

Науково-технічний журнал
Зареєстровано в Міністерстві юстиції України
Свідоцтво про державну реєстрацію
засобу масової інформації: КВ № 24088-13928 ПР
від 06.08.2019 р.
Виходить 4 рази на рік
Видається з червня 1993 року

Рекомендовано до друку Вченою радою
Фізико-технологічного інституту металів
та сплавів НАН України

Журнал входить до Переліку наукових фахових видань України, затвердженого Наказом № 1301 від 15.10.2019 р. Міністерства науки та освіти України, в яких можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття наукових ступенів доктора і кандидата наук (технічні науки).

Метал та лиття України

Том 27

№10-12(317-319)'2019

METAL AND CASTING OF UKRAINE

Засновник: Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України

Видавець: Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України

Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова Національної академії наук України

Асоціація ливарників України

Українська асоціація сталеплавильників

ВИРОБНИЦТВО ЧАВУНУ ТА СТАЛІ

Тимошенко С.М., Губинський М.В.

Глибока ванна – шлях до інтенсифікації процесів тепломасообміну і підвищення енергоефективності дугової сталеплавильної печі. 8

Мельник С.Г.

Производство антирадиационных сталей. 18

Назюта Л.Ю., Тихонюк Л.С., Хавалиц Ю.В., Цюцюра А.В., Исланкина О.Г.

Опыт Мариупольского металлургического комбината им. Ильича по освоению борсодержащих конструкционных сталей 23

Кузнецов М.С., Крячко Г.Ю., Стороженко С.А.

О закономерностях в изменении температуры чугуна на выпуске из доменной печи 31

ПРОЦЕСИ БЕЗПЕРЕРВНОГО РОЗЛИВАННЯ СТАЛІ

Верзилов А.П., Горшкова А.А., Смирнов Ю.А., Верзилова А.Р.

Исследование на физической модели влияния величины угла раскрытия выпускных отверстий погружных стаканов на характер истечения стали в кристаллизаторе машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) 40

ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА І ПРОЦЕСИ ЛИТТЯ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

Опрышко Л.В., Головняк Т.В.

Качество металла котельной трубной заготовки производства ПАО «Днепропетровский металлургический комбинат». 47

СПЕЦЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ

Харченко А.В., Синяков Р.В., Личконенко Н.В.

Вторичное электротермическое легирование и рафинирование низколегированной стали 56

ОБРОБКА МЕТАЛІВ ТИСКОМ

Мищенко А.В.

Развитие идеологии построения калибровок инструмента для холодной прокатки труб из сплавов на основе титана 64

ЕКСПЛУАТАЦІЯ ТА ПРОЕКТУВАННЯ МАШИН МЕТАЛУРГІЙНОГО ТА ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Гнатуш В.А., Дорошенко В.С.

Сучасне застосування металевих сплавів для автомобілебудування 74

ВОГНЕТРИВКІ МАТЕРІАЛИ ТА ВИРОБИ, ЯКІ ВИКОРИСТОВУЮТЬСЯ У МЕТАЛУРГІЇ

Смирнов А.Н., Немсадзе Г.Г., Джоджуа Р.А., Шарандин К.Н., Рябый Д.В.

Универсальные фильтрующие системы как эффективный способ повышения качества металлопродукции 82

Дорошенко В.С., Квасницкая Ю.Г., Максютта И.И.

Разработка метода получения пористой и фильтровальной керамики с возможностью регулирования количества пор, их величины и распределения по размерам 89

Немсадзе Г.Г., Тонкушин А.Ф.

Кварцевое стекло в металлургии стали 101

Scientific and technical Journal
Registered by the Ministry of Justice of Ukraine
State registration certificate of print media:
KB № 24088-13928 ПП
from 06.08.2019
Published 4 times a year
Issued since June 1993

Recommended for print by Scientific Council of the Physico-
technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of
Ukraine

The journal is included into the List of Scientific Professional
Editions of Ukraine, approved by Decree no. 1301 of
15.10.2019 of the Ministry of Education and Science of
Ukraine, in which the results of PhD and Doctoral theses (in
Technical Sciences) may be published.

METAL & CASTING of Ukraine

METAL AND CASTING OF UKRAINE

Vol. 27

№10-12(317-319)'2019

Founder: Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine

Publishers: Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine

Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine

Foundry Association of Ukraine

Ukrainian Steelmakers Association

PRODUCTION OF IRON AND STEEL

Timoshenko S.N., Gubinsky M.V.

Deep bath – the way to intensify heat and mass transfer processes and increase energy efficiency of
the electric arc furnace 8

Mel'nik S.G.

Production of anti-radiation steels 18

Nazyuta L.Yu., Tikhonyuk L.S., Khavalits Yu.V., Tsyutsyura A.V., Islankina O.G.

The experience of the Mariupol Metallurgical Plant named of Ilyich for the development of boron-
containing structural steels 23

Kuznetsov M.S., Kryachko G.Yu., Storozhenko S.A.

The regularities in the temperature change of cast iron by blast furnace outlet 31

CONTINUOUS CASTING OF STEEL

Verzilov A.P., Gorshkova A.A., Smirnov Yu.A., Verzilova A.R.

Study of the influence of opening angle of the outlet holes of submerged entry nozzles on the
nature of the outflow of steel in the mold of continuous casting machine (CCM) on a physical
model 40

TECHNOLOGIES AND PROCESSES OF CASTING METALS AND ALLOYS

Opryshko L.V., Golovniak T.V.

Quality of metal of the boiler tube billets manufactured by PJSC "Dneprovsky Iron & Steel
Integrated Works". 47

SPECIAL ELECTROMETALLURGY

Kharchenko A.V., Sinyakov R.V., Lichkonenko N.V.

Secondary electrothermal alloying and refining of low-alloyed steel. 56

Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine, Kyiv – 2019

When reprinting the material, a link to the journal and the site of the journal steelcast.com.ua is required

in the issue

METAL PROCESSING BY DEFORMATION

Mishchenko A.V.

Development of the ideology of calibrations of the tool for cold rolling of pipes from alloys based on titanium 64

OPERATION AND DESIGN OF METALLURGICAL AND FOUNDRY MACHINES

Gnatush V.A., Doroshenko V.S.

Modern use of metal alloys for the automotive industry 74

REFRACTORY MATERIALS AND PRODUCTS IN METALLURGY

Smirnov A.N., Nemsadze G.G., Dzhodzhua R.A., Sharandin K.N., Ryabyi D.V.

Universal filtering systems as an effective way to improve the quality of metal products 82

Doroshenko V.S., Kvasnytska Ju.G., Maksyuta I.I.

Development of a method for producing porous and filter ceramics with the ability to control the number of pores, their size and size distribution. 89

Nemsadze G.G., Tonkushin A.F.

Quartz glass in steel metallurgy 101

- Смірнов О.М.** головний редактор, д-р техн. наук, проф., пров. наук. співр.,
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Дубодєлов В.І.** заступник головного редактора, д-р техн. наук, проф., акад. НАН України, зав. відділу
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Верзілов О.П.** відповідальний секретар, канд. техн. наук, ст. наук. співр.,
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Бабаченко О.І.** д-р техн. наук, ст. наук. співр., директор,
Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова Національної академії наук України, Дніпро, Україна
- Величко О.Г.** д-р техн. наук, проф., чл.-кор. НАН України, ректор,
Національна металургійна академія України, Дніпро, Україна
- Гнилоскуренко С.В.** канд. техн. наук, зав. відділу,
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Гридін О.Ю.** д-р техн. наук, доц., заст. зав. кафедри,
Падерборнський університет, Падерборн, Німеччина
- Кавалек Г.А.** проф., Ченстоховський політехнічний університет, Ченстохова, Польща
- Камкіна Л.В.** д-р техн. наук, проф., декан металургійного факультету, проф. кафедри,
Національна металургійна академія України, Дніпро, Україна
- Клименко С.І.** канд. техн. наук, директор Департаменту ливарного виробництва
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Кондратюк С.Є.** д-р техн. наук, проф., зав. відділу
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Ладохін С.В.** д-р техн. наук, проф., гол. наук. співр.,
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Лихошва В.П.** д-р техн. наук, проф., зав. відділу,
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Лобанов Л.М.** д-р техн. наук, проф., акад. НАН України,
ІЕЗ ім. Є.О. Патона Національної академії наук України, Київ, Україна
- Мазур В.Л.** д-р техн. наук, проф., чл.-кор. НАН України, гол. наук. співр.,
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Найдек В.Л.** д-р техн. наук, проф., акад. НАН України, радник при дирекції,
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Ноговіцин О.В.** д-р техн. наук, ст. наук. співр., заст. директора з науково-технічної роботи,
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Нурадінов А.С.** д-р техн. наук, ст. наук. співр., пров. наук. співр.,
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Петренко В.А.** д-р техн. наук, проф., засл. діяч науки і техніки України,
Національна металургійна академія України, Дніпро, Україна
- Пономаренко О.І.** д-р техн. наук, проф., проф. кафедри,
Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», Харків, Україна
- Приходько І.Ю.** д-р техн. наук, ст. наук. співр., зав. відділу,
Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова Національної академії наук України, Дніпро, Україна
- Сігарьов Є.М.** д-р техн. наук, проф., зав. кафедри,
Дніпровський державний технічний університет, Кам'янське, Україна
- Чернятевич А.Г.** д-р техн. наук, проф., зав. відділу,
Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова Національної академії наук України, Дніпро, Україна
- Шинський О.Й.** д-р техн. наук, проф., зав. відділу, президент Асоціації ливарників України,
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна

редакція



Редактор
Анастасія Андріївна Горшкова

Коректор
Надія Олександрівна Верховлюк



Макет
Сергій Анатолійович Цихмайстренко
Лілія Вікторівна Школяренко



Верстка
Ганна Романівна Верзілова

адреса редакції та друкарні

Україна, 03142, м. Київ, бул. Акад. Вернадського, 34/1
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України
Телефон: (044) 424-04-10, факс (044) 424-35-15
E-mail: mlu@ptima.kiev.ua
Інформація про журнал на сайті: www.steelcast.com.ua
Надруковано ТОВ «Про формат», вул. Маршала Жукова, 45 Б

Думка редакції не завжди співпадає з думкою автора. Відповідальність за достовірність представлених матеріалів несуть автори статей. За рекламну інформацію відповідають рекламодавці.

Здано у набір 09.12.2019. Підписано до друку 26.12.2019. Формат 60x84/8. Папір офсетний № 1. Друк на різнографі.
Обл.-вид. арк. – 14,11. Ум. друк. арк. – 12,21. Ум. фар.-от. – 13,13. Тираж – 150 прим.

- Smirnov, A.N.** Editor-in-chief, Dr. Sci. (Engin.), Professor, Leading Researcher, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Dubodelov, V.I.** Deputy Editor-in-chief, Dr. Sci. (Engin.), Professor, Academician of the NAS of Ukraine, Head of the Department Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Verzilov, A.P.** Executive Secretary, PhD (Engin.), Senior Researcher Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Babachenko, A.I.** Dr. Sci. (Engin.), Senior Research Scientist, Director, Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, Dnipro, Ukraine
- Velichko, A.G.** Dr. Sci. (Engin.), Professor, Corresponding Member of the NAS of Ukraine, Rector, National Metallurgical Academy of Ukraine, Dnipro, Ukraine
- Gnyloskurenko, S.V.** PhD (Engin.), Head of the Department, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Grydin, A.Yu.** Dr. Sci. (Engin.), Associate Professor, Deputy Head of the Department, Paderborn University, Paderborn, Germany
- Kawalek, A.A.** Professor, Czestochowa University of Technology, Czestochowa, Poland
- Kamkina, L.V.** Dr. Sci. (Engin.), Professor, Dean of the Faculty of Metallurgy, Professor of the Department, National Metallurgical Academy of Ukraine, Dnipro, Ukraine
- Klymenko, S.I.** PhD (Engin.), Director of the Department of foundry Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Kondratiuk, S.Ye.** Dr. Sci. (Engin.), Professor, Head of the Department Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Ladokhyn, S.V.** Dr. Sci. (Engin.), Professor, Chief Researcher, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Likhoshva, V.P.** Dr. Sci. (Engin.), Professor, Head of the Department, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Lobanov, L.M.** Dr. Sci. (Engin.), Professor, Academician of the NAS of Ukraine, E.O. Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Mazur, V.L.** Dr. Sci. (Engin.), Professor, Corresponding Member of the NAS of Ukraine, Chief Researcher, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Naidek, V.L.** Dr. Sci. (Engin.), Professor, Academician of the NAS of Ukraine, Adviser to the Directorate, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Nogovitsyn, A.V.** Dr. Sci. (Engin.), Senior Research Scientist, Deputy Director for Scientific and Technical Work, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Nuradinov, A.S.** Dr. Sci. (Engin.), Senior Research Scientist, Leading Researcher, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Petrenko, V.A.** Dr. Sci. (Engin.), Professor, Merited Figure of Science and Technology of Ukraine, National Metallurgical Academy of Ukraine, Dnipro, Ukraine
- Ponomarenko, O.I.** Dr. Sci. (Engin.), Professor, Professor of the Department, National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute", Kharkiv, Ukraine
- Prykhodko, I.Yu.** Dr. Sci. (Engin.), Senior Research Scientist, Head of the Department, Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, Dnipro, Ukraine
- Sigarev, E.N.** Dr. Sci. (Engin.), Professor, Head of the Department, Dniprovsk State Technical University, Kamenskoye, Ukraine
- Cherniatevych, A.G.** Dr. Sci. (Engin.), Professor, Head of the Department, Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, Dnipro, Ukraine
- Shinskiy, O.I.** Dr. Sci. (Engin.), Professor, Head of the Department, President of the Foundry Association of Ukraine, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

