поверхностное оплавление чугуна СЧ20 в отбеленном состоянии / В. Г. Гилев, Е. А. Морозов, И. Б. Пуртов // Обработка металлов. – 2017. – № 1 (74). – С. 40–50.

10. **Способы** получения износостойких материалов для защитных покрытий с использованием литейно-металлургических методов / А. Г. Слуцкий [и др.] // Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр. – Минск: БНТУ, 2021. – Вып. 42. – С. 216–224.

References

1. <https://cyberleninka.ru/article/n/osnovnye-prichiny-vyhoda-iz-stroya-detaley-selskohozyaystvennoy-tehniki>.

2. **Bogdanovich, P. N.** *Trenie, smazka i iznos v mashinah : uchebnik* [Friction, lubrication and wear in machines: a textbook] / P. N. Bogdanovich, V. Ya. Prushak, S. P. Bogdanovich. – Minsk: Technology Publ., 2011. – 527 p.

3. Korobeynik, A. V. *Remont avtomobilej. Prakticheskij kurs: seriya "Biblioteka avtomobilista"* [Car repair. Practical course: series "Library of a motorist"] / A. V. Korobeynik. – Rostov n/D: Feniks Publ., 2004. – 512 p.

4. Korobov Yu. S. *Analiz svoystv gazotermicheskikh pokrytij: ucheb. posobie v 2 ch* [Analysis of the properties of gas-thermal coatings: [text-book. manual] in 2 hours] / Yu. S. Korobov, V. I. Panov, N. M. Razikov. – Yekaterinburg: Ural University Publishing House, 2016.

5. Lovshenko, F. G. *Kompozicionnye nanostrukturnye mekhanicheski legirovannye poroshki dlya gazotermicheskikh pokrytij* [Composite nanostructured mechanically alloyed plates for gas-thermal coatings] / F. G. Lovshenko, G. F., Lovshenko. – Mogilev: Belorussian-Russian University Publ., 2013. – 215 p.

6. Sokolov, I. O. *Tekhnologiya uprochneniya tyazhelonagruzhennykh detalej gazotermicheskim napyleniem* [Technology of hardening of heavily loaded parts by gas thermal spraying] / I. O. Sokolov, N. V. Spiridonov, M. V. Neroda. – Baranovichi: Baranovichi State University Publ., 2012. – 183 p.

7. Hasui, A. *Naplavka i napylenie* [Surfacing and spraying] / A. Hasui, O. Morigaki. – Moscow: Mashinostroenie Publ., 1985. – 240 p.

8. Tekhnologiya formirovaniya iznosostojkikh pokrytij na zheleznoj osnove metodami lazernoj obrabotki [Technology of forming wear-resistant coatings on an iron base by laser processing methods] / O. G. Devoino [et al.]. – Minsk: BNTU Publ., 2020. – 280 p.

9. Gilev, V. G. *Lazernoe poverhnostnoe oplavlenie chuguna SCH20 v otbelennom sostoyanii* [Laser surface melting of cast iron SCH20 in a bleached state] / V. G. Gilev, E. A. Morozov, I. B. Purtov // *Obrabotka metallov = Metal processing*, – 2017. – No. 1 (74). – P. 40–50.

10. Sposoby polucheniya iznosostojkikh materialov dlya zashchitnykh pokrytij s ispol'zovaniem litejno-metallurgicheskikh metodov [Methods for obtaining wear-resistant materials for protective coatings using foundry-metallurgical methods] / A. G. Slutsky [et al.] // *Metallurgiya: Respublikanskiy mezhdedomstvennyj sbornik nauchnykh trudov = Metallurgy: Republican interdepartmental collection of scientific papers*. – Minsk: BNTU Publ., 2021. – Vol. 42. – P. 216–224.

Поступила 20.10.2023

Received 20.10.2023

**ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ЦИКЛОВ СВАРКИ,
ОПРЕДЕЛЯЮЩИХ СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ
СОЕДИНЕНИЙ.**

**СООБЩЕНИЕ 1. ВЛИЯНИЕ ВИДА И ВРЕМЕНИ СВАРКИ
НА ТЕМПЕРАТУРУ ЦИКЛА**

Е. С. ГОЛУБЦОВА, д-р техн. наук, **А. Н. ШАВЕЛЬ**, канд. физ.-мат. наук
Белорусский национальный технический университет

Проведен статистический анализ влияния вида и времени сварки на температуру цикла сварки при автоматической дуговой сварке под флюсом и при электрошлаковой сварке для различных видов стали.

***Ключевые слова:** сварные соединения, температура цикла сварки, автоматическая дуговая сварка под флюсом, электрошлаковая сварка, матрица плана, статистическая обработка результатов эксперимента.*

**RESEARCH OF THERMAL CYCLES OF WELDING,
DETERMINING THE STRUCTURE AND PROPERTIES
OF WELDED JOINTS.**

**MESSAGE 1. INFLUENCE OF WELDING TYPE AND TIME
ON THE CYCLE TEMPERATURE**

E. S. GOLUBTSOVA, Dr. of Engineering Sciences,
A. N. SHAVEL, Ph. D. in Physical and Mathematical Sciences
Belarusian National Technical University

A statistical analysis of the influence of the type and time of welding on the temperature of the welding cycle in automatic submerged arc welding and electroslag welding for various types of steel was carried out.

***Keywords:** welded joints, welding cycle temperature, automatic submerged arc, electroslag welding, plan matrix, statistical processing of experimental results.*

Как известно, от степени нагрева металла и характера распределения теплоты и деформаций в изделии зависят структурно-фазовые превращения, механические, технологические и эксплуата-

тационные свойства сварных соединений. Практически все процессы, протекающие в металлах при сварке, зависят от термических циклов сварки и в значительной степени определяются их параметрами. Важнейшими параметрами термических циклов сварки околошовного участка зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений сталей, претерпевших полиморфное превращение, являются следующие: t_{\max} – максимальная температура цикла; w_n – скорость нагрева в интервале температур от температуры критической точки A_{c3} до t_{\max} ; τ' , τ'' и τ_0 – время пребывания металла выше этой точки, соответственно при нагреве, охлаждении и суммарное; $w_{800-500}$, $w_{600-500}$ – скорости охлаждения в интервалах температур превращения аустенита 800–500 и 600–500 °С, а также соответствующие этим интервалам температур длительность охлаждения $\tau_{800-500}$ и $\tau_{600-500}$; w – мгновенная скорость охлаждения при температуре наименьшей устойчивости аустенита t_{\min} [1].

На основе решения уравнения теплопроводности получены различные расчетные зависимости, широко используемые для определения термических циклов сварки и их параметров [2; 3]. Применение этих зависимостей во многих случаях обеспечивает удовлетворительную сходимость расчетных и экспериментальных данных. Однако, в тех случаях, когда необходимо учесть температурную зависимость теплофизических свойств свариваемого металла, распределение источников нагрева по значительному объему, наличие тепловых стоков, например, при сварке с регулированием термических циклов (РТЦ) посредством сопутствующего охлаждения (ПСО), требуются новые подходы к решению задачи по определению параметров теплового поля сварки.

В этом случае весьма полезными могут быть методы статического планирования экспериментов, позволяющие не только сократить число опытов, но и получить эмпирические уравнения, устанавливающие количественную связь между исследуемыми параметрами (показателями) и влияющими на них факторами.

В настоящей работе исследовалось влияние вида и времени сварки на температуру цикла сварки при автоматической дуговой сварке (АДС) под флюсом (сталь 16ГФР толщиной прокатного листа 14 мм) и при электрошлаковой сварке (ЭШС) (сталь 10Г2ФР при толщине проката 40 мм).

Для проведения эксперимента был выбран план 2×3 , где 2 – два уровня способа сварки ($x_1 = -1$ – общепринятая сварка, $x_2 = +1$ – РТЦ), а 3 – три уровня времени сварки ($x_2 = -1, 0$ с; $x_2 = 0, 20$ с; $x_2 = +1, 40$ с).

Сварка с РТЦ производилась посредством принудительного сопутствующего охлаждения (ПСО).

Матрица плана эксперимента 2×3 и результаты опытов приведены в таблице 1, где x_1 и x_2 – кодированные уровни факторов, y_1 и y_2 – температура t , °С при АДС и ЭШС соответственно, N – номер опыта.

Таблица 1 – Матрица плана 2×3

N	x_1	x_2	$x_1 x_2$	x_2^2	y_1	y_2
1	–	–	+	+	0	600
2	–	0	0	0	720	1320
3	–	+	–	+	300	240
4	+	–	–	+	0	600
5	+	0	0	0	1080	1320
6	+	+	+	+	840	870
\sum_1	900	1140	540	1140	2940	–
\sum_2	630	–90	630	2310	–	4950
	(1Y)	(2Y)	(12Y)	(22Y)	(0Y)	(0Y)

Кодирование уровней факторов проводилось для количественных значений по формуле:

$$x_i = \frac{\tilde{x}_i - 0,5(\tilde{x}_{i\max} + \tilde{x}_{i\min})}{0,5(\tilde{x}_{i\max} - \tilde{x}_{i\min})}, \quad (1)$$

где x_i – кодированный уровень i -го фактора; \tilde{x}_i , $\tilde{x}_{i\max}$, $\tilde{x}_{i\min}$ – текущее, максимальное и минимальное значения i -го фактора в натуральных единицах.

Для качественных факторов кодированные уровни устанавливаются исследователем.

Ошибка воспроизводимости опытов S_y составляет 5 % от средней величины для y : $S_{y_1} = 24,5$ °C и $S_{y_2} = 41,25$ °C.

Статистическую обработку результатов экспериментов проводили по формулам:

$$b_0 = A_0(0Y) - A_{01}(11Y) - A_{02}(22Y); \quad (2)$$

$$b_1 = A_1(1Y); b_2 = A_2(2Y); b_{12} = A_{12}(12Y); \quad (3)$$

$$b_{11} = A_{11}(11Y) - A_{01}(0Y); b_{22} = A_{22}(22Y) - A_{02}(0Y), \quad (4)$$

где b_0, b_i, b_{ij}, b_{ii} – коэффициенты уравнения регрессии вида $y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_{12}x_1x_2 + b_{22}x_2^2$. Значения $A_0, A_{01} \dots A_{22}$ приведены в таблице 2.19 [4]. Для плана 2×3 $A_0 = A_{02} = 0,5$; $A_1 = 0,1667$; $A_{01} = A_{11} = 0$; $A_2 = A_{12} = 0,25$; $A_{22} = 0,75$. $(0Y), (22Y), (1Y), (2Y), (12Y)$ и $(22Y)$ – алгебраическая сумма произведений столбца Y на соответствующие столбцы матрицы плана x_1, x_2, x_1x_2, x_2^2 (приведены внизу таблицы 1).