УДК:621.365.22

С.М. Тімошенко, канд. техн. наук, ст. наук. співр., ст. наук. співр. каф. промислової теплоенергетики,
e-mail: stimoshenko155@gmail.com

М.В. Губинський, д-р. техн. наук, проф., проф. каф. промислової теплоенергетики, e-mail: gubinm58@gmail.com

Національна металургійна академія України (Дніпро, Україна)

Глибока ванна – шлях до інтенсифікації процесів тепломасообміну і підвищення енергоефективності дугової сталеплавильної печі

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Теплові втрати випромінюванням в дуговій сталеплавильній печі (ДСП) значною мірою обумовлені традиційними уявленнями технологів про доцільність неглибокої плоскої ванни з відношенням діаметра до глибини 5,0–5,5, на відміну від «глибокої» ванни в конвертері з відношенням діаметра до глибини, близьким до 1. Чисельні дослідження показали можливість зниження втрат енергії випромінюванням на 8,5–49 % залежно від реалізованого енерготехнологічного режиму, за рахунок впровадження «глибокої» ванни в ДСП. Разом з тим, вплив геометрії сталеплавильної ванни на процеси тепломасопереносу в робочому просторі, які визначають тривалість електроплавки, а, отже, енергоефективність ДСП, досліджено недостатньо.

Мета і методи досліджень. Роботу присвячено дослідженню впливу геометричних параметрів на тепломасоперенос в обсязі сталеплавильної ванни і на границях фаз. Методика полягає в чисельному моделюванні процесів тепломасообміну на основі математичної моделі циркуляції рідкого металу при пневматичному перемішуванні.

Новизна і наукове значення досліджень. Отримала розвиток концепція підвищення енергоефективності ДСП шляхом інтенсифікації процесів тепломасообміну за рахунок вдосконалення геометрії сталеплавильної ванни.

Практична цінність. На основі розробленої циркуляційної моделі пневматичного перемішування встановлено, що при зниженні відношення діаметра до глибини сталеплавильної ванни від традиційного значення 5–5,5 до оптимального, для даного енерготехнологічного режиму, значення 2,5–1,8 при незмінній масі плавки стає можливим: інтенсифікація плавлення скрапу в рідкій ванні на 13–25 %, дефосфорації сталі на 3–25 %, гомогенізації ванни в 1,15–3 рази і зниження втрат заліза при випаровуванні в зоні дуги на 10–12 %.

Ключові слова: електродугова сталеплавильна піч, глибока ванна, циркуляційна модель, тепломасоперенос, енергоефективність.

Вступ. Дугові сталеплавильні печі (ДСП) забезпечують близько третини світового виробництва сталі, головним чином, завдяки гнучкості щодо вихідної шихти, відносної незалежності окислювального потенціалу в робочому просторі від енергогенерації і можливості диверсифікації джерел енергозабезпечення. Низький тепловий коефіцієнт корисної дії (ККД) на рівні 70–75 % при ритмічній роботі ДСП, і значно менший – в печах ливарного класу через тривалі простої обумовлює актуальність зменшення теплових втрат і, таким чином, підвищення енергоефективності.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Постановка проблеми. Згідно з дослідженнями Ю. Тулуєвського і І. Зінурова [1, 2], Н. Pfeifer і М. Kirschen [3, 4], до 90 % втрат енергії в ДСП «великої» металургії відбувається з відхідними газами і випромінюванням, що поглинається водоохолоджуваними елементами робочого простору.

Для зниження втрат теплоти випромінюванням провідні компанії «Siemens-VAI» (ФРН, Австрія) і «Danieli» (Італія) використовують теплоакуючі і теплоізоляційні властивості гарнісажу, що утворюється завдяки конструктивним особливостям водоохолоджуваних панелей [5, 6].

Проблеми засвоєння енергії в ДСП надвисокої потужності ($\geq 1,2$ МВА/т) актуалізують задачі зниження і утилізації втрат теплоти, диверсифікації енергозабезпечення. Компанії «Tenova» (Італія), «Siemens-VAI», «JP Steel Plantech» (Японія), «SMS Siemag» (ФРН) розвивають концепцію FAF (fuel arc furnace) з широким (до 40–50 % потрібно енергії) використанням в ДСП більш дешевих первинних джерел енергії [7–9]. Інноваційні «flat bath» процеси «Consteel», «EcoArc», «COSS», «Quantum» передбачають утилізацію теплоти відхідних газів ДСП для попереднього нагріву скрапу [7, 10, 11]. Поширення технологій стримує емісія парникових газів та PCDD/F.

В сучасних надпотужних ДСП певна частина металошихти (по оцінкам, до 7–15 %) втрачається випаровуванням в зоні дугових плям [12] і виноситься з плавильним пилом із печі. Ці втрати також негативно впливають на енергоефективність ДСП.

Втрати випромінюванням обумовлені, значною мірою, традиційними уявленнями технологів про доцільність неглибокої плоскої ванни з відношенням діаметру до глибини $D_b/H_b = 5,0\text{--}5,5$ [13], на відміну від глибокої ванни в конвертері з D_b/H_b , близьким до 1. Проведені чисельні дослідження [14, 15] показали можливість зниження втрат енергії з водою на 8,5–49 % в залежності від реалізуемого енерготехнологічного режиму (ЕТР), завдяки зменшенню D_b/H_b до 2,5–1,8.

Малодослідженим залишається вплив геометрії сталеплавильної ванни на процеси тепломасообміну в робочому просторі, що визначають тривалість електроплавки, а, отже, і енергоефективність ДСП.

Мета, задачі і методика досліджень. Роботу присвячено дослідженню впливу геометричних параметрів на процеси тепломасообміну в об'ємі сталеплавильної ванни і на границях фаз при незмінній масі плавки. Методика полягає в чисельному моделюванні процесів на основі математичної моделі циркуляції рідкого металу при пневматичному перемішуванні.

Матеріал досліджень. В процесі інжекції інертного газу через продувний вузол з витратою Q_0 в ванні виникає двофазна газометалічна область, що є рушійною силою циркуляції (рис. 1). Параметри області: газоміст φ і кут розкриття γ визначаються емпіричними залежностями G. Krishnamurthy, S. Mehrotra, A. Ghosh від Q_0 , D_b , H_b [16, 17]. В умовному контурі циркуляції метал рухається зі швидкістю u_m в двофазній області та u_{av} на периферії, згідно з емпіричними даними D. Mazumdar і R. Guthrie [18]:

$$u_m = 4,5Q_0^{0,33} \cdot H_b^{0,25} / (0,5D_b)^{0,33}; \quad (1)$$

$$u_{av} = 0,79Q_0^{0,33} \cdot H_b^{0,25} / (0,5D_b)^{0,67}. \quad (2)$$

В моделі, з урахуванням (1, 2), φ , γ , визначається інтенсивність циркуляції M_c , т/с та тривалість циклу циркуляції τ_c , с для ванни рідкої сталі постійною масою M , т, щільністю ρ , т/м³:

$$M_c = \pi \rho \int_0^{H_b} (r_0 + x \cdot \operatorname{tg}(\gamma))^2 (1 - \varphi) dx / \int_0^{H_b} \frac{dx}{u_m}; \quad (3)$$

$$\tau_c = M / M_c. \quad (4)$$

Число циклів циркуляції залежить від необхідного ступеня усереднення, який для металургії, як правило, обмежується 90–95 % [19]. На основі аналізу рівняння конвективної дифузії для циркуляційного контуру зі швидкістю руху рідини u_{av} , показано [20], що кількість циклів циркуляції для гомогенізації визначається дифузійним числом Пекле в перемішуваний ванні $Pe = u_{av} L / D_{ef}$ (де L – довжина контуру циркуляції, D_{ef} – ефективний коефіцієнт дифузії): при $Pe \leq 15$ число циклів становить 1–2. Оцінка u_{av} по (2) для 120-т ванни зі стандартними $D_b = 5,5$ м, $H_b = 1,1$ м при витраті газу через пористу пробку 40 нм³/год складає 0,14 м/с, що при середній довжині контура циркуляції $2H_b + D_b$ і середній оцінці $D_{ef} = 0,25$ м²/с (в інтервалі значень 0,02–0,5 для барботуємої ванни), згідно з В. Явойським [21], дозволяє припустити, що в ванні ДСП число $Pe < 15$. З огляду на те, що в «великій» металургії в ДСП отримують напівпродукт, який доводиться до заданої марки сталі поза піччю, число циклів циркуляції, необхідних для усереднення ванни, не є критичним параметром і може бути прийнятим за 1.

Проведено порівняння тривалості гомогенізації ванни ДСП за циркуляційною моделлю з відомими емпіричними залежностями (табл. 1), що отримані, головним чином, для умов обробки сталі в ковші. Тому, тривалість усереднення τ_{mix} аналізували як для 120-т ковша з параметрами: $D_b = 2,75$ м, $H_b = 3$ м, $Q_0 = 30$ нм³/год, так і для 120-т ДСП при температурі металу $T_m = 1873$ К. В останньому випадку порівнюва-

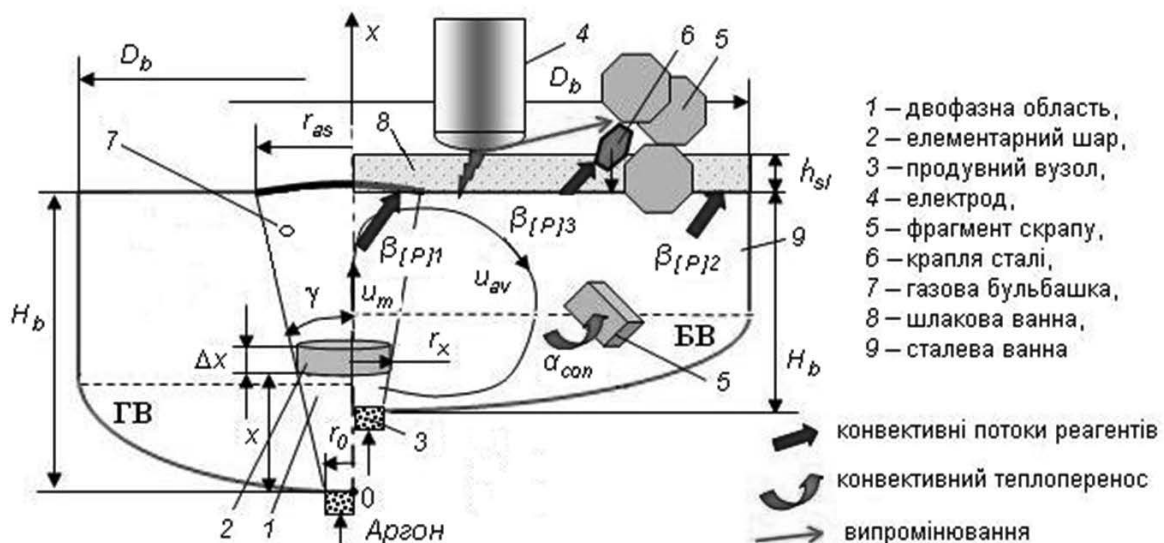


Рис. 1. Схема циркуляції в базовій (БВ) і «глибокій» (ГВ) ванні при пневматичному перемішуванні. Позначення – в тексті

Таблиця 1

Порівняння результатів розрахунку τ_{mix} за різними методиками

Розрахункова формула (посилання)	Автори, [джерело]	τ_{mix} , с		τ_{mixb} / τ_{mix}	
$\tau_{mix} = \tau_c$	Дана робота	В ковші	109	В ванні ДСП	3,02
$\tau_{mix} = 800N_{mix}^{-0.4}$	Nakanishi, Fujii, Szekely [22]		156		1,15
$\tau_{mix} = 25,4(Q_0/3600)^{-0.33}H_b^{-1}(D_b/2)^{2.23}$	Mazumdar, Das, Bajpayee [23]		86		2,75
$\tau_{mix} = 3,2(Q_0/3600)^{-0.38}H_b^{-0.64}(D_b)^2$	Neifer, Rödl, Sucker [24]		74		2,15
$\tau_{mix} = 27,4(N_{mix}/1000)^{-0.33}H_b^{-1}(D_b)^{1.36}$	Asai, Okamoto, He, Muchi [25]		97		2,48

ли час усереднення для базової τ_{mixb} і «глибокої» ванн при незмінній масі M . Потужність перемішування N_{mix} , що, згідно з [18], являє собою питому роботу ізотермічного розширення газу при впливанні бульбашок, здійснену в одиницю часу, складає:

$$N_{mix} = [(Q_0/3600)\rho_g R_g T_m \ln(p_{at} + H_b/H_g)]/(\mu_g M), \text{ Вт/т,} \quad (5)$$

де R_g – універсальна газова стала (8314 Дж/(кмоль·К)); p_{at} – атмосферний тиск (1 ат); μ_g – молекулярна маса аргону (40 кг/кмоль); H_g – гідростатична глибина рідкої сталі (1,48 м); ρ_g – щільність газу (1,78 кг/м³).

Відомі методики дають розбіжність в оцінці τ_{mix} до двох разів, і результат циркуляційної моделі знаходиться в цих рамках. Найбільшу тривалість усереднення дає формула К. Nakanishi та ін. [22], отримана на основі промислових експериментів в регламентованих умовах. Інші емпіричні залежності, отримані на водоповітряних моделях барботажних реакторів, мають задовільну кореляцію із запропонованою моделлю. Згідно з розрахунками, перевага «глибокої» ванни в прискоренні процесів гомогенізації сталі становить від 1,15 до 3 раз.

За допомогою математичної моделі проведено дослідження циркуляції металу в ванні 120-т ДСП при варіюванні її геометрії. Продувку аргонм ведуть через пористу пробку діаметром 0,15 м в центрі поду з витратою від 2 до 100 м³/год; температура ванни $T_b = 1873$ К. Результати розрахунків інтенсивності циркуляції по (3), (4), наведено на рис. 2.

Згідно з розрахунками, інтенсивність циркуляції при робочих витратах газу $Q_0 = 10\text{--}30$ м³/год в розглянутих варіантах «глибокої» ванни в 2,2–3,5 рази вище, ніж при базовій ванні. Цей ріст обумовлено збільшенням обсягу двофазної області та маси сталі в ній, при інших рівних умовах. Перевага глибини ванни зростає з підвищенням витрати інертного газу.

Наявність екстремуму в залежності M_c від витрати газу пов'язана з відомим виробничим ефектом «пробою» ванни. При певному Q_0 (криві 1, 2 на рис. 2) подальше його підвищення веде до зміни бульбашкового режиму струменевим і до зниження інтенсивності циркуляції сталі внаслідок зростання газовмісту двофазної області. Зі збільшенням глибини ванни спостерігається зростання і зміщення максимуму в

бік більш високих значень (криві 2–4 на рис. 2), тобто повніша реалізація енергії ізотермічного розширення бульбашок газу шляхом її переходу в роботу сил в'язкого тертя, які обумовлюють перемішування та гомогенізацію розплаву.

Тепломасообмін в ванні ДСП за умов інтенсивної технології, згідно з М. Kawakami, R. Takatani, L. Brabie [26], описується рівняннями:

$$Nu = 0,017 \cdot Re^{0.8} \cdot Pr^{0.33}, \quad (6)$$

$$Sh = 0,079 \cdot Re^{0.7} \cdot Sc^{0.356}, \quad (7)$$

де $Nu = \alpha_{con} H_b / \lambda$, $Re = u_m H_b / \nu$, $Pr = \rho C_v / \lambda$, $Sh = \beta_{con} H_b / D$, $Sc = \nu / D$ – числа Нуссельта, Рейнольдса, Прандтля, Шервуда, Шмідта; H_b – глибина ванни як характерний розмір; λ , ν , C – теплопровідність, кінематична в'язкість та теплоємність рідкої сталі, відповідно; D – коефіцієнт дифузії елемента в ванні.

Інтенсивність циркуляції в ванні визначає динаміку плавлення скрапу і продуктивність печі, зокрема, «flat bath» процесу, і характеризується конвективними коефіцієнтами тепловіддачі α_{con} та масовіддачі β_{con} , що входять до (6), (7). Вплив H_b на тривалість плавлення скрапу τ_m оцінювали згідно з Семікіним – Старком:

$$\tau_m = (\chi_s \cdot C_s / \alpha_{con}) \cdot \ln[(T_b - T_0)/(T_b - T_m)], \text{ с,} \quad (8)$$

де χ_s – співвідношення маси фрагменту скрапу і його поверхні; C_s – теплоємність скрапу; T_b , T_m , T_0 – температура ванни, плавлення і вихідна скрапу, відповідно.

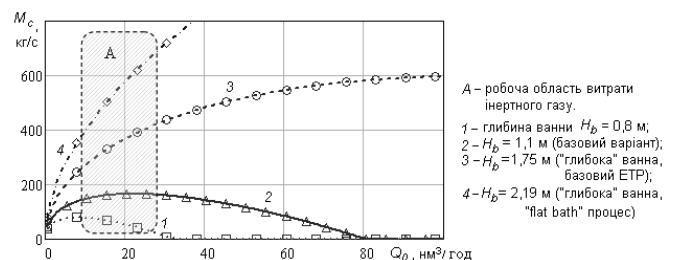


Рис. 2. Інтенсивність циркуляції металу M_c у ванні 120-т ДСП в залежності від витрати інертного газу Q_0 і H_b

При дослідженні динаміки плавлення скрапу в ванні на основі (8), величину α_{con} , що входить в (6), визначали як середньозважену, враховуючи площу активних плям радіусом r_{as} і поверхню периферії ванни (див. рис. 1), швидкість руху сталі, згідно з (1), (2). Індекс динаміки плавлення скрапу k_{vm} є відношення зворотних величин τ_m при поточному та базовому D_b / H_b і незмінній масі плавки. Результати для шредерного скрапу (рис. 3), свідчать, що продуктивність плавлення при «flat bath» процесі в «глибокій» ванні відносно базової зростає від 13 % в 15-т до 25 % в 250-т ДСП з урахуванням обмежень для D_b / H_b .

Кінетика рафінування сталі від фосфору, вміст якого регламентується в напівпродукті ДСП, визначається, відповідно до закону Фіка, потоком реагенту J_p , кг/с, викликаним градієнтом концентрацій

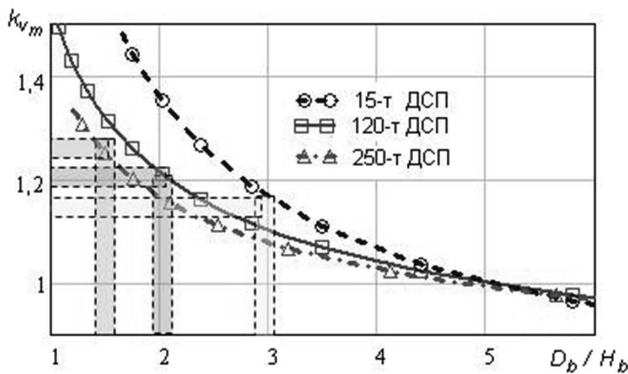


Рис. 3. Відносна швидкість плавлення скрапу k_{vm} в залежності від D_b / H_b при $Q_0 = 5 \text{ нм}^3/\text{год}$

$\Delta C_{[P]}$, кг/м³ і коефіцієнтом масопереносу β_{con} , м/с через міжфазну поверхню метал – шлак F_{msl} , м²:

$$J_p = \beta_{con} \cdot F_{msl} \cdot \Delta C_{[P]} \quad (9)$$

Методика рішення (9), подібно до розглянутої вище проблеми швидкості плавлення скрапу в ванні, передбачає визначення коефіцієнта конвективного масопереносу в ванні з критеріального рівняння (7) і, на його основі, оцінку тривалості видалення фосфору з металу в шлак в рамках технологічного регламенту. У розглянутій задачі дієюю величиною β_{con} (див. рис. 1) є середньозважений параметр, складові якого відображають більш інтенсивний масообмін в області активних плям $\beta_{[P]1}$, і менш інтенсивний – на міжфазній поверхні решти ванни $\beta_{[P]2}$. Бульбашки виносять в шлак корольки металу [21] у вигляді поверхневих плівок, де відбувається дефосфорація сталі за загальною схемою: $[P] \rightarrow (P)$. Характерні швидкості руху металу в розглянутих областях описуються емпіричними залежностями (1, 2), відповідно. При розрахунку $\beta_{[P]1}$ в якості характерного розміру і швидкості середовища прийнято радіус активної плями $r_{as} = r_0 + (H_b) \cdot tg(\gamma)$ та u_m , м; а при розрахунку $\beta_{[P]2}$ – глибина ванни H_b та u_{av} , відповідно, при незмінній масі плавки.

У розрахунку потоку фосфору із циркулюючого металу в шлак J_p , кг/с за (9), площею міжфазної поверхні метал – шлак в шлаку активної плями є загальна поверхня бульбашок аргону середнім діаметром

d_b , м, що дорівнює $F_{as} = F_b [\pi(r_0 + H_b tg(\gamma))^2 h_{sl} \rho / V_b]$, м²; для решти ванни площа міжфазної поверхні складає $F_{bp} = F_{bs} - F_{as}$, м², де F_b , V_b – поверхня, м² і об'єм, м³ бульбашки, відповідно; h_{sl} – висота шару шлаку, м, що визначається його кратністю 0,07M в період плавлення, щільністю та глибиною ванни.

Середньозважений коефіцієнт конвективного масопереносу через міжфазну поверхню метал-шлак: $\beta_{con} = \beta_{[P]1} (F_{as} / F_{msl}) + \beta_{[P]2} (F_{bp} / F_{msl})$, м/с, де $F_{msl} = F_{as} + F_{bp}$, м². На підставі (9), для потоку фосфору J_p , з урахуванням виразів для β_{con} та F_{msl} , здійснена оцінка тривалості процесу дефосфорації τ_{deP} в рамках технологічного регламенту, при варіюванні D_b / H_b , Q_0 , d_b :

$$\tau_{deP} = ([P]_s - [P]_m) M / \rho J_p, \text{ с} \quad (10)$$

де $[P]_s$, $[P]_m$ – концентрація фосфору в скрапі та рідкій сталі, відповідно, кг/м³, ρ – щільність рідкої сталі, кг/м³.

Рішенням (10) отримано відносний індекс $\alpha_{\tau_{deP}} = \tau_{deP} / \tau_{dePb}$, що відображає вплив D_b / H_b на динаміку дефосфорації в порівнянні з базовою ванною (τ_{dePb}). Умови розрахунків: $[P]_s = 2,1 \text{ кг/м}^3$ (0,03 %),

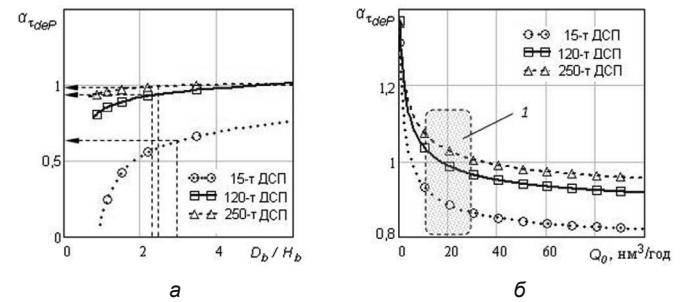


Рис. 4. Індекс відносного часу дефосфорації металу $\alpha_{\tau_{deP}}$ в залежності від D_b / H_b (а) і витрати інертного газу Q_0 (б). Стрілками показано результати розрахунків при робочих D_b / H_b , Q_0 (область 1)

$[P]_m = 1,05 \text{ кг/м}^3$ (0,015 %); середній діаметр бульбашок $d_b = 1-2 \text{ см}$ прийнятий при масовому барботажі ванни, з урахуванням їх дріблення при $d_b = 5-6 \text{ см}$, за даними В. Охотського [27, 28]; при визначенні J_p прийнято коефіцієнт дифузії фосфору в сталеплавильній ванні $D_{[P]} = 5,6 \cdot 10^{-9} \text{ м}^2/\text{с}$ [29]; середній міжфазовий градієнт вмісту фосфору $\Delta C_{[P]} = ([P]_s + [P]_m) / 2$, з огляду на постійне оновлення шлаку періоду плавлення, що дозволяє вважати вміст фосфору в шлаку рівним нулю. Результати розрахунків для лінійки типорозмірів ДСП представлено на рис. 4.