В результате обработки итогов эксперимента для АДС было получено уравнение:

$$y_1 = t, \text{ °C} = 900 + 150x_1 + 285x_2 + 135x_1x_2 - 615x_2^2. \quad (5)$$

Значимость коэффициентов уравнения (отличие от 0 в статическом смысле) определяли путем сравнения абсолютной величины коэффициента с их доверительными интервалами, которые рассчитываются по формулам:

$$\Delta b_0 = tS_y \sqrt{A_0}; \quad (6)$$

$$\Delta b_i = tS_y \sqrt{A_i}; \quad (7)$$

$$\Delta b_{ij} = tS_y \sqrt{A_{ij}}; \quad (8)$$

$$\Delta b_{ii} = tS_y \sqrt{A_{ii}}, \quad (9)$$

где t – табличное значение критерия Стьюдента при заданном уровне доверия (обычно $\alpha = 0,05$) и степенях свободы $f = 6$ (количество опытов).

В нашем случае $t = 2,447$, $S_y = 24,5$. Соответственно, $\Delta b_0 = 42,4$; $\Delta b_1 = 24,5$; $\Delta b_2 = \Delta b_{12} = 30$; $\Delta b_{22} = 52$ (для АДС).

Следовательно, все коэффициенты уравнения (5) значимы, т. к. их доверительные интервалы меньше их абсолютных значений.

Адекватность уравнения с помощью критерия Фишера проверяли путем сравнения дисперсии адекватности $S_{ад}^2$ с дисперсией параметра оптимизации S_y^2 .

Величину $S_{ад}^2$ определяли по формуле:

$$S_{ад}^2 = \frac{\sum_{u=1}^N \Delta y_u^2}{N - m}, \quad (10)$$

где u – номер опыта, Δy_u – разность между расчетным и опытным значениями температуры для u -го опыта, N – число опытов, m – число значимых коэффициентов в уравнении (5), включая b_0 .

По расчетам $S_{ад}^2 = \frac{2700}{6-5} = 2700$. Тогда, согласно критерию Фишера, $F = \frac{S_{ад}^2}{S_y^2} = \frac{2700}{600} = 4,5$, что меньше табличного $F_{кр} = 6,61$ (при $\alpha = 0,05$; $f_1 = 1$; $f_2 = 5$), т. е. модель (5) адекватно описывает факторное пространство.

Анализ уравнения (5) показывает, что наибольшее влияние на параметр оптимизации ($y_1 = t$, °С) оказывает время сварки x_2 (τ , с). Максимальная величина $y_1 = 1080$ °С достигается при $x_1 = +1$ и $x_2 = 0$, т. е. при АДС с РТЦ и $\tau = 20$ с. Подставив в (5) $x_1 = +1$, получим $y_1 = 1050 + 420x_2 - 615x_2^2$. Это парабола с точкой перегиба

$$x_{2e} = \frac{420}{2 \cdot 615} = 0,34 \text{ (при переходе к количественным переменным}$$

получим $\tau \approx 27$ с), в которой $y_1 = 1122$ °С. Следовательно, для получения максимальной температуры следует производить АДС с РТЦ при $\tau = 27$ с.

Обработка результатов y_2 (ЭШС) позволила получить адекватное уравнение (при ошибке воспроизводимости $S_y = 41,25$). $F = 10,3 < 10,9$ ($\alpha = 0,04$; $f_1 = 2$; $f_2 = 5$):

$$y_2 = t, \text{ } ^\circ\text{C} = 1320 + 105x_1 + 13158x_1x_2 - 743x_2^2. \quad (11)$$

Здесь также наибольшее влияние на y_2 оказывает x_2 (τ , с) в случае установки на уровнях 0, 150 и 300 с.

В следующей серии опытов исследовали интенсивность изменения температур на стадии нагрева термических циклов АДС по общепринятой технологии и с РТЦ в околошовном участке ЗТВ сварных соединений стали 17С при толщине проката 8 и 11,5 мм на погонной энергии 2,17 и 5,72 МДж/м.

В качестве параметра оптимизации (показателя термического цикла) была выбрана температура цикла ($y = t$, $^\circ\text{C}$), а в качестве факторов: способ сварки x_1 (общепринятая АДС и с РТЦ); толщина проката x_2 (8 и 11,5 мм); уровень погонной энергии сварки x_3 (q/v 2,17 и 5,72 МДж/м) и время сварки x_4 (τ , с = 8 и 16).

Для проведения эксперимента вначале был выбран дробный факторный эксперимент (ДФЭ) $N = 2^{4-1}$, N – число строк в матрице плана, 4 – число факторов.

Матрица плана и результаты эксперимента представлены в таблице 2, где x_1 , x_2 , x_3 и x_4 – кодированные уровни факторов.

Таблица 2 – Матрица ДФЭ $N = 2^{4-1}$

N	x_1	x_2	x_3	x_4	$x_1 x_2$	$x_1 x_3$	$x_2 x_3$	$y = t, \text{ } ^\circ\text{C}$
1	+	+	+	+	+	+	+	665
2	-	+	+	-	-	-	+	1232
3	+	-	+	-	-	+	-	780
4	-	-	+	+	+	-	-	1131
5	+	+	-	-	+	-	-	716
6	-	+	-	+	-	+	-	1067
7	+	-	-	+	-	-	+	329
8	-	-	-	-	+	+	+	1025
Σ	-1965	415	671	-561	129	129	-444	6945

Во избежание влияния систематической ошибки опыты проводились в случайном (рандомизированном) порядке.

Ошибка воспроизводимости опытов была определена ранее по результатам 5-ти параллельных опытов на нижних уровнях факторов. Она оказалась равной $S_y = 43$ °С.

Статистическую обработку результатов эксперимента проводили по методике [4].

Коэффициенты уравнения рассчитывали по формуле:

$$b_i = \frac{\sum_{u=1}^N x_{iu} \cdot y_u}{N}, \quad (12)$$

где u – номер опыта, x_{iu} – уровень i -го фактора в u -ом опыте, y_u – температура в u -м опыте.

В результате получили уравнение:

$$y = 868 - 246x_1 + 52x_2 + 84x_3 - 70x_4 - 56x_2x_3 + 16x_1x_2 + 16x_1x_3. \quad (13)$$

Значимость коэффициентов уравнения проверяли путем сравнения их доверительного интервала (Δb_i) с абсолютной величиной коэффициента. Доверительный интервал определяли по формуле:

$$\Delta b_i = \pm t S_{b_i}, \quad (14)$$

где t – табличный критерий Стьюдента, S_{b_i} – средняя квадратическая ошибка в определении коэффициента b_i .

В нашем случае $t = 1,860$ ($\alpha = 0,1; f_1 = 8$); $S_{b_i} = \sqrt{S_y^2 - 231} = 15,2$; $\Delta b_i = 28,3$. Следовательно, коэффициенты $b_{12} = b_{13} = 16$ незначимы, т. к. они меньше 28,3.

Тогда уравнение (13) преобразуется в (13а):

$$y = 868 - 246x_1 + 52x_2 + 84x_3 - 70x_4 - 56x_2x_3. \quad (13а)$$

Адекватность этого уравнения проверяли с помощью критерия Фишера $F = \frac{S_{ад}^2}{S_y^2}$, где $S_{ад}^2$ – дисперсия адекватности, определяемая по формуле

$$S_{\text{ад}}^2 = \frac{\sum_{u=1}^N (y_u - \hat{y}_u)^2}{N - m}, \quad (15)$$

где y_u – экспериментальное значение параметра оптимизации в u -ом опыте, а \hat{y}_u – расчетное значение параметра оптимизации в u -ой строке.

В нашем случае $S_{\text{ад}}^2 = \frac{4165}{8-6} = 2082,5$; $F = \frac{2082,5}{1849} = 1,13 < F_{\text{кр}} = 4,2$ при $\alpha = 0,05$; $f_1 = 2$ и $f_2 = 7$. Следовательно, уравнение (13а) адекватно описывает процесс.

Анализ этого уравнения показывает, что наибольшее влияние на температуру t оказывает x_1 (АДС), остальные факторы оказывают меньшее влияние.

Максимальная величина $y = t, \text{ } ^\circ\text{C} = 1232 \text{ } ^\circ\text{C}$ получена при $x_1 = -1$; $x_2 = +1$; $x_3 = +1$ и $x_4 = -1$, т. е. при АДС с общепринятой технологией; толщине листа 11,5 мм; 5,72 МДж/м погонной энергии и $\tau_c = 8$ с.

Минимальная величина $y = t, \text{ } ^\circ\text{C} = 329 \text{ } ^\circ\text{C}$ получена при $x_1 = +1$; $x_2 = -1$; $x_3 = -1$ и $x_4 = +1$, т. е. при АДС с РТЦ; толщине листа 8 мм, $q/v = 2,17$ МДж/м и $\tau_c = 16$ с.

В следующем эксперименте время сварки изменялось в пределах 0, 8 и 16 с, и эксперимент проводился уже по трехфакторному плану $2 \times 2 \times 3$ для АДС по общепринятой технологии и АДС с РТЦ.

В этом эксперименте, как и в первом случае, $x_2 = 8$ и 11,5 мм; $x_3 = 2,17$ и 5,72 МДж/м и $x_4 = 0, 8$ и 16 с.

Матрица плана $2 \times 2 \times 3$ и результаты эксперимента приведены в таблице 3, где y_1 и y_2 – температура при сварке АДС и АДС с РТЦ соответственно, x_2, x_3 и x_4 – кодированные уровни толщины проката, погонной энергии и времени сварки.

Ошибки воспроизводимости опытов составили соответственно $S_1 = 36 \text{ } ^\circ\text{C}$ (общепринятая АДС) и $S_2 = 21,5 \text{ } ^\circ\text{C}$ (АДС + РТЦ). Опыты проводились в случайном порядке.

Статистическую обработку результатов эксперимента проводили по ранее указанной методике [4]. Для плана $2 \times 2 \times 3$ $A_0 = A_{04} = 0,25$; $A_2 = A_3 = A_{23} = 0,08333$; $A_4 = A_{24} = A_{34} = 0,125$; $A_{44} = 0,375$.

Таблица 3 – Матрица плана 2×2×3

N	x_2	x_3	x_4	x_2x_3	x_2x_4	x_3x_4	x_4^2	y_1	y_2
1	-	-	-	+	+	+	+	0	0
2	-	-	0	+	0	0	0	1025	535
3	-	-	+	+	-	-	+	871	329
4	-	-	+	-	-	+	-	0	0
5	-	-	+	0	-	0	0	1232	1025
6	-	-	+	+	-	-	+	1263	665
7	+	+	-	-	-	-	+	0	0
8	+	+	-	0	-	0	0	1128	716
9	+	+	-	+	-	+	-	871	458
10	+	+	+	-	+	-	-	0	0
11	+	+	+	0	+	0	0	1182	870
12	+	+	+	+	+	+	+	1132	561
\sum_1	-78	914	4137	-284	-131	653	4137	8704	-
\sum_2	91	1043	2013	-529	25	439	1973	-	5119

Расчеты коэффициентов проводили по формулам:

$$b_0 = A_0(0Y) - A_{04}(44Y) = 0,25(8704 - 4137) = 1142; \quad (16)$$

$$b_2 = A_2(2Y) = 0,08333(-78) = -6,5; \quad (17)$$

$$b_3 = A_3(3Y) = 0,08333 \cdot 914 = 76,2; \quad (18)$$

$$b_4 = A_4(4Y) = 0,125 \cdot 4137 = 517; \quad (19)$$

$$b_{23} = 0,08333(-284) = -23,7; \quad (20)$$

$$b_{24} = 0,125(-131) = -16,4; \quad (21)$$

$$b_{34} = 0,1215 \cdot 653 = 81,6; \quad (22)$$

$$b_{44} = 0,375 \cdot 4137 - 0,25 \cdot 8704 = -625. \quad (23)$$

Значимость этих коэффициентов определяли с помощью доверительных интервалов для каждой группы коэффициентов. Они

оказались равны: $\Delta b_0 = 32,3$; $\Delta b_2 = \Delta b_3 = \Delta b_{23} = 18,68$; $\Delta b_4 = \Delta b_{24} = \Delta b_{34} = 22,85$ и $\Delta b_{44} = 39,55$.