Наведені дані свідчать, що тривалість дефосфорації в «глибокій» ванні на 3–7 % нижче значень для базової ванни в крупних (120–250-т) ДСП і на 20–25 % – в печах малої місткості (рис. 4, а). Підвищення Q_0 збільшує можливість процесу в «глибокій» ванні. При промислових витратах аргону (10–30 м³/год), $\alpha_{\tau_{deP}}$ в ДСП з «глибокою» ванною знаходиться на прийнятному рівні (рис. 4, б).

Додатковим, не дослідженим раніше фактором, є процес дефосфорації при проходженні крапель розплавленого металу через шар шлаку товщиною h_{sl} (див. рис. 1). В «глибокій» ванні, при незмінній кратності і

оновлюємості шлаку, h_{sl} вище, ніж у базовій ванні. Відносна кількість скрапу, що плавиться в колодязях, в першому наближенні, відповідає частці крапельного плавлення χ_{dr} в загальному процесі плавлення вихідної шихти. Виходячи з даних [30], χ_{dr} для 15, 120 і 250-т ДСП можна прийняти 0,31; 0,44 і 0,52 відповідно. Розглянемо можливості крапельної дефосфорації.

Відривний діаметр сферичної краплі сталі в шлаку, згідно [31], при характерному куті змочування для системи сталь – шлак, визначається емпіричним виразом: $d_{dr} = 1,4 \cdot (\sigma_m / [g(\rho - \rho_{sl})])^{1/2}$, м, де σ_m – коефіцієнт поверхневого натягу рідкої сталі при температурі плавлення (1,7 Н/м); ρ_{sl} – щільність рідкого шлаку (3500 кг/м³). Стала швидкість краплі в шарі шлаку визначається за Ньютоном-Ріттенгером: $u_{dr} = (2gd_{dr} \cdot (\rho - \rho_{sl}) / \rho_{sl})^{1/2}$, м/с. Вважаючи, що початкова швидкість краплі при зіткненні зі шлаком близька до нуля, її середню швидкість в шарі шлаку можна оцінити як $\bar{u} = 0,5u_{dr}$.

Масоперенос до сферичної краплі, що вільно рухається в шлаку, згідно з [32], описується критеріальним рівнянням:

$$Sh = 0,6Re^{0,5}Sc^{0,33}. \quad (11)$$

Для оцінки частки крапельної дефосфорації в загальному процесі за (9), визначимо потік фосфору з крапель сталі в шлак $J_{Pdr} = \beta_{[P]} \cdot F_{\Sigma dr} \cdot \Delta C_{[P]}$, кг/с при їх вільному русі. У ньому коефіцієнт конвективного масопереносу фосфору $\beta_{[P]} = [0,6(\bar{u}d_{dr}/\nu_{sl})^{0,5}(\nu_{sl}/D_{[P]})^{0,33}] \cdot D_{[P]}/d_{dr}$, м/с виражено із (11), де ν_{sl} – кінематична в'язкість шлаку, прийнята $8 \cdot 10^{-6}$ м²/с за даними [33]. Загальна поверхня крапель у ванні: $F_{\Sigma dr} = [M\chi_{dr}F_{dr}h_{sl}/\bar{u}] / [\rho V_{dr}M/\theta_m]$, де F_{dr} , V_{dr} – поверхня, м² і об'єм, м³ краплі діаметром d_{dr} , м, відповідно; $\theta_m = M/1800$ – характерна для сучасних печей продуктивність, т/с при тривалості плавки 30 хв. Середній міжфазний градієнт концентрацій фосфору $\Delta C_{[P]}$ визначено вище.

Внесок видалення фосфору при крапельному перенесенні металу в шлаку представляється у вигляді: $\gamma_{dr} = [J_{Pdr} / (J_P + J_{Pdr})] \cdot 100$, %. Результати розрахунків для лінійки типорозмірів ДСП наведено в табл. 2. В «глибокій» ванні в умовах базового ЕТР зростання товщини шлаку, при збереженні динаміки його поновлення, сприятливо позначається на дефосфорації крапель скрапу, що плавиться. Незважаючи на відносно невелику роль крапельної дефосфорації, даний фактор підвищує можливості «глибокої» ванни у забезпеченні технологічного регламенту стосовно фосфору, особливо в ДСП великої місткості.

Випаровування заліза відбувається на поверхні лунки електродинамічного заглиблення, в плямі дуги діаметром d_a , яка контактує з ванною, що перемішується (рис. 5). Послідовність розрахунку процесу випаровування і відносних втрат заліза наведено в табл. 3. Паралельно з випаровуванням заліза відбувається дисипація енергії дугового розряду шляхом конвективного перенесення теплоти від гарячої плями в об'єм ванни, що знижує швидкість випаровування. Процес описується формулою (6) і визначається перепадом температури, в'язкістю і швидкістю циркуляції рідкої сталі, оцінку якої виконували за формулою (2).

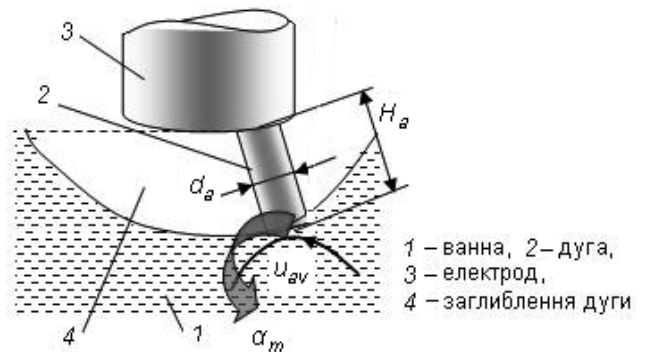


Рис. 5. Схема процесу випаровування заліза в плямі дуги. Позначення – в тексті

Згідно з розрахунками, втрати заліза при випаровуванні, за умов характерної тривалості періоду нагріву 15 хвилин в базовій ванні 120-т ДСП, становлять 1130 кг, що відповідає даним [12, 35]. В «глибокій» ванні, а також при збільшенні витрати газу, спостерігається зниження втрат заліза випаровуванням на 10–12 % за рахунок скорочення тривалості періоду нагріву і зростання коефіцієнту тепловіддачі від плям дуг в ванну завдяки збільшенню швидкості циркуляції ванни.

Висновки

Розроблено математичну модель циркуляції рідкої сталі при пневматичному перемішуванні, адаптовану для дослідження процесів тепломасообміну в сталеплавильній ванні та на міжфазних поверхнях при варіюванні відношення діаметру до глибини ванни. Оцінка тривалості усереднення сталі на основі моделі корелює з іншими дослідженнями.

Шляхом чисельного моделювання процесів тепломасообміну показано, що зменшення співвідношення

Таблиця 2

Оцінки внеску краплинного переносу металу в шлаку в процес дефосфорації сталі

Ступінь розвитку дефосфорації сталі при краплинному переносі в шлаку в загальному процесі γ_{dr} , %	Місткість ДСП, тон		
	15	120	250
Базова ванна	1,0	2,6	4,9
«Глибока» ванна	1,3	3,8	6,6

Таблиця 3

Розрахунок випаровування заліза в плямі дуги

Параметр і одиниця виміру, [джерело]	Розрахункова формула і параметри
Довжина дуги H_a , м [12]	$H_a = (U_a - U_{ae})/\beta_a$, де U_a , U_{ae} , β_a – падіння напруги на дузі (370 В), в при-електродному просторі (30 В) та градієнт напруги в столбі дуги (1500 В/м), відповідно
Ефективний діаметр дуги d_a , м [12]	$d_a = 2[I_a/\pi j_a]^{0.5}$, де I_a , j_a – струм (75000 А) і щільність струму ($6 \cdot 10^6$ А/мм ²) в столбі дуги, відповідно
Енергія, що передається ванні в плямі дуги W_a , Дж	$W_a = U_a I_a \psi d_a / u_{av}$, де ψ – відносна частка торцевої поверхні в загальній поверхні дуги
Коефіцієнт тепловіддачі від плями дуги в ванну α_m , Вт/(м ² ·К) [34]	$\alpha_m = [0,017(u_{av} d_a / \nu_m)^{0.8} Pr_m^{0.33} \lambda_m] / d_a$, де Pr_m – число Прандтля для рідкої сталі (0,18); ν_m – кінематична в'язкість рідкої сталі ($0,8 \cdot 10^{-6}$ м ² /с)
Енергія, що переноситься в об'єм ванни W_m , Дж	$W_m = \alpha_m (t_{boil} - t_b) (\pi d_a^2 / 4) (d_a / u_{av})$, де t_{boil} , t_b – температура кипіння сталі (2900 °С) і температура ванни (1600 °С), відповідно
Швидкість випаровування металу m_{ev}^* , кг/с	$m_{ev}^* = (W_a - W_m) / [L_{ev} + C_m (t_{boil} - t_b)] d_a / u_{av}$, де L_{ev} – теплота випаровування заліза (6,26 МДж/кг); C_m – теплоємність рідкої сталі (750 Дж/(кг·К))
Відносні втрати заліза при випаровуванні Δm_{ev} , кг/т	$\Delta m_{ev} = m_{ev}^* \tau_n / M$, де τ_n – тривалість періоду нагріву, годин; M – маса плавки (120 т)

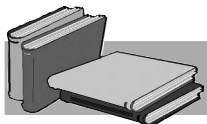
діаметра і глибини ванни ДСП до оптимального, за критерієм енергоефективності, при незмінній масі плавки:

1) для «flat bath» процесу з безперервним завантаженням шихти в рідку ванну призводить до підвищення швидкості плавлення скрапу в ванні і продуктивності печі на 13–25 % завдяки інтенсифікації конвективного теплопереносу в ванні. Ступінь інтенсифікації плавлення зростає зі збільшенням місткості печі;

2) для базового ЕТР з дискретним завантаженням шихти призводить до зниження тривалості дефос-

форації сталі на 3–25 %, незважаючи на зменшення площі поверхні шлакової ванни, за рахунок підвищення інтенсивності масопереносу в активних плямах двофазної газометалічної області та в шарі шлаку при проходженні крапель металу, що плавиться, і завдяки збільшенню товщини шлакового шару.

В умовах «глибокої» ванни, підвищення інтенсивності перемішування сприяє зниженню втрат заліза при випаровуванні в зоні контакту дуги з рідкою ванною на 10–12 % за рахунок більш ефективного засвоєння ванною енергії дугового розряду.

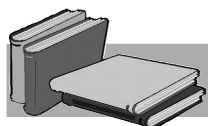


ЛІТЕРАТУРА

1. Toulouevski, Yu., Zinurov, I. Innovation in Electric Arc Furnaces. Scientific Basis for Selection. Berlin (Germany): Springer-Verlag, 2010. 258 p.
2. Toulouevski, Yu.N., Zinurov, I.Y. Electric Arc Furnace with Flat Bath. Achievements and Prospects. Heidelberg New York Dordrecht London, 2015. 132 p.
3. Pfeifer, H., Kirschen, M. Thermodynamic analysis of EAF energy efficiency and comparison with a statistical model of electric energy demand. 7-th European Electric steelmaking Conf. May 26-29. Venice. EEC Conf. Proceedings, 2002. P. 1413–1428.
4. Gruber, J-C., Echterhof, T., Pfeifer, H. Investigation on the Influence of the Arc Region on Heat and Mass Transport in an EAF Freeboard using Numerical Modeling. *Steel research international*. 2016. Vol. 87. No. 1. P. 15–28.
5. Kruger, K., Ehrbar, A., Timm, K. Schlackenabdeckungen und thermische Verluste eines Drehstrofens. *Stahl und Eisen*. 1998. No. 9 (118). P. 63–67.
6. Patent US 5772430. F27D 9/00. Cooling device with panels for electric arc furnaces / M. Pavlicevic, G. Gensini, A. Poloni, R. Sellan. Danieli & Co Off. Mec., Spa (Italy). Priority data 14.02.1996 (URL: www.espacenet.com).
7. Falkenreck, U., Weischedel, W. New scrapbased steelmaking process predominantly using primary energy. *MPT International*. 2007. No. 3. P. 52–55.
8. Toulouevski, Yu., Zinurov, I. Fuel Arc Furnace for Effective Scrap Melting. Springer International Publishing, 2017. 94 p.
9. Nagai, T., Sato, Y., Kato, H., Fujimoto, M., Sugawara, T. (2015). The most advanced power saving technology in EAF. Introduction to EcoArc. URL: <https://steelplantech.com/wp-content/uploads/2015/07/The-most-advanced-powersaving-technology-in-EAF-Introduction-to-ECOARC.pdf> (Last accessed 06.10.17).

10. Rummier, K., Tunaboylu, A., Ertas, D. Scrap preheating and continuous charging system for EAF meltshop. *MPT International*, 2011. No. 5. P. 32–36.
11. Abel, M., Hein, M., Huber, H.-J. EAF Quantum. The future approach to efficient scrap melting. *Steelworld*, 2015. P. 91–94. URL: <http://steelworld.com/newsletter/2015/June15/Technology0615-2.pdf> (Last accessed 08.04.2017).
12. Карасев В.П., Сутягин К.Л. Об испарении железа при плавке стали в дуговых электропечах. *Электрометаллургия*. 2009. № 6. С. 5–9.
13. Егоров А.В. Расчет мощности и параметров электропечей черной металлургии. Учебн. пособие для вузов. М.: Металлургия, 1990. 280 с.
14. Timoshenko, S.N. Improving of bath geometry – the way to increase of the EAF thermal efficiency. *Наукові праці ДонНТУ. Серія "Металургія"*. Донецьк: ДонНТУ, 2010. С. 36–43.
15. Timoshenko, S.N. Computer modeling bath geometry to improve energy efficiency of electric arc furnace. *Системні технології. Регіональний міжвузівський збірник наукових праць*. Дніпро: НМетАУ ІВК Системні технології. 2016. № 3. С. 33–39.
16. Krishnamurthy, G., Mehrotra, S., Ghosh, A. Experimental investigation of mixing phenomena in a gas stirred liquid bath. *Metallurgical Transactions*, 1988. Vol. 19B. P. 839–850.
17. Krishnamurthy, G., Ghosh, A., Mehrotra, S. Characterization of two-phase plume in a gas stirred liquid bath – a water model study. *Metallurgical Transactions*, 1988. Vol. 19B. P. 885–892.
18. Mazumdar, D., Guthrie, R. The Physical and Mathematical Modeling of Gas Stirred Ladle Systems. *ISIJ International*, 1995. Vol. 35, No. 1. P. 1–20.
19. Ghosh, A. Secondary Steelmaking. Principles and Applications. CRC Press, 2000, 344 p.
20. Костаян А.Е., Дильман В.В., Костаян А.А., Васин А.А. Рассеяние вещества в циркуляционном контуре. *Теоретические основы химической технологии*. 1980. Том 14. № 6. С. 871–876.
21. Явойский В.И. Теория процессов производства стали. М.: Металлургия, 1967. 792 с.
22. Nakanishi, K., Fujii, T., Szekely, J. Possible relationship between energy dissipation and agitation in steel processing operations. *Ironmaking & Steelmaking*, 1975. No. 3. P. 193–194.
23. Mazumdar, D., Das, S., Bajpayee, S. A Comparative Study of Mixing Phenomena in Gas Stirred Ladle Systems. *ISIJ International*, 1997. Vol. 37, No. 2. P. 194–196.
24. Neifer, M., Rödl, S., Sucker, D. Investigations on the fluiddynamic and thermal process control in ladles. *Steel Research*, 1993. Vol. 64. P. 54–62.
25. Asai, S., Okamoto, T., He, J., Muchi, I. Mixing time of refining vessels stirred by gas injection. *ISIJ International*, 1983. Vol. 23, No. 1. P. 43–50.
26. Kawakami, M., Takatani, R., Brabie, L. Heat and Mass Transfer Analysis of Scrap Melting in Steel Bath. *Tetsu to Hagane*, 1999. Vol. 85, No. 9. P. 658–665.
27. Охотский В.Б. Барботаж сталеплавильной ванны. Процессы переноса. *Изв. вузов. Черная металлургия*. 1993. № 3. С. 5–8.
28. Охотский В.Б. Барботаж сталеплавильной ванны. Расчеты размеров пузырей и некоторых параметров зоны барботажа при вдувании газа в металл. *Изв. вузов. Черная металлургия*. 1993. № 2. С. 14–16.
29. Liu, Zh., Kobayashi, Y., Kuwabara, M., Kotobu, N. Interaction between Phosphorus Micro-Segregation and Sulfide Precipitation in Rapidly Solidified Steel – Utilization of Impurity Elements in Scrap Steel. *Materials Transactions*, 2007. Vol. 48. No. 12. P. 3079–3087.
30. Тимошенко С.Н., Губинский М.В. Энергоэффективные решения диаметра распада электродов дуговой сталеплавильной печи. *Сучасні проблеми металургії. Наукові вісті*. Дніпро: НМетАУ-ІВК Системні технології. 2019. № 22. С. 104–113.
31. Медовар Б.И., Шевцов В.Л., Маринский Г.С. Тепловые процессы при электрошлаковом переплаве. Киев: Наукова думка, 1978. 304 с.
32. Temos, J., Pratt, H., Stewens, G. Mass transfer to freely moving drops. *Chemical Engineering Science*, 1996. Vol. 51. No. 1. P. 27–36.
33. Kekkonen, M., Oghbasilasie, H., Louhenkilpi, S. Viscosity models for molten slags. Aalto University publication series Science+Technology. Unigrafia Oy Helsinki, 2012. 36 p. ISBN 978-952-60-4603-7.
34. Кутателадзе С.С., Боришанский В.М. Справочник по теплопередаче. М.: Госэнергоиздат, 1958. 414 с.
35. Цымбалист М.М., Сивцов А.В., Шешуков О.Ю. О теплообмене в дуговых сталеплавильных печах на стадии плавления. *Электрометаллургия*. 2009. № 1. С. 8–12.

Надійшла 23.09.2019



REFERENCES

1. Toulouevski, Yu., Zinurov, I. (2010). Innovation in Electric Arc Furnaces. Scientific Basis for Selection. Berlin (Germany): Springer-Verlag, 258 p.
2. Toulouevski, Yu.N., Zinurov, I.Y. (2015). Electric Arc Furnace with Flat Bath. Achievements and Prospects. Heidelberg New York Dordrecht London, 132 p.
3. Pfeifer, H., Kirschen, M. (2002). Thermodynamic analysis of EAF energy efficiency and comparison with a statistical model of electric energy demand. 7-th European Electric steelmaking Conf. May 26-29. Venice. EEC Conf. Proceedings, pp. 1413–1428.
4. Gruber, J.-C., Echterhof, T., Pfeifer, H. (2016). Investigation on the Influence of the Arc Region on Heat and Mass Transport in an EAF Freeboard using Numerical Modeling. *Steel research international*, vol. 87, no. 1, pp. 15–28.
5. Kruger, K., Ehrbar, A., Timm, K. (1998). Schlackenabbackungen und thermische Verluste eines Drehstrofens. *Stahl und Eisen*, no. 9 (118), pp. 63–67 [in German].
6. Patent US 5772430. F27D 9/00. Cooling device with panels for electric arc furnaces / M. Pavlicevic, G. Gensini, A. Poloni, R. Sellan. Danieli & Co Off. Mec., Spa (Italy). Priority data 14.02.1996 (URL: www.espacenet.com).
7. Falkenreck, U., Weischedel, W. (2007). New scrapbased steelmaking process predominantly using primary energy. *MPT International*, no. 3, pp. 52–55.
8. Toulouevski, Yu., Zinurov, I. (2017). Fuel Arc Furnace for Effective Scrap Melting. Springer International Publishing, 94 p.
9. Nagai, T., Sato, Y., Kato, H., Fujimoto, M., Sugawara, T. (2015). The most advanced power saving technology in EAF. Introduction to EcoArc. URL: <https://steelplantech.com/wp-content/uploads/2015/07/The-most-advanced-powersaving-technology-in-EAF-Introduction-to-ECOARC.pdf> (Last accessed 06.10.17).
10. Rummier, K., Tunaboylu, A., Ertas, D. (2011). Scrap preheating and continuous charging system for EAF meltshop. *MPT International*, no. 5, pp. 32–36.
11. Abel, M., Hein, M., Huber, H.-J. (2015). EAF Quantum. The future approach to efficient scrap melting. *Steelworld*, pp. 91–94. URL: <http://steelworld.com/newsletter/2015/June15/Technology0615-2.pdf> (Last accessed 08.04.2017).
12. Karasev, V.P., Sutjagin, K.L. (2009). About the evaporation of iron during steel melting in arcelectric furnaces. *Elektrometallurgiya. Electrometallurgy*, no. 6, pp. 5–9 [in Russian].
13. Egorov, A.V. (1990). Calculation of power and parameters of electric furnaces of ferrous metallurgy. Moscow: Metallurgiya. 280 p. [in Russian].
14. Timoshenko, S.N. (2010). Improving of bath geometry – the way to increase of the EAF thermal efficiency. *Proceedings of DonNTU. Series "Metallurgiya"*. Donetsk: DonNTU, pp. 36–43.
15. Timoshenko, S.N. (2016). Computer modeling bath geometry to improve energy efficiency of electric arc furnace. *System Technologies. Regional Intercollegiate Collection of Scientific Papers*. Dnipro: NMetAU IVK Systemni tekhnologii, no. 3, pp. 33–39.
16. Krishnamurthy, G., Mehrotra, S., Ghosh, A. (1988). Experimental investigation of mixing phenomena in a gas stirred liquid bath. *Metallurgical Transactions*, vol. 19B, pp. 839–850.
17. Krishnamurthy, G., Ghosh, A., Mehrotra, S. (1988). Characterization of two-phase plume in a gas stirred liquid bath – a water model study. *Metallurgical Transactions*, vol. 19B, pp. 885–892.
18. Mazumdar, D., Guthrie, R. (1995). The Physical and Mathematical Modeling of Gas Stirred Ladle Systems. *ISIJ International*, vol. 35, no. 1, pp. 1–20.
19. Ghosh, A. (2000). Secondary Steelmaking. Principles and Applications. CRC Press, 344 p.
20. Kostajan, A.E., Dil'man, V.V., Kostajan, A.A., Vasin, A.A. (1980). Substance scattering in circulation circuit). *Teoreticheskie osnovy khimicheskoy tekhnologii. Theoretical Foundations of Chemical Technology*, vol. 14, no. 6, pp. 871–876 [in Russian].
21. Yavoisky, V.I. (1967). Theory of Steel Production Processes. Moscow: Metallurgiya, 792 p. [in Russian].
22. Nakanishi, K., Fujii, T., Szekely, J. (1975). Possible relationship between energy dissipation and agitation in steel processing operations. *Ironmaking & Steelmaking*, no. 3, pp. 193–194.
23. Mazumdar, D., Das, S., Bajpayee, S. (1997). A Comparative Study of Mixing Phenomena in GasStirred Ladle Systems. *ISIJ International*, vol. 37, no. 2, pp. 194–196.
24. Neifer, M., Rödl, S., Sucker, D. (1993). Investigations on the fluiddynamic and thermal process control in ladles. *Steel Research*, vol. 64, pp. 54–62.
25. Asai, S., Okamoto, T., He, J., Muchi, I. (1983). Mixing time of refining vessels stirred by gas injection. *ISIJ International*, vol. 23, no. 1, pp. 43–50.