Следовательно, коэффициенты b_2 , b_{24} незначимы, а уравнение регрессии примет вид:

$$y = 1142 + 76x_3 + 517x_4 - 23x_2x_3 + 82x_3x_4 - 625x_4^2. \quad (24)$$

Проверка адекватности этого уравнения подтвердила эту гипотезу, т. к. $F = \frac{S_{ад}^2}{S_y^2} = 1,715 < F_{кр} = 3,1$ (при $\alpha = 0,05$; $f_1 = 6$ и $f_2 = 11$).

Анализ уравнения (24) показывает, что наибольшее влияние на функцию отклика (y_1) оказывает x_4 (время сварки); влияние остальных факторов на порядок меньше.

Максимальная величина $y_1 = 1263$ °С получена при $x_2 = -1$, $x_3 = +1$, $x_4 = +1$, т. е. при толщине проката 8 мм, погонной энергии $q/v = 5,72$ МДж/м и времени сварки 16 с.

Обработка результатов АДС с РТЦ (y_2) позволила получить адекватное уравнение (25) при ошибке воспроизводимости $S_y = 38,7$ °С (9 % от средней величины):

$$y = 787 + 87x_3 + 252x_4 - 44x_2x_3 + 55x_3x_4 - 540x_4^2. \quad (25)$$

Анализ этого уравнения показывает, что и в этом случае наибольшее влияние на функцию отклика оказывает x_4 (τ) – время сварки. Влияние q/v (x_3) существенно меньше, а влияние толщины проката (x_2) совсем незначительно (проявляется лишь во взаимодействии с погонной энергией).

Для оценки разницы между общепринятой технологией и РТЦ сравнивали дисперсии обоих экспериментов (S_1^2 и S_2^2) и их средние значения (\bar{y}_1 и \bar{y}_2).

Дисперсии по критерию Фишера $F = \frac{S_1^2}{S_2^2} = \frac{36,3^2}{38,7^2} = 0,88 < F_n = 2,82$ ($\alpha = 0,05$; $f_1 = 11$ и $f_2 = 11$) однородны. Средневзвешенная дисперсия будет равна $S^2 = \frac{36,3^2 + 38,7^2}{2} = 1407,69$, откуда ошибка

воспроизводимости $S = \sqrt{1407,69} = 37,52$. Число степеней свободы $f = 22$. Из таблицы в приложении 1 [4] находим $t_{0,95} = 2,07$, поэтому

$$t_{0,95} S \sqrt{\frac{1}{n_1} + \frac{1}{n_2}} = 2,07 \cdot 37,52 \sqrt{\frac{2}{24}} = 12,9.$$

$$\text{Видно, что } \Delta y = \bar{y}_1 - \bar{y}_2 = \frac{8704}{12} - \frac{1519}{12} = 298,75 \approx 300 \text{ } ^\circ\text{C} \gg 12,9.$$

Следовательно, при 5%-м уровне значимости разницу между общепринятой технологией и технологией с РТЦ можно считать весьма значительной.

Список литературы

1. Абрамова, З. А. Изготовление крупногабаритной нефтеаппаратуры из сталей, не требующих высокотемпературной термической обработки / З. А. Абрамова, С. А. Румянцева // Экспресс-информация. Серия ХМ 3. – М.: ЦИНТИ-химнефтемаш, 1979. – № 12. – 9 с.

2. Рыкалин, Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке / Н. Н. Рыкалин. – М.: Машгиз, 1951. – 296 с.

3. Ion, J. C. A Second Report on diagrams of microstructure and Hardness for Heat-Affected Zones in welds / J. C. Ion, K. E. Earterling, M. F. Ashby // Acta metal. – 1984. – Vol. 32, No 11. – P. 1949–1962.

4. Вознесенский, В. А. Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях / В. А. Вознесенский. – Изд. 2-е. – М.: Финансы и статистика, 1981. – 263 с.

References

1. Abramova, Z. A. *Izgotovlenie krupnogabaritnoj nefteapparatury iz stalej, ne trebuyushchih vysokotemperaturnoj termicheskoj obrabotki* [Manufacturing of large-sized oil equipment from steels that do not require high-temperature heat treatment] / Z. A. Abramova, S. A. Rumyanцева // *Ekspress-informaciya. Seriya HM 3 = Express information. XM series 3.* – Moscow: CINTI-himneftemash Publ., 1979. – No 12. – 9 p.

2. Rykalin, N. N. *Raschety teplovyh processov pri svarke* [Calculations of thermal processes during welding] / H. H. Rykalin. – Moscow: Mashgiz Publ., 1951. – 296 p.

3. Ion, J. C. A Second Report on diagrams of microstructure and Hardness for Heat-Affected Zones in welds / J. C. Ion, K. E. Earterling, M. F. Ashby // *Acta metal.* – 1984. – Vol. 32, No 11. – P. 1949–1962.

4. Voznesenskij, V. A. *Statisticheskie metody planirovaniya eksperimenta v tekh-niko-ekonomicheskikh issledovaniyah* [Statistical methods of experiment planning in feasibility studies] / V. A. Voznesenski. Edition 2. – Moscow: Finansy i statistika Publ., 1981. – 263 p.

Поступила 16.10.2023

Received 16.10.2023

**ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ЦИКЛОВ СВАРКИ,
ОПРЕДЕЛЯЮЩИХ СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ
СОЕДИНЕНИЙ.**

**СООБЩЕНИЕ 2. ИССЛЕДОВАНИЕ ТОЛЩИНЫ
СВАРИВАЕМОГО МЕТАЛЛА, ПОГОННОЙ ЭНЕРГИИ
СВАРКИ И СПОСОБА СВАРКИ НА СКОРОСТЬ НАГРЕВА**

А. Н. ШАВЕЛЬ, канд. физ.-мат. наук, **Е. С. ГОЛУБЦОВА**, д-р техн. наук
Белорусский национальный технический университет

Проведен статистический анализ влияния толщины металла, погонной энергии сварки и способа сварки на скорость нагрева.

***Ключевые слова:** сварные соединения, погонная энергия сварки, сварка с регулированием тепловых процессов, матрица плана, статистическая обработка результатов эксперимента.*

**RESEARCH OF THERMAL CYCLES OF WELDING,
DETERMINING THE STRUCTURE AND PROPERTIES
OF WELDED JOINTS.**

**MESSAGE 2. STUDY OF THE THICKNESS OF THE METAL
TO BE WELDED, WELDING ENERGY RATING
AND WELDING METHOD FOR THE HEATING RATE**

A. N. SHAVEL, Ph. D. in Physical and Mathematical Sciences,
E. S. GOLUBTSOVA, Dr. of Engineering Sciences
Belarusian National Technical University

A statistical analysis of the influence of metal thickness, welding heat input and welding method on the heating rate was carried out.

***Keywords:** welded joints, welding heat input, welding with regulation of thermal processes, plan matrix, statistical processing of experimental results.*

В следующей серии опытов был проведен эксперимент по исследованию влияния толщины металла x_1 (8 и 11,5 мм), погонной энергии сварки x_2 (2,17 и 5,72 МДж/м) и способа сварки x_3 (с регулиро-

ванием тепловых процессов (РТЦ) и без применения РТЦ) на скорость нагрева w_n . Для проведения эксперимента был выбран план $N = 2^3$, где 2 – два уровня факторов, а 3 – количество факторов. Матрица плана и результаты опытов приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Матрица ПФЭ $N = 2^3$

N	x_1	x_2	x_3	$x_1 x_2$	$x_1 x_3$	$x_2 x_3$	$x_1 x_2 x_3$	$y = w_n, \text{ }^\circ\text{C/c}$
1	–	–	–	+	+	+	–	980
2	–	–	+	+	–	–	+	1050
3	–	+	–	–	+	–	+	570
4	–	+	+	–	–	+	–	700
5	+	–	–	–	–	+	+	430
6	+	–	+	–	+	–	–	750
7	+	+	–	+	–	–	–	330
8	+	+	+	+	+	+	+	500
Σ	–1250	–1150	650	370	250	–50	–170	5350

В таблице x_1 , x_2 и x_3 – кодированные уровни толщины проката, погонной энергии сварки и способа сварки (без РТЦ и с РТЦ); y – параметр оптимизации ($y = w_n, \text{ }^\circ\text{C/c}$) соответственно.

Дисперсия параметров оптимизации составила $S_y^2 = 1118$ (определена была ранее), а ошибка воспроизводимости $S_y = 33,5 \text{ }^\circ\text{C/c}$.

Обработка результатов эксперимента проводилась в соответствии с работой [1]. Были получены следующие значения коэффициентов регрессии:

$$b_0 = \frac{5350}{8} = 668,75; b_1 = -\frac{1250}{8} = -156,25;$$

$$b_2 = -\frac{1150}{8} = -143,75; b_3 = \frac{650}{8} = 81,25;$$

$$b_{12} = \frac{370}{8} = 46,25; b_{13} = \frac{250}{8} = 31,25;$$

$$b_{23} = -\frac{50}{8} = -6,25; b_{123} = -\frac{170}{8} = -21,25.$$

Дисперсия коэффициентов $S_{b_i}^2 = S_4^2 / N = \frac{1118}{8} = 139,75$; $S_{b_i} = 11,822$; $\Delta b_i = \pm t S_{b_i} = 2,306 \cdot 11,82 = 27,26$.

Коэффициенты $b_{23} = -6,25$ и $b_{123} = -21,25$ меньше $\Delta b_i = 27,26$ и, следовательно, незначимы.

Уравнение регрессии примет вид:

$$y = w_n = 669 - 156x_1 - 144x_2 + 81x_3 + 46x_1x_2 + 31x_1x_3. \quad (1)$$

Проверка адекватности этого уравнения по критерию Фишера подтвердила эту гипотезу, т. к. $F = \frac{S_{\text{ад}}^2}{S_y^2} = \frac{1964}{1118} = 1,757 < F_{\text{кр}} = 4,5$ (при $\alpha = 0,05$; $f_1 = 2$; $f_2 = 8$).