26. Kawakami, M., Takatani, R., Brabie, L. (1999). Heat and Mass Transfer Analysis of Scrap Melting in Steel Bath. *Tetsu to Hagane*, vol. 85, no. 9, pp. 658–665.
27. Okhotsky, V.B. (1993). Steelmaking bath bubbling. Transfer processes. *Izvestiya Vuzov. Chernaya metallurgiya. University News. Black Metallurgy*, no. 3, pp. 5–8 [in Russian].
28. Okhotsky, V.B. (1993). Steelmaking bath bubbling Calculations of bubble sizes and some parameters of the bubble zone during gas injection into metal. *Izvestiya Vuzov. Chernaya metallurgiya. University News. Black Metallurgy*, no. 2, pp. 14–16 [in Russian].
29. Liu, Zh., Kobayashi, Y., Kuwabara, M., Kotobu, N. (2007). Interaction between Phosphorus Micro-Segregation and Sulfide Precipitation in Rapidly Solidified Steel – Utilization of Impurity Elements in Scrap Steel. *Materials Transactions*, vol. 48, no. 12, pp. 3079–3087.
30. Timoshenko, S.N., Gubinsky, M.V. (2019). Energy-efficient solutions for split diameter of the electrodes of electric arc furnace. *Modern problems of metallurgy. Scientific news. Regional Intercollegiate Collection of Scientific Papers*. Dnipro: NMetAU IVK Systemni tekhnologii, no. 22, pp. 104–113 [in Russian].
31. Medovar, B.I., Shevtsov, V.L., Marinsky, G.S. (1978). Thermal processes during electroslog remelting. Kyiv: Naukova dumka, 304 p. [in Russian].
32. Temos, J., Pratt, H., Stewens, G. (1996). Mass transfer to freely moving drops. *Chemical Engineering Science*, vol. 51, no. 1, pp. 27–36.
33. Kekkonen, M., Oghbasilasie, H., Louhenkilpi, S. (2012). Viscosity models for molten slags. *Aalto University publication series Science+Technology*. Unigrafia Oy Helsinki. 36 p. ISBN 978-952-60-4603-7.
34. Kutateladze, S.S., Borishansky, V.M. (1958). Heat Transfer Reference Book. Moscow: Gosnengoizdat, 414 p. [in Russian].
35. Tsybalist, M.M., Sivtsov, A.V., Sheshukov, O.Yu. (2009). About heat transfer in arc steel-smelting furnaces at the melting stage. *Electrometallurgiya. Electrometallurgy*, no. 1, pp. 8–12 [in Russian].

Received 23.09.2019

Аннотация

С.Н. Тимошенко, канд. техн. наук, ст. науч. сотр., ст. науч. сотр. каф.

промышленной теплоэнергетики, e-mail: stimoshenko155@gmail.com

М.В. Губинский, д-р техн. наук, проф., проф. каф. промышленной теплоэнергетики, e-mail: gubinm58@gmail.com

Национальная металлургическая академия Украины (Днепр, Украина)

Глубокая ванна – путь к интенсификации процессов тепломассообмена и повышения энергоэффективности дуговой сталеплавильной печи

Анализ последних исследований и публикаций. Тепловые потери излучением в дуговой сталеплавильной печи (ДСП) в значительной степени обусловлены традиционными представлениями технологов о целесообразности неглубокой плоской ванны с отношением диаметра к глубине 5,0–5,5, в отличие от «глубокой» ванны в конвертере с соотношением диаметра к глубине, близким к 1. Численные исследования показали возможность снижения потерь энергии излучением на 8,5–49 %, в зависимости от реализуемого энерготехнологического режима, за счет применения «глубокой» ванны в ДСП. Вместе с тем, влияние геометрии сталеплавильной ванны на процессы тепломассопереноса в рабочем пространстве, которые определяют продолжительность плавки, а, следовательно, энергоэффективность ДСП, исследовано недостаточно.

Цель и методы исследований. Работа посвящена исследованию влияния геометрических параметров на тепломассоперенос в объеме сталеплавильной ванны и на границах фаз. Методика заключается в численном моделировании процессов тепломассообмена на основе математической модели циркуляции жидкого металла при пневматическом перемешивании.

Новизна и научное значение исследований. Получила развитие концепция повышения энергоэффективности ДСП путем интенсификации процессов тепломассообмена на счет совершенствования геометрии сталеплавильной ванны.

Практическая ценность. На основе разработанной циркуляционной модели пневматического смешивания установлено, что при уменьшении отношения диаметра к глубине сталеплавильной ванны с традиционного значения 5–5,5 до оптимального, для данного энерготехнологического режима, значения 2,5–1,8 при неизменной массе плавки, становится возможным: интенсификация плавления лома в жидкой ванне на 13–25 %, дефосфорации стали на 3–25 %, гомогенизации ванны в 1,15–3 раза и снижение потерь железа при испарении в зоне дуги на 10–12 %.

Ключевые слова

Электродуговая сталеплавильная печь, глубокая ванна, циркуляционная модель, тепломассоперенос, энергоэффективность.

Summary

S.N. Timoshenko, PhD (Engin.), Senior Research Scientist, Senior Researcher at the Department of Industrial Heat Power Engineering, e-mail: stimoshenko155@gmail.com

M.V. Gubinsky, Dr. Sci. (Engin.), Professor, Professor at the Department of Industrial Heat Power Engineering, e-mail: gubinm58@gmail.com

National Metallurgical Academy of Ukraine (Dnipro, Ukraine)

Deep bath – the way to intensify heat and mass transfer processes and increase energy efficiency of the electric arc furnace

Analysis of recent research and publications. The heat loss by radiation in the electric arc furnace (EAF) is largely due to the traditional ideas of technologists about the appropriateness of a shallow flat bath with a ratio of diameter to depth of 5.0–5.5, in contrast to the "deep" bath in a converter with a ratio of diameter to depth close to 1. Numerical studies have shown the possibility of reducing radiation energy loss by 8.5–49 %, depending on the energy technology regime, by implementing a "deep" bath in the EAF. At the same time, the influence of the geometry of the steelmaking bath on the processes of heat and mass transfer in the workspace, which determine the duration of melting and, therefore, the energy efficiency of the EAF, remains poorly researched.

Purpose and methodology. The work is devoted to study of influence of the EAF melting bath geometric parameters on heat and mass transfer in the volume of the steel and at the phase boundaries. Methodology consists in numerical modeling of heat and mass transfer processes based on the mathematical model of liquid metal circulation during pneumatic mixing.

Findings and research implications. The concept of improving the energy efficiency of the EAF by intensifying heat and mass transfer processes through improving the geometry of the steelmaking bath has been developed.

Practical implications. On the basis of developed circulation model of pneumatic mixing the bath, it was found that when the diameter to depth ratio of the steelmaking bath is reduced from the traditional 5–5.5 to optimal, for given energy-technological mode, values of 2.5–1.8 with a constant mass of heat, become possible: intensification of scrap melting in liquid bath by 13–25 %, dephosphorization of steel by 3–25 %, homogenization of the bath by 1.15–3 times, and a decrease in iron loss during evaporation in the arc zone by 10–12 %.

Keywords

Electric arc steel-smelting furnace, deep bath, circulation model, heat and mass transfer, energy efficiency.

УДК 669.168

С.Г. Мельник, д-р. техн. наук, ст. науч. сотр., e-mail: melnik.sg@gmail.com

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины (Киев, Украина)

Производство антирадиационных сталей

Представлены теоретические и экспериментальные результаты исследований по разработке технологии и созданию борсодержащих сталей, предназначенных для защиты от радиоактивного излучения, в том числе жесткого нейтронного и γ -излучения. Выполнен анализ поведения бора при выплавке конвертерной стали с ковшевой обработкой и разливкой на машине непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Определены физико-химические особенности процессов формирования структуры стали с участием эффективного бора $B_{эф}$. Для стали марки В стандарта ASTM A514 разработана и опробована в промышленных условиях технология производства с получением повышенного содержания в ней эффективного бора $B_{эф}$. Установлен расчетный коэффициент усвоения бора при получении непрерывнолитой заготовки, который составляет 0,95. Характеристикой равномерности распределения эффективного бора $B_{эф}$ в матрице служит величина прокаливаемого слоя металла, определяемая стандартизированными замерами твердости. На основании полученных результатов предложена технология производства конвертерной стали с полиреагентной ковшевой обработкой и разливкой на МНЛЗ в непрерывнолитую заготовку, обеспечивающая глубину прокаливаемого слоя до 40, а в ряде случаев до 50 мм, дополнительно в 4–5 раз увеличивая защитные свойства стали марки В стандарта ASTM A514 против проникновения жесткого нейтронного и γ -излучения. Предлагаемая технология, основные технические решения которой защищены патентом Украины на изобретение, прошла опробование в промышленных условиях и может быть использована для выплавки антирадиационных сталей различного назначения.

Ключевые слова: антирадиационные стали, конвертерное производство, радиационное излучение, борсодержащие стали, защита от радиации, полиреагентная ковшевая обработка стали, эффективный бор, сортамент стали.

Сегодня невозможно представить жизнь и деятельность человека без использования ядерной энергии. Многочисленные ядерные установки на атомных электростанциях (АЭС) в подавляющем большинстве стран, вырабатывающих электрическую энергию, атомные ледоколы, подводные лодки, плавучие энергетические установки, ракеты, специальное медицинское оборудование и многие другие устройства наряду с естественной «космической» радиацией могут создавать повышенную опасность как для обслуживающего персонала, так и для населения. Эта опасность заключается в том, что процессы освобождения энергии ядра, являющиеся источником и основной движущей силой этих устройств, к сожалению, могут выходить из-под контроля и создавать нестандартные ситуации, приводящие к весьма нежелательным авариям, в том числе крупномасштабным, таким как на Чернобыльской АЭС в Украине, на АЭС Три-Майл-Айленд в США, на АЭС «Фукусима» в Японии и др.

Ядерные реакции являются источниками радиоактивного излучения. Из ядерной физики известно, что по природе радиоактивные излучения бывают трех основных типов: α -, β - и γ -лучи [1]. α -лучи представляют поток быстролетающих ядер изотопа гелия ${}^4_2\text{He}$. β -излучение – это поток испускаемых ядрами электронов (β^-) или позитронов (β^+). γ -лучи – это жесткое с пониженной длиной волны электромагнитное излучение, подобное рентгеновским лучам, испускаемое ядром в виде отдельных квантов энергии, которые в литературе называют γ -квантами. При де-

лении ядра также образуются нейтроны – активные частицы, участвующие в развитии цепной реакции. В результате их взаимодействия с атомами среды появляются заряженные частицы – электроны и ионы – с электрическими зарядами разных знаков и возникает ионизирующее излучение. Значительная опасность радиоактивного излучения заключается в неблагоприятном воздействии на человеческие органы, вызывая онкологические заболевания, причем у человека отсутствует способность его ощущения в организме.

Защиту от радиационного излучения осуществляют временем, расстоянием и/или материалом. Задача, поставленная в настоящей работе, заключалась в определении нового метода защиты человека от радиации, в том числе от наиболее жестких гамма- и нейтронного излучения. Причем новый метод защиты от радиации должен был стать дополнительным средством защиты от возможной радиации, не конкурирующим с известными методами защиты. Поиск выполняли в направлении получения материала, обладающего повышенным сопротивлением жесткому радиоактивному излучению. Желательно было, чтобы этим материалом был наиболее распространенный в мире конструкционный материал – сталь. Выполненный анализ литературы и патентный поиск материалов показали, что из всех элементов, с которыми работают металлурги, для этой цели наиболее подходящим оказался бор (В), присутствующий в веществах в различных состояниях.

Известно, что В является замедлителем цепной ядерной реакции [2]. Этим обусловлено использование

борсодержащих материалов (бор, борсодержащий жидкий поглотитель, борная кислота) в устройствах защиты ядерных реакций на атомных электростанциях (АЭС). С этой целью разрабатываются и другие материалы с содержанием бора. Исследователи [3, 4] установили преимущества материалов на основе боридов вольфрама BW и карбида бора B_4C в сравнении с материалами, традиционно применяемыми в системах защиты ядерных энергетических установок (ЯЭУ). В экспериментальных условиях установлен ослабляющий эффект при прохождении гамма-квантов от стандартного источника ^{60}Co , испускающего кванты через защитные экраны на основе боридов вольфрама, по сравнению с ослабляющим эффектом защитного экрана из свинца той же массовой толщины, причем коэффициент ослабления на 30–35 % превышал такой же коэффициент защиты из свинца.

Бор и содержащие его материалы благодаря повышенной поглощаемости нейтронов используются в медицинской практике. Именно на использовании бора основана так называемая борная нейтронзахватная терапия [5, 6], применяемая для борьбы с онкологическими заболеваниями.

Бор и его изотопы отличаются повышенными характеристиками поглощения и рассеяния нейтронов. Сечения радиационного захвата нейтронов у бора или его изотопов в сотни и тысячи раз больше, чем у любого из элементов, входящих в химические составы сталей. Для примера, один из известных изотопов бора ^{10}B имеет сечение захвата нейтронов 3839 барн, что значительно больше аналогичных сечений Fe (13,5 барн), C (4,75 барн), Mn (15,4 барн), Al (1,72 барн), Ni (21,73 барн), Cr (6,9 барн) и других элементов, которые могут входить в состав сталей.

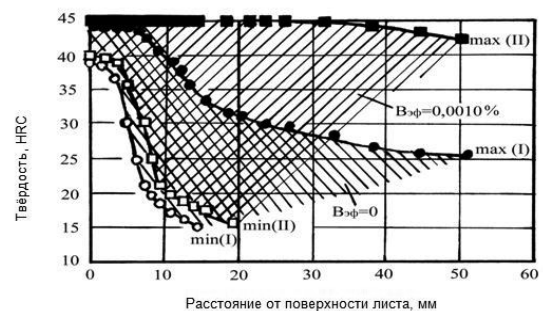
Металлурги достаточно давно применяют бор в качестве добавки к высокопрочным сталям и цветным металлам, в том числе с целью экономии дорогостоящих легирующих [7]. Введение небольших количеств бора в металл уменьшает размер зерна и, как следствие, улучшает механические свойства сплавов. Наличие бора в поверхностном слое изделий из металла при борировании в результате последующей термообработки обеспечивает получение прочного закаленного слоя в металле, повышая его механические характеристики и стойкость против коррозии. Твердость этого слоя металла существенно отличается от твердости остальной массы металла. Методы определения прокаливаемого слоя основаны на измерениях твердости металла через определенные интервалы от поверхности в глубину заготовки или изделия, стандартизированы (ГОСТ 9013, ГОСТ 8.06, ГОСТ 8.064) и широко применяются. Вместе с тем, следует ожидать, что бор в том виде, в котором он находится в металле, в результате наличия в металле повышенных значений сечений радиационного захвата будет препятствовать прохождению активного радиационного излучения, как жесткого, так и в более легких его формах. При этом желательно, чтобы бор находился в свободном, а не связанном состоянии [8]. Известно выражение для определения свободного, эффективного, или активного бора $B_{эф}$ в стали [9]:

$$B_{эф}(\%) = [B(\%) - (N(\%) - 0,002) - (Ti(\%)/5) - (Zr(\%)/15)], \quad (1)$$

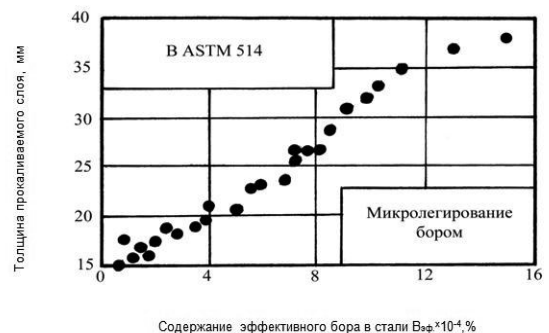
где $B(\%)$, $N(\%)$, $Ti(\%)$, $Zr(\%)$ – концентрации бора, азота, титана и циркония в стали в массовых процентах.

Авторами работ [10–12] с целью определения физико-химических особенностей процессов формирования структуры стали с участием эффективного бора выполнены термодинамические расчеты возможных потерь бора при производстве конвертерной стали. С применением полученных данных была разработана технология производства стали марки В по стандарту ASTM A514 (типа 20ХГМФРТ) в 350-тонных конвертерах, обеспечившая повышенное содержание эффективного бора в этой стали. При получении непрерывнолитой заготовки на ряде плавок расчетный коэффициент усвоения бора достигал величины 0,95. С точки зрения придания стали защитных антирадиационных свойств, важной задачей является получение более равномерного распределения свободного эффективного бора в матрице или в объеме заготовки и готового проката. На сегодня основной технической характеристикой наличия свободного бора в металле является глубина прокаливаемого слоя по указанной выше методике. На рисунке показана возможность получения требуемых повышенных значений твердости и глубины прокаливаемого слоя металла путем достижения максимальных значений эффективного бора $B_{эф}$ в стали по стандарту ASTM A514.

На основе опыта производства борсодержащих сталей по стандарту ASTM A514 в Физико-техноло-



а



б

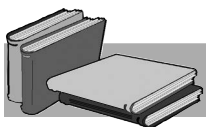
Влияние содержания эффективного бора в стали $B_{эф}$ на толщину прокаливаемого слоя металла

гическом институте металлов и сплавов НАН Украины была разработана технология выплавки стали, обеспечившая значительное повышение содержания эффективного бора в матрице металла, и существенное, в разы, увеличение глубины прокаливаемого слоя. На способ получения антирадиационной борсодержащей стали выдан патент Украины на изобретение [13]. Задача изобретения заключалась в усовершенствовании способа производства борсодержащей стали путем изменения технологии выплавки, внепечной обработки и разлива стали на МНЛЗ и улучшения условий усвоения бора в жидкой стали или сплаве с целью обеспечения большего количества эффективного бора, не связанного в химические соединения и находящегося в твердом растворе, и увеличения радиационной стойкости стали в результате увеличения поперечного сечения захвата тепловых нейтронов, подтверждаемой улучшением ее прокаливаемости. Ожидаемый технический результат – получение повышенного содержания эффективного бора в стали, подтверждением чего может служить увеличение характеристики прокаливаемости стали, и повышение нейтронной поглощаемости антирадиационной борсодержащей стали путем достижения высокого содержания эффективного бора в металле. Технический результат достигается тем, что в способе производства борсодержащей стали, включающем выплавку стали в сталеплавильном агрегате, ее раскисление, внепечную обработку, присадку ферробора и продувку металла аргоном, разливу на МНЛЗ в заготовку, дальнейшую термообработку и прокатку на заданный профилиразмер, внепечную обработку стали и микролегирование ее бором проводят с учетом физико-химических про-

цессов образования оксидов и нитридов элементов стали, оказывающих влияние на образование борсодержащих соединений в стали, с целью получения максимального содержания эффективного бора.

Новая технология позволяет значительно расширить сортамент антирадиационных сталей [14]. Установлено, что применение новой технологии при производстве высокопрочных борсодержащих сталей обеспечивает получение большей концентрации эффективного бора, и зона прокаливаемого металла увеличивается примерно в 4–5 раз, что значительно больше по сравнению с известными техническими решениями [15–17]. Это свидетельствует о более равномерном распределении эффективного бора в матрице металла и, как следствие, об увеличении защитных свойств стали против проникновения радиационного излучения.

Предлагаемая технология может быть использована с целью создания дополнительной защиты от возможного радиационного излучения при сооружении контуров охлаждения и других металлоконструкций АЭС, при строительстве атомных ледоколов, плавучих атомных электростанций и других плавсредств, в том числе атомных подводных лодок, плавучих и стационарных буровых установок, при сооружении конфайнментов для ЯЭУ и производстве контейнеров для транспортировки и хранения ядерных отходов, при производстве автомобилей, автобусов, локомотивов, вагонов поездов и других транспортных средств передвижения, при создании бытовой техники (холодильники, электропечи, электронное оборудование, микроволновые печи и др.), для различных защитных сооружений из металлов и многих других целей.

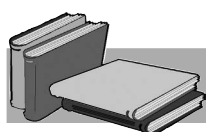


ЛІТЕРАТУРА

1. Бочкарев В., Кеурич-Маркус И., Львова М., Пруслин Я. Измерение активности источников бета- и гамма-излучений. М.: АН СССР, 1953. 243 с.
2. Франк-Каменецкий Д.А. Диффузия и теплопередача в химической кинетике. М.: Наука, 1967. 501 с.
3. Dolmatov O.Yu., Shamanin I.V., Demyanuk D.G. Synthesis of materials of nuclear technique in a mode SHS (theory and experiment). VI International Symposium on Self-Propagating High-Temperature Synthesis, Haifa, Israel, February 17–21, 2002. P. 23–25.
4. Dolmatov O.Yu., Demyanuk D.G. Modification of structural-phase and mechanical properties of boron-containing lines of SHS – the materials intended for use in nuclear-power installations. III International Conference on Inorganic Materials, 7–10 September 2002, Germany, 2002. P. 14–15.
5. Sauerwein W, Witting A., Moss R., Nakagawa Y. Neutron Capture Therapy: Principles and Application. Springer, 2012. 533 p.
6. Таскаев С.Ю. Борнейтронозахватная терапия рака: на финишной прямой. *Наука из первых рук*. Новосибирск: Изд-во СО РАН. Вселенная Будкера. 2018. № 2 (Специальный выпуск). С. 130.
7. Verma A., Gopinath K., Sarkar S.B. Boron Steel: An Alternative for Costlier Nickel and Molybdenum Alloyed Steel for Transmission Gears. *The Journal of Engineering Research*. 2011. Vol. 8. No. 1. P. 12–18.
8. Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Лаппо С.И. Борсодержащие стали и сплавы. М.: Металлургия, 1986. 192 с.
9. Kapadia B.M. Prediction of the Boron Hardenability Effects in Steel. – A Comprehensive Review. Hardenability Concepts with Applications to Steel. Chicago, AIME, 1977. P. 448–482.
10. Bobylev M.V., Kurdyukov A.A., Nosochenko O.V. et al. Quality of martempered plates with thickness of up to 52 mm from 16khGNMFR steel with guaranteed mechanical properties. *Shuiyun Gongcheng. Port & Waterway Engineering*. 1998. № 11. P. 68–71.

11. *Бобылев М.В., Петровский В.А., Мельник С.Г.* Прогнозирование формы присутствия бора при кристаллизации непрерывнолитого слитка стали типа 16ХГНМФР с различным содержанием азота, алюминия и бора. *Электromеталлургия*. 1999. № 9. С. 37–43.
12. *Bobylev M.V., Kurdyukov A.A., Nosochenko O.V. et al.* Increase in the efficiency of steel alloying with boron for thermoimproved thick sheets produced at the JSC "Azovstal". *Stal'*. 1998. No. 4. P. 55–57.
13. Патент України на винахід № 116382. Спосіб одержання антирадіаційної борвмісної сталі / Найдек В.Л., Мельник С.Г., Нарівський А.В., Курпас В.І., Биков Є.І.; а201600287; заявл. 14.01.2016; опубл. 12.03.2018, Бюл. № 5. 6 с.
14. *Мельник С.Г.* О возможности производства сталей с повышенным нейтронопоглощением. Матеріали XVII Всеукраїнської наук.-практ. конф. «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра». Київ: НТУУ «КПІ», 2019. С. 93–95.
15. Патент RU № 2382086. Способ производства борсодержащей стали / Ширяев О.П., Прохоров С.В., Ивин Ю.А. и др. Опубл. 20.02.2010.
16. Патент RU № 2434969. МПК C22C38/32. Коррозионностойкая сталь с повышенной нейтронной поглощаемостью / Дуб В.С., Дуб А.В., Дурынин В.А. и др.; заявл. 18.03.2001; опубл. 27.11.2011, Бюл. № 33. 6 с.
17. Патент RU № 2477324. Способ производства борсодержащей стали / Дзюба А.Ю., Назаров Д.В., Павлов В.В. и др.; заявл. 22.09.2011; опубл. 10.03.2013, Бюл. № 7. 6 с.