Таким образом, на скорость нагрева w_n наибольшее влияние оказывает x_1 (толщина металла). Чем она меньше, тем больше w_n . Существенно и влияние x_2 (погонной энергии): чем она меньше, тем больше w_n . Существенно и влияние способа сварки (x_3).

Сварка с РТЦ ($x_1 = +1$) позволяет повысить интенсивность нагрева. Максимальная величина скорости нагрева $y = w_n = 1050$ °C/с получена при $x_1 = -1$, $x_2 = -1$, $x_3 = +1$, т. е. при толщине проката 8 мм, погонной энергии сварки 2,17 МДж/м и АДС с РТЦ.

Таким образом, как видно из таблицы 1, а также полученного уравнения, при автоматической дуговой сварке (АДС) под флюсом по общепринятой технологии значения параметров изменяются в определенных пределах регулированием факторов. Например, при уменьшении погонной энергии сварки с 5,72 до 2,17 МДж/м скорость нагрева в околосшовном участке ЗТВ увеличивается с 330 до 980 °C/с. Применение технологии сварки с РТЦ позволяет повысить интенсивность нагрева до 1050 °C/с.

Применение принудительного сопутствующего охлаждения позволяет существенно расширить интервал регулируемых значений параметров термических циклов, в том числе при постоянной погонной энергии сварки. Такое охлаждение является наиболее эффективным средством воздействия на параметры теплового поля и при ЭШС. Подтверждением этого являются результаты следующего эксперимента, где изучалось влияние марки стали ($x_1 = -1$, 10Г2ФР;

$x_1 = 0$, 09Г2С; $x_1 = +1$, 12ХМ) и способа сварки ($x_2 = -1$, общепринятая; $x_2 = -1/3$, с РТЦ; $x_2 = +1/3$, с ГПМ и $x_2 = +1$, с РТЦ и ГПМ). ГПМ – гранулированный присадочный материал.

В качестве параметров оптимизации были выбраны скорость сварки $y_1 = v_{св}$, мм/с, $y_2 = \tau'$, $y_3 = \tau''$, $y_4 = \tau_c$ – время пребывания металла выше критической точки A_{c3} при нагреве, охлаждении и суммарное значение соответственно; $y_5 = w_{8-5}$, °С/с – скорость охлаждения в интервале температур превращения аустенита 800–500 °С.

Для проведения эксперимента был выбран план 3×4, где 3 – три уровня марки стали, а 4 – четыре уровня способов сварки. Ошибки воспроизводимости соответственно составляли: $S_1 = 0,045$ мм/с; $S_2 = 3,9$ с; $S_3 = 12$ с; $S_4 = 12$ с; $S_5 = 0,37$ °С/с.

Матрица плана 3×4 и результаты опытов приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Матрица плана 3×4

N	x_1	x_2	$x_1 x_2$	x_1^2	x_2^2	$y_1 = v_{св}$	$y_2 = \tau'$	$y_3 = \tau''$	$y_4 = \tau_c$	$y_5 = w_{8-5}$
1	–	–	+	+	+	0,610	45	150	195	3,8
2	–	–1/3	+1/3	+	+1/9	0,610	50	85	135	6,0
3	–	+1/3	–1/3	+	+1/9	0,122	10	155	165	8,0
4	–	+	–	+	+	0,123	12	85	97	9,6
5	0	–	0	0	+	0,330	60	180	240	0,1
6	0	–1/3	0	0	+1/9	0,330	43	80	123	1,28
7	0	+1/3	0	0	+1/9	0,380	55	140	195	2,0
8	0	+	0	0	+	0,330	50	125	175	2,5
9	+	–	–	+	+	0,360	40	170	210	1,8
10	+	–1/3	–1/3	+	+1/9	0,360	45	125	170	2,0
11	+	+1/3	+1/3	+	+1/9	0,580	20	155	175	1,8
12	+	+	+	+	+	0,580	19	115	134	1,2
\sum_1	0,416	–0,341	0,944	3,344	2,597	4,714	–	–	–	–
\sum_2	7	81,67	17	241	251	–	449	–	–	–
\sum_3	90	–121,7	–3,33	1040	907	–	–	1565	–	–
\sum_4	97	–203,3	13,70	1281	1158	–	–	–	2014	–
\sum_5	–21	8,87	–7,13	33,4	21,16	–	–	–	–	40,08

Статистическую обработку результатов экспериментов проводили по указанной выше методике.

Для плана 3×4 : $A_0 = 0,38021$; $A_{01} = 0,25$; $A_{02} = 0,23438$; $A_1 = 0,125$; $A_2 = 0,15$; $A_{12} = 0,225$; $A_{11} = 0,375$ и $A_{22} = 0,42188$.

В результате получим следующие уравнения в виде полиномов 2-го порядка:

$$y_1 = 0,348 + 0,052x_1 - 0,051x_2 + 0,212x_1x_2 + 0,076x_1^2; \quad (2)$$

$$y_2 = 52 - 12x_2 + 4x_1x_2 - 22x_1^2; \quad (3)$$

$$y_3 = 122,4 + 11,25x_1 - 18,25x_2 + 15,84x_2^2; \quad (4)$$

$$y_4 = 174 + 12x_1 - 30x_2 - 23x_1^2 + 17x_2^2; \quad (5)$$

$$y_5 = 1,7 - 2,6x_1 + 1,3x_2 - 1,6x_1x_2 + 2,9x_1^2 - 0,5x_2^2. \quad (6)$$

Из этих уравнений видно, что наибольшее влияние на скорость сварки, время τ' , τ'' и τ_0 оказывает способ сварки (x_2), влияние марки стали (x_1) меньше. На скорость охлаждения $y_5 = w_{8-5}$, °C/с большее влияние оказывает марка стали (x_1).

Список литературы

1. Вознесенский, В. А. Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях / В. А. Вознесенский. – Изд. 2-е. – М.: Финансы и статистика, 1981. – 263 с.

References

1. Voznesenskij, V. A. *Statisticheskie metody planirovaniya eksperimenta v tekhniko-ekonomicheskikh issledovaniyah* [Statistical methods of experiment planning in feasibility studies] / V. A. Voznesenski. Edition 2. – Moscow: Finansy i statistika Publ., 1981. – 263 p.

Поступила 16.10.2023

Received 16.10.2023

ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ СЕЛЬСКОХОЗЯЙСТВЕННОЙ ТЕХНИКИ

А. А. АНДРУШЕВИЧ, канд. техн. наук

Белорусский государственный аграрно-технический университет

В. А. КАЛИНИЧЕНКО, канд. техн. наук

Белорусский национальный технический университет

В статье приведены сведения о получении металлических композиционных материалов с использованием высокоэнергетических технологий, основанных на лазерной и индукционной наплавке. Рассмотрены особенности получения структурных составляющих подобных материалов и ожидаемые свойства применительно к деталям сельскохозяйственной техники.

Ключевые слова: композиционные материалы, кремнистые бронзы, лазерная наплавка, индукционная наплавка, свойства, синтез, металлографический анализ.

HIGH-ENERGY TECHNOLOGIES FOR PRODUCING COMPOSITE MATERIALS FOR AGRICULTURAL MACHINERY PARTS

A. A. ANDRUSHEVICH, Ph. D. in Technical Sciences

Belarusian State Agrarian-Technical University

V. A. KALINICHENKO, Ph. D. in Technical Sciences

Belarusian National Technical University

The article provides information on the production of metal composite materials using high-energy technologies based on laser and induction surfacing. The features of obtaining the structural components of such materials and the expected properties in relation to parts of agricultural machinery are considered.

Keywords: composite materials, silicon bronzes, laser surfacing, induction surfacing, properties, synthesis, metallographic analysis.

Введение. Сельскохозяйственная техника работает в сложных условиях, связанных с запыленностью, знакопеременными нагруз-

ками при работе на бездорожье и большими объемами работы, а также климатическими условиями местности. От стабильного функционирования техники зависят сроки уборки урожая и ее качество. По статистике расходы на ее ремонт составляют 15–20 % от стоимости сельскохозяйственных машин. Основные проблемы, возникающие при эксплуатации сельхозтехники, включают налипание на подвижные узлы грязи и пыли, что ведет к их абразивному износу; различные виды атмосферных осадков, вызывающие коррозию деталей; вибрацию и ударные нагрузки, которые становятся причиной преждевременного износа. Для борьбы с вышеуказанными эффектами авторами был предложен новый тип композиционных материалов (КМ), полученных на основе сплавов системы «железо – углерод» и кремнистых бронз.

Композиционные материалы применяются в различных отраслях промышленного производства, в т. ч. сельскохозяйственном машиностроении [1–4]. Изучением вопросов эффективного использования КМ в технике активно занимались ряд ученых в различных странах – П. А. Витязь (Беларусь), С. С. Затуловский и Л. И. Тучинский (Украина), В. А. Васильев (Россия) и многие другие.

Большое распространение получило изготовление деталей ответственного назначения из КМ различными методами литья, но они требуют специальной формообразующей оснастки и плавильного оборудования [3; 4]. Стоимость такой оснастки, изготавливаемой с использованием традиционных технологий, в несколько раз превышает стоимость создаваемых изделий, а ее изготовление трудоемко.

В связи с этим представляется актуальным и возможным применение высокоэнергетических технологий – индукционного и лазерного нагрева для синтеза изделий конкретного назначения из композиционных материалов, в частности, на основе меди, взамен энергозатратных технологий литья. Для решения выше указанных вопросов был предложен новый тип композиционных материалов, полученных на основе кремнистых бронз и сплавов системы «железо – углерод».

Основная часть. Объектом исследований являлась технология получения макрогетерогенного КМ из железоуглеродистых сплавов. Аналогом являлся технологический процесс изготовления композиционного материала литьем в кокиль, на основе бронзы

БрКМц3-1, армированного гранулами карбида кремния фракции 100–300 мкм с шагом расположения гранул 1,5–3,0 мм.

В качестве метода получения сложноармированных композиционных материалов использована предварительная лазерная наплавка железоникелевых валиков порошком ПГ-12-01 на стальную подложку (рисунок 1, *а*), с последующим нанесением покрытий на основе цветных сплавов, армированных микро- и макрочастицами карбидов (рисунок 1, *б*). Наплавка сетки проводилась с помощью CO₂ лазера, с шагом 5×5 мм на образец размерами 100×100 мм, при скорости сканирования 100 мм/мин.

На первом этапе проведена лазерная наплавка, которая сопровождается оплавлением валиков из железоникелевого сплава, что обеспечивает более прочное их соединение с упрочняемой поверхностью стальной детали и повышает их твердость (рисунок 1, *а*). Лазерную наплавку производили на технологическом комплексе на базе CO₂-лазера непрерывного действия типа «Комета» мощностью 1,0 кВт и координатного стола с системы ЧПУ «РУХ-5,0».

Далее проведена очистка образца в растворе ингибиторов с последующим его покрытием специально разработанными флюсовыми составами на основе производных борной кислоты (рисунок 1, *б*), с последующей кратковременной выдержкой (1–3 мин) в термической печи или сушильном шкафу при температуре около 350 °С.

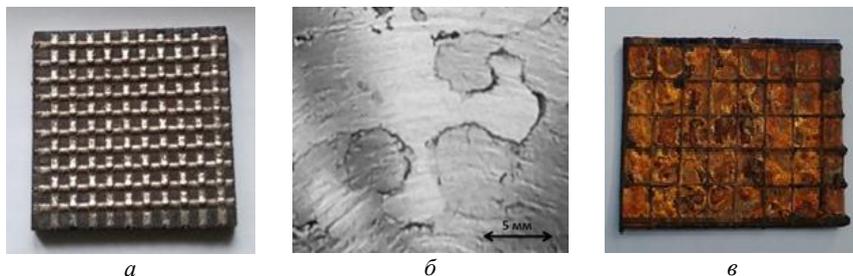


Рисунок 1 – Этапы создания композиционной слоистой структуры:
а – образец с предварительно нанесенной сеткой; *б* – образец с «окошками»,
заполненными микрочастицами; *в* – образец после индукционной наплавки,
перед механической обработкой

На втором этапе проведен индукционный нагрев подготовленных образцов до температуры 1050 °С с оплавлением бронзового порошка для обеспечения образования монолитного сплавления композиционного покрытия с основой детали и с предварительно нанесенными валиками. Толщина валиков была выбрана в пределах 0,5–1,5 мм из условия обеспечения возможного износа изделия и припуска на механическую обработку (рисунок 1, в). Выдержка наносимого по предлагаемой технологии покрытия при индукционном нагреве необходима для обеспечения полного протекания процесса спекания порошка и диффузионного соединения основы изделия с материалом валика (рисунок 1, в). Для этого углубления были заполнены бронзовым порошком необходимых марок в зависимости от способа эксплуатации изделия. Затем проводилось его оплавление при индукционном нагреве с применением инверторной установки ИМ 30-8-50 и выдержке при температуре нагрева около 1100 °С в расплавленном состоянии. Длительность выдержки (5–6 мин) выбиралась для полного протекания реакции в графитовом тигле, использованном в качестве стабилизатора, с последующим охлаждением на воздухе.

В результате получали слоистый композиционный материал толщиной около 600–700 мкм. Получение композиционного покрытия (с предварительно нанесенной сеткой, состоящей из валиков) без индукционного нагрева приводит к формированию неравномерной структуры с распределенными порами. Нанесение валиков вдоль и поперек рабочей поверхности с последующим индукционным оплавлением порошка бронзы, предварительно помещенного в образованные стенками валиков углубления, позволяет повысить качество покрытия за счет лучшего сцепления с основой образца. Нанесение валиков с небольшим шагом не позволяет избежать пористости из-за некачественного заполнения углубления порошком бронзы вследствие низкой текучести и технически трудноосуществимо. Использование шага валиков больше заявленных значений существенно не повышает механические свойства композиционного покрытия по сравнению со свойствами покрытия, полученных традиционными способами.

Результаты исследований. По результатам электронно-микроскопических исследований выявлена высокая адгезия сетки,

полученной методом лазерной наплавки, и бронзовой матрицы (рисунок 2, *a*). За исключением несущей основы в поверхностном слое основную нагрузку несет матрица, ввиду ее превалирующего количества в сравнении с армирующей составляющей. Проведен металлографический и химический анализ матрицы, расположенной на ранее выбранной подложке (рисунок 2, *a*). Как видно из представленного рисунка, матрица имеет хорошую зону контакта с материалом основы, однако, при нанесении покрытий (в рассматриваемом случае бронза БрКМц3-1), им свойственна высокая газонасыщаемость, что может оказать негативное влияние на свойства получаемых композиционных покрытий.

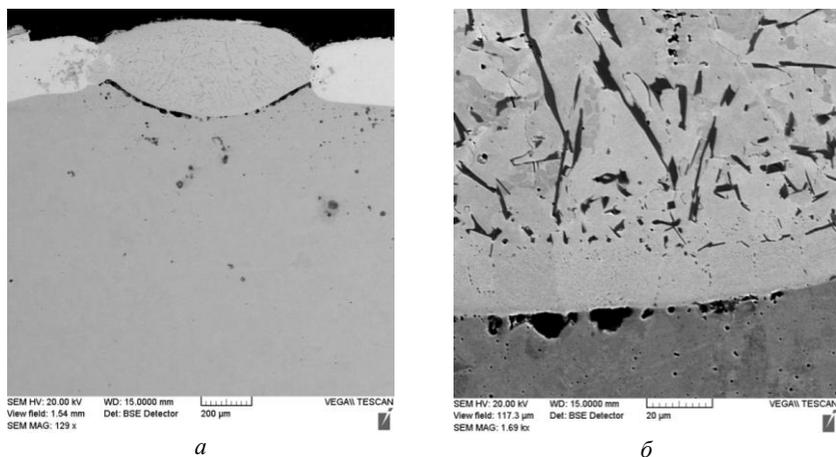


Рисунок 2 – Электронная микроскопия композиционного покрытия:

- a* – зона контакта лазерная наплавка – бронза;
- б* – зона контакта бронза – износостойкая подложка

При создании КМ представляется важным распределение элементов по сечению образца. Эксперименты были проведены по ключевым точкам композиционного покрытия (рисунок 3, *a*). Линия для картирования была выбрана от матрицы до подложки, с целью определения их связи друг с другом (рисунок 3, *a*).

Проведен химический анализ композиционного материала по выбранной зоне, который показан на рисунке 3, *б*. Результаты расшифровки диаграммы, представленной на рисунке 3, *б*, приведены в таблице 1.

Из таблицы 1 видно распределение и химический состав нанесенного композиционного материала после индукционной наплавки. Данные значения весьма сильно отличаются от исходных значений, что возможно объясняется выгоранием одних элементов и диффузией других материалов из материала подложки.

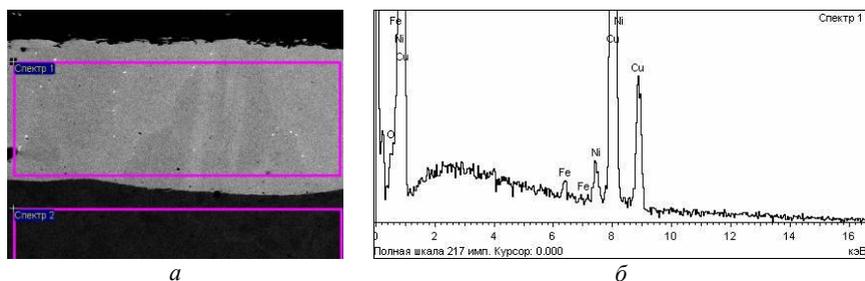


Рисунок 3 – Зона контакта матрица – материал подложки:
а – общий вид образца КМ; *б* – распределение основных элементов в исследуемой зоне

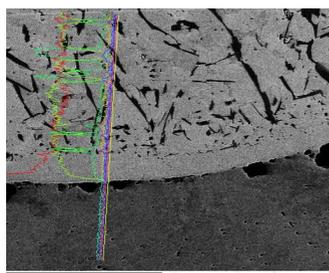
Таблица 1 – Анализ элементов в исследуемой зоне композиционного материала

Спектр	O	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Итого
Спектр 1, %	0,70	–	–	–	0,63	2,36	96,31	100,00
Спектр 2, %	–	0,16	0,13	0,36	99,04		0,31	100,00
Макс., %	0,70	0,16	0,13	0,36	99,04	2,36	96,31	
Мин., %	0,70	0,16	0,13	0,36	0,63	2,36	0,31	

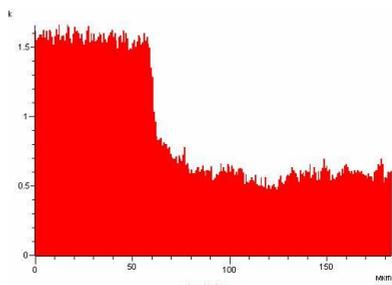
Наибольший интерес представляет распределение элементов по сечению полученного образца. Эксперименты были проведены по ключевым точкам композиции (рисунок 4, *а*). Первая линия для картирования была выбрана от матрицы до подложки, с целью определения их связи друг с другом (рисунок 4, *а*).

Для второй линии картирования (рисунок 5, *а*) была выбрана зона контакта между матрицей на подложке и армирующей составляющей (в нашем случае валиками, полученными лазерной наплавкой). Исследовались как элементы, составляющие основу используемых сплавов, так и негативные элементы, примеси (например, кис-

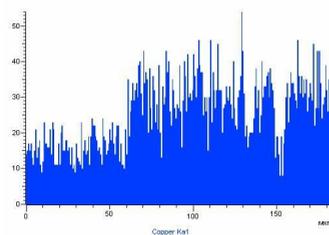
лород, равномерно распределенный в объеме исследуемого образца). Практически наблюдаются аналогичные изображения с образцами с выдержкой 8 мин (рисунок 6) и 12 мин (рисунок 7).



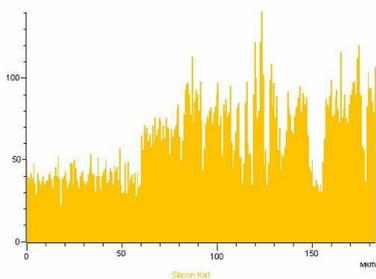
a



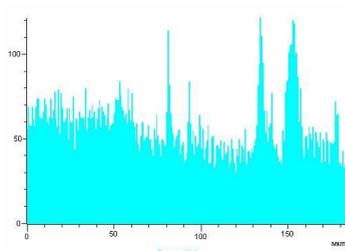
б



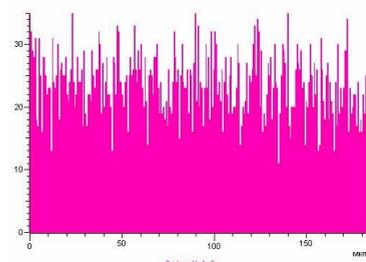
в



z

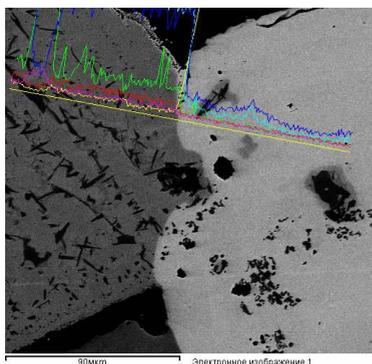


д

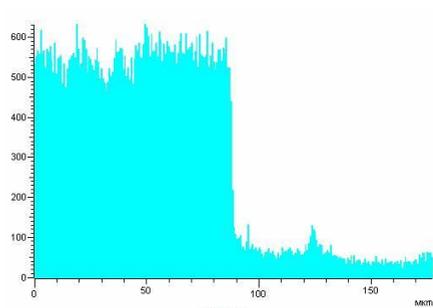


е

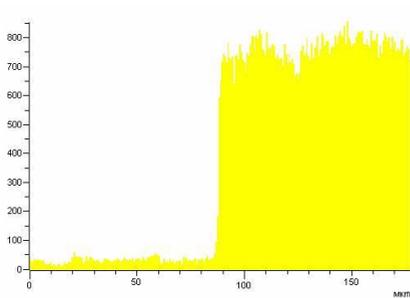
Рисунок 4 – Линия картирования матрица – подложка:
a – исследуемая зона контакта; *б* – железо; *в* – медь; *z* – кремний;
д – кислород; *е* – углерод



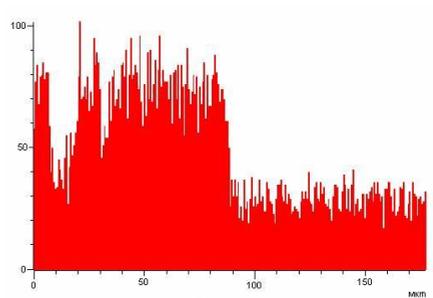
a



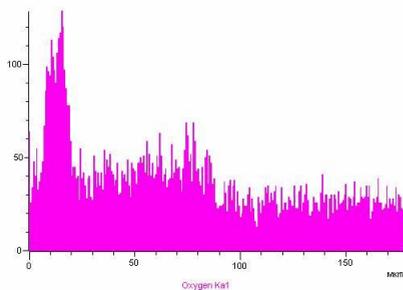
б



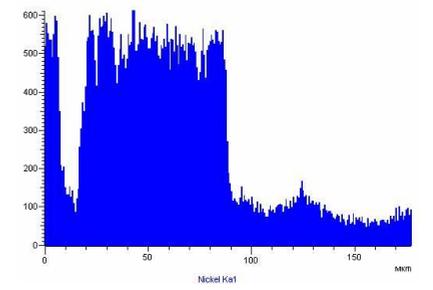
в



г

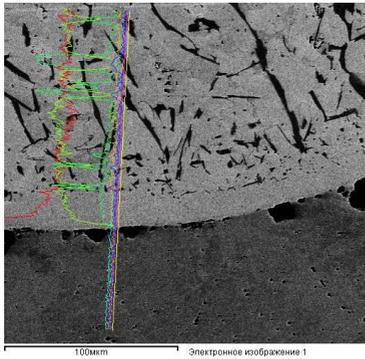


д

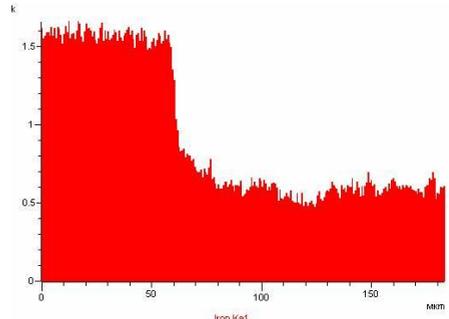


е

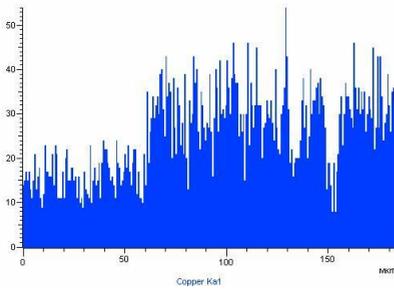
Рисунок 5 – Линия картирования матрица – лазерная наплавка:
a – исследуемая зона контакта; *б* – железо; *в* – кислород; *г* – углерод;
д – магний; *е* – никель



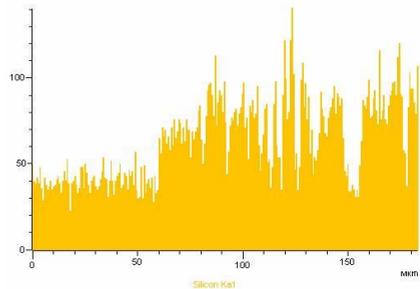
a



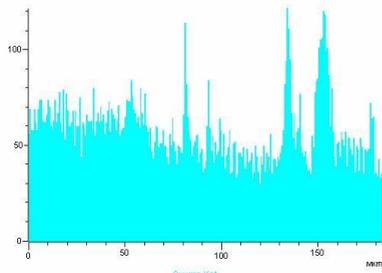
б



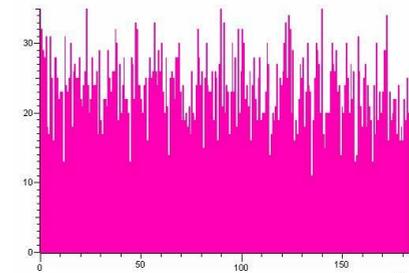
в



г



д



е

Рисунок 6 – Линия картирования матрица – подложка:
a – исследуемая зона контакта; *б* – железо ; *в* – медь; *г* – кремний;
д – кислород; *е* – углерод

Из полученных данных видно, что независимо от выбранной линии картирования основное количество исходных элементов остается неизменным, однако наблюдаются диффузионные процессы между материалами, что, безусловно, влияет на повышение качества получаемой композиции за счет обеспечения лучшей спайваемости.

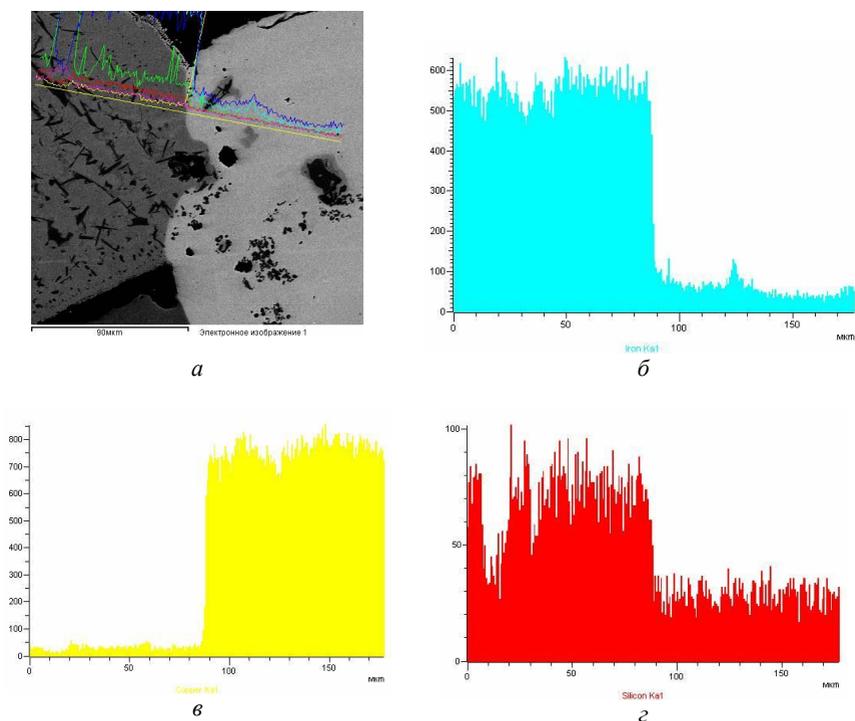


Рисунок 7 – Линия картирования матрица – лазерная наплавка:
a – исследуемая зона контакта; *б* – железо; *в* – медь; *г* – кремний

Для оценки механических свойств получаемых композиционных материалов было принято решение об изучении их микротвердости. Испытания проводились на базе НТП БНТУ «Политехник» с использованием микротвердомера AFFRIMVDM8 (Италия) с нагрузкой на индентор 0,2 кг и временем выдержки 15 с. Как показали исследования, композиционные покрытия с размером упрочняющих

фаз менее 100 мкм, нанесенные индукционной наплавкой, имели равномерную структуру и микротвердость.

При увеличении размера частиц до 200–500 мкм произошло значительное повышение показателей микротвердости. Переходная зона, полученная лазерной наплавкой, обладает твердостью порядка 270 единиц по Виккерсу. Далее следует более мягкий слой, образованный упрочненной бронзой. В зоне, близкой к переходной, твердость варьируется в пределах 220–230 единиц по Виккерсу. По мере удаления от нее микротвердость снижается до 200 единиц, что все равно превышает твердость образцов, упрочненных микрочастицами.

Разработанные материалы могут быть использованы в подшипниках скольжения ступиц машин для внесения жидких органических удобрений, например, МЖТ-Ф-11. Машины выпускаются в ОАО «УКХ«Бобруйскагромаш». Техника предназначена для самозагрузки, транспортирования, перемешивания и поверхностного распределения жидких органических удобрений, а также для перевозки технической воды и мойки машин, при пожаротушении, мойки дорог и т. д. В настоящее время подшипники машины изготавливают из бронзы БрАЖ9 методом точения из круга. Замена на предлагаемую технологию позволяет уменьшить количество операций механической обработки и обеспечить экономию ресурсов при повышении износостойкости в 1,3–1,5 раза.

Выводы. В настоящее время происходит интенсивная разработка и внедрение новых технологий изготовления деталей сельхозтехники из композиционных материалов. Одним из перспективных методов, обеспечивающих экономию энергетических, материальных и трудовых ресурсов, является высокоэнергетическое упрочняющее воздействие на рабочие поверхности, обеспечивающее получение композиционных покрытий на быстро изнашиваемых деталях и узлах.

В результате экспериментов установлено, что нанесение технологических валиков в виде сетки на рабочую поверхность изделия с последующим индукционным оплавлением порошка бронзы, предварительно помещенного в образованные углубления стенками валиков, позволяет повысить качество композиционного покрытия за счет повышения механических свойств, более равномерного распределения порошка и лучшего его сцепления с основой образца.

Установлено, что предлагаемый метод позволяет повысить механические свойства композиционных покрытий при минимальном расходе порошка бронзы и создать гамму различных типов композиционных материалов для работы подшипников скольжения с необходимыми угловыми скоростями и степенью нагружения с помощью варьирования частотой армирующей сетки и ее заполнения.

Список литературы

1. Особенности получения медночугунных композитов с использованием литейных технологий / А. С. Калиниченко [и др.] // *Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр.* – Минск: БНТУ, 2017. – Вып. 38. – С. 101–105.

2. Бабкин, В. Г. Литые металломатричные композиционные материалы электротехнического назначения / В. Г. Бабкин, Н. А. Терентьев, А. И. Перфильева // *Journal of Siberian Federal University. Engineering&Technologies.* – 2014. – Vol. 4, No 7. – P. 416–423.

3. Макрогетерогенные композиты, армированные гранулами. – [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://metal-archive.ru/litye-materialy/103-makrogeterogennye-kompozity-armirovannye-granulamami.html>. – Дата доступа: 16.01.2018.

4. Андрушевич, А. А. Литейная технология изготовления деталей сельскохозяйственной техники из композиционных материалов / А. А. Андрушевич, В. А. Калиниченко // *Современные проблемы освоения новой техники, технологий, организации технического сервиса в АПК: материалы междунар. науч.-техн. конф.* – Минск, 2018. – С. 225–228.

5. Возможности формирования композиционных покрытий армированием газотермических покрытий лазерной наплавкой / О. Г. Девойно [и др.] // *Современные методы и технологии создания и обработки материалов: Сб. науч. тр.* – Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2017. – Кн. 2. – С. 282.

References

1. *Osobennosti poluchenija mednochugunnyh kompozitov s ispol'zovaniem litejnyh tehnologij* [Features of producing copper-cast-iron composites using foundry technologies] / A. S. Kalinichenko [et al.] //

Metallurgiya: Respublikanskiy mezhvedomstvennyj sbornik nauchnyh trudov = Metallurgy: Republican interdepartmental collection of scientific papers. – Minsk: Publ., 2017. – Vol. 38. – P. 101–105.

2. Babkin, V. G. *Litye metallomatrichniye kompozicionnyye materialy jelektrotehnicheskogo naznachenija* [Cast metal matrix composite materials for electrical purposes] / V. G. Babkin, N. A. Terentyev, A. I. Perfil'yeva // *Journal of Siberian Federal University. Engineering&Technologies.* – 2014. – Vol. 4, No. 7. – P. 416–423.

3. <http://metal-archive.ru/litye-materialy/103-makrogeterogennye-kompozity-armirovannyye-granulami.html>.

4. Andrushevich, A. A. *Litejnaja tehnologija izgotovlenija detalej sel'skohozjajstvennoj tehniki iz kompozicionnyh materialov* [Foundry technology for manufacturing parts of agricultural machinery from composite materials] / A. A. Andrushevich, V. A. Kalinichenko // *Materialy mezhdunar. nauch.-tekhn. konf. "Sovremennyye problemy osvoeniya novoj tehniki, tehnologij, organizacii tekhnicheskogo servisa v APK"* [Modern problems of mastering new equipment, technologies, organizing technical services in the agro-industrial complex]. – Minsk, 2018. – P. 225–228.

5. Vozmozhnosti formirovaniya kompozicionnyh pokrytij armirovaniem gazotermicheskikh pokrytij lazernoj naplavkoj [Possibilities of forming composite coatings by reinforcing gas-thermal coatings with laser cladding] / O. G. Devoino [et al.] // *Sovremennyye metody i tehnologii sozdaniya i obrabotki materialov: sbornik nauchnyh trudov = Modern methods and technologies for creating and processing materials: Collection of scientific papers.* – Minsk: FTI NAN Belarusi Publ., 2017. – Book 2. – P. 282.

Поступила 26.10.2023

Received 26.10.2023

АНАЛИЗ СТАБИЛЬНОСТИ РАЗМЕРА АУСТЕНИТНОГО ЗЕРНА ЦЕМЕНТУЕМОЙ ХРОМОМАНГАНЦЕВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ

В. М. КОНСТАНТИНОВ, д-р техн. наук
Белорусский национальный технический университет
Н. А. ХОДОСОВСКАЯ, И. А. КОВАЛЁВА
ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»

В работе представлены результаты исследований по анализу технологии производства цементуемых сталей со стабильной величиной аустенитного зерна с апробацией изменений в технологию внепечной обработки. После корректировки технологии внепечной обработки стали размер аустенитного зерна в исследуемых образцах соответствовал 3–5 баллу. Результаты металлографических исследований показывают, что корректировка технологии внепечной обработки стали марки 16MnCrS5 не позволила в полной мере добиться поставленной цели, то есть получить величину зерна аустенита в цементуемой стали не крупнее 5 балла. Выработана дальнейшая стратегия по совершенствованию технологии производства цементуемых марок стали, устойчивых к росту аустенитного зерна при высокотемпературном нагреве и длительной выдержке.

Ключевые слова: величина аустенитного зерна; внепечная обработка; высокотемпературный нагрев; длительная выдержка; микроструктура; модифицирование; зародыши.

THE INFLUENCE OF STEEL TREATMENT ON THE VALUE AUSTENITE GRAINS OF CEMENTED STEEL GRADES

V. M. KONSTANTINOV, Dr. of Engineering Sciences
Belarusian National Technical University
N. A. HODOSOVSKAYA, I. A. KOVALIOVA
OJSC "BSW – Management Company of Holding "BMC"

The paper presents research results on the development of the technology for the production of case-hardened steels with a stable austenite grain size with approbation of changes in the out-of-furnace processing technology. After adjusting the technology of out-of-furnace processing of steel, the maximum size of

austenite grains in the studied samples corresponded to 3–5 points. The results of metallographic studies show that the adjustment of the technology of out-of-furnace processing of steel grade 16MnCrS5 did not allow to fully achieve the goal, that is, to obtain an austenite grain size in case-hardened steel no larger than 5 points. The further strategy has been developed to improve the technology for the production of carburized steel grades that are resistant to the growth of austenite grains during high-temperature heating and long-term holding in the conditions.

Keywords: *austenite grain size; out-of-furnace processing; high temperature heating; long exposure; microstructure; modification; embryos.*

Одним из эффективных путей получения высоких показателей конструктивной прочности стальных изделий является обеспечение действительной мелкозернистой структуры. Для улучшаемых, инструментальных и ряда других конструкционных сталей дисперсное действительное зерно может быть получено традиционными методами термической и деформационно-термической обработок. Значительно сложнее ситуация для цементуемых сталей. Наличие длительной высокотемпературной выдержки в аустенитной области при цементации провоцирует рост аустенитного зерна. Ситуация усугубляется также возможным неравномерным ростом зерна. В ряде случаев значительная разнотернистость признается более опасной, чем равномерная крупнозернистость.

Известными приемами достижения дисперсного аустенитного зерна является обеспечение наследственной мелкозернистости стали регламентированным введением ряда легирующих элементов. Как правило, микролегирование стали осуществляют сильными карбидообразователями (Ti, V, Ta, Nb, Zr и др.). Также распространено раскисление алюминием [1]. Указанные элементы образуют карбиды, карбонитриды, оксиды и обеспечивают барьерный эффект торможения роста аустенитного зерна. Ряд горофильных элементов воздействуют на граничные области зерна.

Для ряда цементуемых низкоуглеродистых сталей (16MnCrS5, 20MnV6, 18ХГТ, 25ХГТ, Е470), производство которых освоено в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», необходимо обеспечить получение стабильного мелкого аустенитного зерна при высокотемпературном нагреве и длительной выдержке. Так, в соответствии с требованиями некоторых потреби-

лей размер аустенитного зерна после заданной термообработки (нагрев до температуры 925–980 °С и выдержка от 8 до 50 ч) не должен быть ниже 5 балла согласно шкалам стандартов ISO 643 [2] или ASTM E 112 [3]. При металлографических исследованиях было установлено, что максимальный размер аустенитного зерна в исследуемых образцах указанных марок стали не стабилен. Диапазон составляет от 0 до 5 балла (рисунок 1) [4]. Это неприемлемо, так как известно, что допустима разнотернистость не более двух номеров.

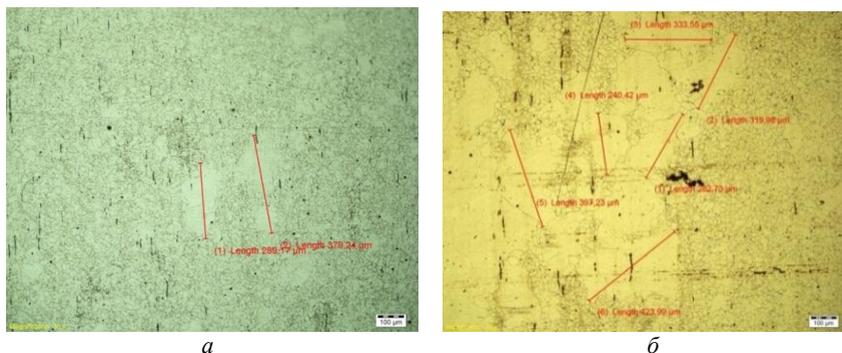


Рисунок 1 – Микроструктура образца стали 16MnCr5S после термообработки:
a – 2,0 балл (нагрев до 930 °С, выдержка – 8 ч);
б – 0 балл и процесс растворения зерен (нагрев до 930 °С, выдержка – 30 ч)

Для решения данной задачи было опробовано внесение коррективов по карбидообразующим элементам (ванадий, титан, ниобий, алюминий) в пределах значений, нормируемых спецификацией потребителя, при внепечной обработке стали [5]. Однако при дальнейшей отработке технологии производства цементуемых марок стали и оценке влияния дополнительной присадки ниобия однозначных стабильных результатов достигнуто не было. Для получения требуемых значений по величине аустенитного зерна минимально достаточное количество ниобия на практике оказалось выше допустимого уровня его содержания, указанного в спецификации потребителя.

Учитывая неоднозначные результаты ранее проведенных исследований, был выполнен анализ причин и путей, обеспечивающих получение стабильной величины аустенитного зерна цементуемой стали.

Технологические приемы при выпечной обработке стали, как правило, интенсифицируют следующие процессы [6]:

1. Взаимодействие металла с жидким шлаком или твердыми шлакообразующими материалами (интенсивное перемешивание специальной мешалкой, продувка газом, вдувание твердых шлакообразующих материалов непосредственно в массу металла, электромагнитное перемешивание и т. п.).

2. Газовыделение (обработка металла вакуумом или продувка инертным газом).

3. Взаимодействие с вводимыми в ванну материалами для раскисления и легирования (подбор комплексных раскислителей оптимального состава; введение реагентов в глубь металла в виде порошков, блоков, специальной проволоки; с использованием патронов, выстреливаемых в глубь металла; искусственное перемешивание для улучшения условия удаления продуктов раскисления и т. д.; организация тем или иным способом перемешивания ванны, интенсификация процессов массопереноса – обязательное условие эффективности процесса).

Наряду с металлургическими процессами выпечной обработки важное значение имеют структурные факторы обеспечения барьерного и горофильного эффектов. К ним следует отнести следующие:

1. Физико-механические и термодинамические характеристики синтезируемых тугоплавких фаз. Известно, что растворимость в аустените различных карбидов, карбонитридов, оксикарбидов существенно отличается. Так, по данным М. И. Гольдшейна в стали 10 при температуре 1100 °С растворено не более 0,025 % ниобия. Для титана эта величина составляет 0,05 %. По данным Э. Э. Блюма, наиболее медленно в аустените растворяются карбонитридные комплексы, например, AlN , $V(CN)$. Высокой термодинамической стабильностью в аустените обладают тугоплавкие соединения ниобия [7]. Следует отметить также позитивное влияние микролегирования ниобием на устойчивость границ аустенитного зерна.

2. Отдельным важным направлением является обеспечение рационального, равномерного распределения карбидных, карбонитридных, оксикарбидных частиц на границах первичных зерен. Наличие в структуре стали тугоплавких дисперсных частиц не является достаточным условием формирования дисперсного аусте-

нитного зерна. Неравномерное скопление тугоплавких частиц, их удаленность друг от друга могут привести к разнотерности и крупнотерности. В этом случае барьерный эффект тугоплавких частиц будет обеспечивать устойчивость крупнотерной структуры (рисунок 1, б). Поэтому условия первичной кристаллизации и охлаждения после внепечной обработки имеют существенное значение.

В настоящее время в ходе внепечной обработки стали производители добиваются очень низких содержаний фосфора и серы, значительного снижения загрязненности стали неметаллическими включениями и концентрации водорода в готовой продукции. На завершающей стадии внепечной обработки за счет проведения модифицирования и микролегирования удается существенно повысить физико-механические, эксплуатационные и технологические свойства стали.

При введении добавок непосредственно перед затвердеванием в расплав, минимально перегретый над температурой ликвидуса, дополнительно реализуется механизм инокулирования как за счет ввода готовых (частиц железа в составе модификаторов), так и получения искусственных (оксидов, нитридов, карбонитридов) подложек, действующих в качестве зародышей в кристаллизующемся расплаве. Это воздействие, как правило, не ограничивается влиянием на первичную структуру и свойства литой стали, но сказывается также и на качестве деформируемого и термически обработанного изделия. Трансформация модифицирующей добавки в микролегующую реализуется как за счет механизма воздействия на зеренную структуру, так и за счет формирования вторичных фаз различной природы и растворимости (и, соответственно, степени дисперсности). При этом вводимые реагенты работают в стали не только как модификаторы включений, но и как микролегующие элементы, способные взаимодействовать с вредными примесями. В полной мере положительное влияние активной добавки реализуется той ее частью («эффективной»), которая будет находиться в твердом растворе в так называемом «чистом», неокисленном состоянии, остающемся после неизбежных потерь при вводе в жидкий металл. Именно с помощью этой части можно осуществить более глубокое воздействие на микроструктуру стали, чистоту границ зерен,

реализовать возможность образования соединений с цветными примесями, водородом и т. п. [5].

В результате выполненного анализа были внесены некоторые изменения в технологию внепечной обработки при производстве стали марки 16MnCrS5. Они осуществлялись с целью получения термодинамически устойчивых оксидов, нитридов и карбонитридов, которые, как известно, оказывают существенное влияние на формирование вторичной структуры и конечные свойства проката и готовых стальных изделий. Наследственная величина зерна в значительной степени определяется процессами, протекающими при легировании и раскислении стали [6].

После разливки непрерывнолитые заготовки сечением 300×400 мм были прокатаны в круглый сортовой прокат диаметром 120 мм. Для исследования величины аустенитного зерна были отобраны пробы проката и подвергнуты нагреву до 930 °С с последующей выдержкой в печи около 50 ч и охлаждением в масле. В ходе металлографического исследования образцов, проведенного с использованием инвертированного металлографического микроскопа отраженного света Olympus GX-51 с цифровой системой изображений, было определено, что максимальный размер аустенитного зерна в исследуемых образцах соответствует 3–5 баллу (рисунок 2). Отмечено некоторое уменьшение разнотерности аустенитного зерна. Количество более крупных аустенитных зерен и их размер стали меньше. Гигантских отдельных аустенитных зерен в анализируемом случае нет. Есть основания полагать, что это обусловлено не только формированием тугоплавких карбонитридов, но и равномерностью их расположения в первичном зерне.

Выводы. Проанализировано влияние внепечной обработки на изменение размера аустенитного зерна цементуемой стали 16MnCrS5. Установлено, что наличие тугоплавких ниобийсодержащих фаз в аустенитной структуре стали является необходимым, но недостаточным условием получения равномерной мелкозернистой структуры аустенита не более 5 балла. Весьма существенным условием является обеспечение рационального, равномерного распределения тугоплавких частиц на границах первичных зерен при кристаллизации слитка. Предложены некоторые пути совершенствования технологии производства цементуемых марок стали, устойчивых к росту аустенитного зерна при высокотемпературном

нагреве и длительной выдержке. Получено некоторое уменьшение разноразмерности аустенита в цементуемой хромомарганцевой стали (3–5 балл).

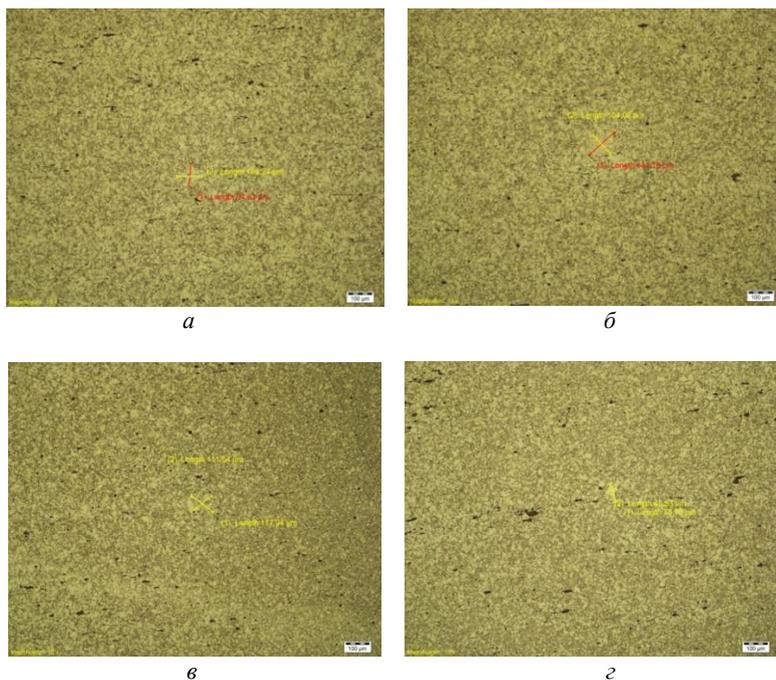


Рисунок 2 – Микроструктура образца стали 16MnCrS5 после термообработки (нагрев до 930 °С, выдержка – 50 ч):
a – 4,0 балл; *б* – 3,0 балл; *в* – 3,5 балла; *г* – 5,5 балла

Список литературы

1. **Зинченко, В. М.** Инженерия поверхности зубчатых колес методами химико-термической обработки / В. М. Зинченко – М.: МГТУ им. Баумана, 2001. – 303 с.
2. **Сталь.** Микрографическое определение видимого размера зерна: ISO 643, четвертое издание. – 2019-12. – 26 с.
3. **Стандартные методы для определения средней величины зерна:** ASTM E 112-13, 2013. – 69 с.

4. **Ходосовская, Н. А.** Комплексное исследование морфологии аустенита цементуемых сталей после высокотемпературной выдержки / Н. А. Ходосовская, И. А. Ковалева // *Сталь*. – 2022. – № 2. – С. 23–26.

5. **Ходосовская, Н. А.** Исследование воздействия ниобия на размер зерна аустенита цементуемых сталей при высокотемпературной термической обработке / Н. А. Ходосовская, И. А. Ковалева // *Литейное производство и металлургия 2022: сборник трудов международного науч.-техн. конф.* – Минск, 2022. – С. 79–83.

6. **Голубцов, В. А.** Теория и практика добавок в сталь вне печи / В. А. Голубцов. – М.: Инфра-М, 2022. – 444 с.

7. **Чичин, А. И.** Высокотемпературная вакуумная цементация зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / А. И. Чичин; Белорусский национальный технический университет. – Минск, 2023. – 22 с.

References

1. **Zinchenko, V. M.** *Inzheneriya poverhnosti zubchatyh koles metodami himiko-termicheskoy obrabotki* [Engineering of gear surfaces using chemical-thermal treatment methods] / V. M. Zinchenko. – Moscow: Moscow State Technical University named after Bauman Publ., 2001. – 303 p.

2. **Stal'.** *Mikrograficheskoe opredelenie vidimogo razmera zerna* [Steel. Micrographic determination of apparent grain size]: ISO 643, fourth edition. – 2019-12. – 26 p.

3. **Standartnye metody dlya opredeleniya srednej velichiny zerna** [Standard Methods for Determining Average Grain Size]: ASTM E 112-13, 2013. – 69 p.

4. **Hodosovskaya, N. A.** *Kompleksnoe issledovanie morfologii austenita cementuemykh stalej posle vysokotemperaturnoy vyderzhki* [Comprehensive study of the morphology of austenite in case-hardened steels after high-temperature holding] / Hodosovskaya N. A., Kovaleva I. A. // *Stal' = Steel*. – 2022. – No. 2. – P. 23–26.

5. **Hodosovskaya, N. A.** *Issledovanie vozdejstviya niobiya na razmer zerna austenita cementuemykh stalej pri vysokotemperaturnoj termicheskoy obrabotke* [Study of the effect of niobium on the grain size of austenite in case-hardened steels during high-temperature heat treatment] /

N. A. Hodosovskaya, I. A. Kovaleva // sbornik trudov mezhdunar. nauch.-tekhn. konf. "Litejnoe proizvodstvo i metallurgiya 2022" [Foundry and metallurgy 2022]. – Minsk, 2022. – P. 79–83.

6. Golubcov, V. A. *Teoriya i praktika dobavok v stal' vne pechi* [Theory and practice of additives to steel outside the furnace] / V. A. Golubcov. – Moscow: Infra-M Publ., 2022. – 444 p.

7. CHichin, A. I. *Vysokotemperaturnaya vakuumnaya cementaciya zubchatyh koles transmissij energonasyshchennyh mashin* [High-temperature vacuum carburization of transmission gears of energy-saturated machines]: avtoref. dis. ... kand. tekhn. Nauk: 05.16.01 / A. I. CHichin; Belarusian National Technical University. – Minsk, 2023. – 22 p.

Поступила 16.11.2023

Received 16.11.2023

The collection contains materials in the field of metallurgy of ferrous and non-ferrous metals and alloys, foundry, materials science and metallurgy in metallurgy and mechanical engineering. At the same time, both modern issues and development trends of these industries are considered, as well as the results of our own research aimed at improving the quality of metal products, improving technological modes and creating new technologies.

The results of theoretical and practical research are used and implemented in the conditions of metallurgical and machine-building enterprises of the republic.

Designed for engineering and technical and scientific workers, teachers, graduate students, undergraduates and university students of the relevant profile.

В сборнике представлены материалы в области металлургии черных и цветных металлов и сплавов, литейного производства, материаловедения и металловедения в металлургии и машиностроении. При этом рассмотрены как современные вопросы и тенденции развития указанных производств, так и результаты собственных исследований, направленных на повышение качества металлопродукции, совершенствование технологических режимов и создание новых технологий.

Результаты теоретических и практических исследований используются и внедряются в условиях металлургических и машиностроительных предприятий республики.

Предназначен для инженерно-технических и научных работников, преподавателей, аспирантов, магистрантов и студентов вузов соответствующего профиля.

Научное издание

МЕТАЛЛУРГИЯ

РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ
СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ

Основан в 1967 году

Выпуск 44

Подписано в печать 14.12.2023. Формат 60×84 ¹/₁₆. Бумага офсетная. Ризография.

Усл. печ. л. 8,14. Уч.-изд. л. 6,05. Тираж 50. Заказ 1022.

Издатель и полиграфическое исполнение: Белорусский национальный технический университет.

Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя, распространителя
печатных изданий № 1/173 от 12.02.2014. Пр. Независимости, 65. 220013, г. Минск.