Надійшла 23.10.2019



REFERENCES

1. *Bochkarev, V., Keirim-Markus, I., L'vova, M., Pruslin, Ya.* (1953). Measurement of activity of beta and gamma radiation sources. Moscow: AN SSSR, 243 p. [in Russian].
2. *Frank-Kamenetski, D.A.* (1967). Diffusion and heat transfer in chemical kinetics. Moscow: Nauka, 501 p. [in Russian].
3. *Dolmatov, O.Yu., Shamanin, I.V., Demyanuk, D.G.* (2002). Synthesis of materials of nuclear technique in a mode SHS (theory and experiment). VI International Symposium on Self-Propagating High-Temperature Synthesis, Haifa, Israel, February 17–21, 2002, pp. 23–25.
4. *Dolmatov, O.Yu., Demyanuk, D.G.* (2002). Modification of structural-phase and mechanical properties of boron-containing lines of SHS – the materials intended for use in nuclear-power installations. III International Conference on Inorganic Materials, 7–10 September 2002, Germany, pp. 14–15.
5. *Sauerwein, W., Witting, A., Moss, R., Nakagawa, Y.* (2012). Neutron Capture Therapy: Principles and Application. Springer, 533 p.
6. *Taskaev, S.Yu.* (2018). Boron neutron capture cancer therapy: at the finish line. *Nauka iz pervykh ruk.* Izd-vo SO RAN. Vselennaya Budkera. Publishing House of the SB RAS. Budker Universe, no. 2 (Special issue), P. 130 [in Russian].
7. *Verma, A., Gopinath, K., Sarkar, S.B.* (2011). Boron Steel: An Alternative for Costlier Nickel and Molybdenum Alloyed Steel for Transmission Gears. *The Journal of Engineering Research*, vol. 8, no. 1, pp. 12–18.
8. *Lyakishev, N.P., Pliner, Yu.L., Lappo, S.I.* (1986). Boron-containing steels and alloys. Moscow: Metallurgiya, 192 p. [in Russian].
9. *Kapadia, B.M.* (1977). Prediction of the Boron Hardenability Effects in Steel. – A Comprehensive Review. Hardenability Concepts with Application to Steel. Chicago, AIME, pp. 448–482.
10. *Bobylev, M.V., Kurdyukov, A.A., Nosochenko, O.V. et al.* (1998). Quality of martempered plates with thickness of up to 52 mm from 16khGNMFR steel with guaranteed mechanical properties. *Shuiyun Gongcheng. Port & Waterway Engineering*, no. 11, pp. 68–71.
11. *Bobylev, M.V., Petrovskii, V.A., Mel'nik, S.G.* (1999). Prediction of the presence of boron during crystallization of a continuously cast ingot of steel of type 16KHGNMFR with different contents of nitrogen, aluminum and boron. *Electrometallurgy*, no. 9, pp. 37–43 [in Russian].
12. *Bobylev, M.V., Kurdyukov, A.A., Nosochenko, O.V. et al.* (1998). Increase in the efficiency of steel alloying with boron for thermoimproved thick sheets produced at the JSC "Azovstal". *Stal'*, no. 4, pp. 55–57.
13. *Naidek, V.L., Mel'nik, S.G., Narivskii, A.V., Kurpas, V.I., Bikov, E.I.* (2018). Method for producing anti-radiation boron-containing steel. Patent Ukraine no. 116382; а201600287; zaiavl. 14.01.2016; opubl. 12.03.2018, Biul. no. 5, 6 p. [in Ukrainian].
14. *Mel'nik, S.G.* (2019). On the possibility of producing steels with increased neutron absorption. Materialy XVII Vseukrainskoi nauk.-prakt. konf. "Special'na metalurgiya: vchora, s'ogodni, zavtra". Kyiv: NTUU "KPI", pp. 93–95 [in Russian].
15. *Shiryaev, O.P., Prohorov, S.V., Ivin Yu.A. et al.* (2010). Method of production of boron-containing steel. Patent RU no. 2382086; opubl. 20.02.2010 [in Russian].
16. *Dub, V.S., Dub, A.V., Durinin, V.A. et al.* (2011). Corrosion-resistant steel with increased neutron absorbency. Patent RU no. 2434969; zaiavl. 18.03.2001; opubl. 27.11.2011, Biul. no. 33, 6 p. [in Russian].
17. *Dzuba, A.Yu., Nazarov, D.V., Pavlov, V.V. et al.* (2013). Method of production of boron-containing steel. Patent RU no. 2477324; zaiavl. 22.09.2011; opubl. 10.03.2013, Biul. no. 7, 6 p. [in Russian].

Received 23.10.2019

Анотація

С.Г. Мельник, д-р. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: melnik.sg@gmail.com

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України
(Київ, Україна)**Виробництво антирадіаційних сталей**

Наведено теоретичні та експериментальні результати досліджень з розробки технології і створення борвмісних сталей, що призначені для захисту від радіоактивного випромінювання, в тому числі жорсткого нейтронного і γ -випромінювання. Виконано аналіз поведінки бору при виплавці конвертерної сталі з ковшовою обробкою і розливанням на машині безперервного лиття заготовок (МБЛЗ). Визначено фізико-хімічні особливості процесів формування структури сталі за участю ефективного бору B_{ef} . Для сталі марки В стандарту ASTM A514 розроблено і випробувано у промислових умовах технологію виробництва з отриманням підвищеного вмісту в сталі ефективного бору B_{ef} . Встановлено розрахунковий коефіцієнт засвоєння бору при отриманні безперервнолитої заготовки, який становить 0,95. Характеристикою рівномірності розподілу ефективного бору B_{ef} в матриці служить величина прожарюваного шару металу, що визначається стандартними вимірами твердості. На підставі отриманих результатів запропоновано технологію виробництва конвертерної сталі з поліреагентною ковшовою обробкою і розливанням на МБЛЗ в безперервнолиту заготовку, що забезпечує глибину прогартування шару до 40, а в ряді випадків до 50 мм, додатково збільшуючи захисні властивості сталі марки В стандарту ASTM A514 проти проникнення жорсткого нейтронного і γ -випромінювання в 4–5 разів. Запропонована технологія, основні технічні рішення якої захищені патентом України на винахід, пройшла випробування в промислових умовах і може бути використана для виплавки антирадіаційних сталей різного призначення.

Ключові слова

Антирадіаційні сталі, конвертерне виробництво, радіаційне випромінювання, борвмісні сталі, захист від радіації, поліреагентна ковшова обробка сталі, ефективний бор, сортмент сталі.

Summary

S.G. Mel'nik, Dr. Sci. (Engin.), Senior Researcher, e-mail: melnik.sg@gmail.com

Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine
(Kyiv, Ukraine)**Production of anti-radiation steels**

The results of research on the development of technology and the creation of boron-containing steels intended for protection against radiation, including hard neutron- and γ -radiation, are presented. An analysis of the behavior of boron in the smelting of converter steel with ladle processing and casting in continuous casting machine (CCM) has performed. The physicochemical characteristics of the processes of formation of the structure of steel with the participation of the effective boron B_{ef} have been determined. For steel grade B of ASTM A514 standard, a production technology is developed and tested under industrial conditions to obtain a high content of effective boron B_{ef} in it. A calculated boron assimilation coefficient is established to be of 0.95 upon receipt of a continuously cast billet. The uniformity of the distribution of effective B_{ef} boron in the matrix is characterized by the value of the annealed metal layer, determined by standard measurements of hardness. Based on the results, a technology is proposed for the production of converter steel with multi-reagent ladle processing and casting on a continuous casting machine in a continuously cast billet, providing a hardened layer depth of up to 40, and in some cases up to 50 mm, further increasing the protective properties of ASTM A514 grade B steel against hard neutron penetration and γ -radiation by 4–5 times. The proposed technology, the main technical solutions of which are protected by the Ukrainian patent for an invention, has been tested under industrial conditions and can be used for smelting anti-radiation steels for various purposes.

Keywords

Anti-radiation steels, converter production, radiation, boron-containing steels, radiation protection, polyreagent ladle treatment of steel, effective boron, steel gauge.

УДК 669.046.554

Л.Ю. Назюта¹, д-р техн. наук, проф., e-mail: nazuta_l_u@pstu.edu**Л.С. Тихонюк²**, начальник технического управления**Ю.В. Хавалиц¹**, мастер производственного обучения, e-mail: uliya1981havalic@gmail.com**А.В. Цюцюра²**, ведущий инженер технологического отдела**О.Г. Исланкина²**, инженер конвертерного цеха, e-mail: islanкина-og@rambler.ru¹ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет» (Мариуполь, Украина)²ЧАО ММКИ ООО «Метинвест» (Мариуполь, Украина)

Опыт Мариупольского металлургического комбината им. Ильича по освоению борсодержащих конструкционных сталей

Микролегирование стали бором в условиях Мариупольского металлургического комбината им. Ильича в период нестабильного экономического состояния Украины особенно актуально, так как ориентировано на внутренний рынок конструкционного металла, а также позволяет повысить качество экспортной продукции.

В Украине производство борсодержащих сталей сосредоточено на предприятиях ООО «Метинвест» и не превышает 2 % от общего выпуска продукции. Вместе с тем, украинские предприятия импортируют такие стали и, особенно, конструкционные для строительства и сельскохозяйственного машиностроения. Поэтому, увеличение производства и сортамента борсодержащей стали направлено на повышение качества и расширение рынка сбыта готовой продукции.

Микролегирование бором конструкционных сталей рядового сортамента используется крайне редко из-за стереотипа мнений о механизме воздействия бора на качественные показатели металла.

В работе определен оптимальный режим внепечной обработки с целью стабилизации качественных показателей готового металла. Проведен анализ степени усвоения основных ферросплавов и качества готовой продукции по данным статистической обработки плавов текущего производства.

Показано, что при выплавке среднеуглеродистых сталей общего назначения микролегирование бором в условиях Мариупольского металлургического комбината им. Ильича не гарантирует повышение качественных показателей металла, однако стабилизирует их свойства и позволяет при прочих равных условиях сократить расход алюминия на 8–10 %.

При выплавке стали 30MnB5 за счет микролегирования бором достигнуто снижение расхода основных раскислителей (марганца и алюминия на 0, 12 кг/т стали каждого).

Технология микролегирования низкоуглеродистой стали (08пс) в настоящее время уточняется.

Рекомендовано украинским металлургам увеличить объемы производства рядовых (массовых) борсодержащих сталей конструкционного сортамента.

Ключевые слова: борсодержащая сталь, раскисление, модифицирование, микролегирование, степень усвоения.

Микролегирование бором считают одним из наиболее перспективных направлений повышения совокупности механических, технологических и эксплуатационных свойств металла. Это связано с механизмом влияния «свободного» бора или его соединений (карбиды и нитриды бора) на качественные показатели стали.

В зависимости от наличия оборудования, диапазон положительного влияния бора на свойства стали достаточно широк. В термически обработанных сталях за счет «свободного» бора наблюдается улучшение прокаливаемости и коррозионной стойкости, при контролируемой прокатке – стабилизация прочностных и пластических характеристик, а также хорошая

свариваемость. Микролегирование бором также позволяет снизить расход более дорогих легирующих элементов.

Постановка проблемы. За рубежом при производстве конструкционных низколегированных сталей бор применяют в качестве одной из наиболее часто используемых микролегирующих добавок. В некоторых странах объем производства таких сталей составляет более 40 %.

В Украине производство борсодержащих сталей сосредоточено на предприятиях ООО «Метинвест» и не превышает 2 % от общего выпуска продукции. Вместе с тем, украинские предприятия импортируют такие стали и, особенно, конструкционные для

строительства и сельскохозяйственного машиностроения. Поэтому, увеличение производства и сортамента борсодержащей стали направлено на повышение качества и расширение рынка сбыта готовой продукции.

На предприятиях, оборудованных современными средствами внепечной обработки – установками «ковш-печь» (УКП) и Vacuum Degassing (VD) (например, МК «Азовсталь») и отделениями для термической обработки металла, положительное влияние бора на качество низколегированной конструкционной стали связано с наличием «свободного» бора [1, 2].

При этом микролегирование бором конструкционных сталей рядового сортамента используется крайне редко из-за стереотипа мнений о механизме воздействия бора на качественные показатели металла.

Одна из причин низкой доли борсодержащих сталей в сортаменте отечественных предприятий – нестабильность механических свойств готовой продукции из-за высокой активности бора по отношению к другим элементам внедрения – кислороду, азоту, сере. Это особенно проявляется при выплавке низкоуглеродистых низкокремнистых конструкционных сталей.

Анализ последних публикаций. Оптимальным содержанием бора в конструкционных сталях считают $1\text{--}3 \cdot 10^{-3} \%$. При более высоком содержании бора (например, более 0,01 %) за счет образования боридов железа (Fe_2B и FeB) возможно ухудшение качества металла.

При этом основной задачей микролегирования бором является предотвращение окисления бора (обеспечение стабильной степени усвоения) и распределение азота между основными нитридообразующими элементами – алюминием, титаном и бором. В работе [3] предложена методика расчета «свободного» бора в стали в существующем диапазоне концентрации указанных элементов. Расчет дает относительно неплохие результаты.

Влияние бора на качественные показатели низколегированных сталей также связывают с образованием нитридов бора, которые имеют высокую температуру плавления (2730°C), а в углеродистой стали – с образованием карбидов бора, которые имеют не только высокую температуру плавления 2345°C , но и твердость. Карбиды бора относятся к очень прочным химическим соединениям и по твердости близки к алмазу.

Однако следует отметить, что нитриды указанных элементов в жидкой стали не образуются. Они выделяются в процессе кристаллизации металла. При этом температурный интервал их выделения различен. Поэтому, при производстве низколегированных сталей желательным совместным микролегированием бором и титаном, температурный интервал выделения нитридов которого значительно выше и составляет $1400\text{--}1450^\circ\text{C}$ по сравнению с $900\text{--}950^\circ\text{C}$ для нитридов бора. Нитриды алюминия образуются при температурах $1200\text{--}1250^\circ\text{C}$ [4]. В условиях контролируемой прокатки на современных машинах непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) этот факт имеет существенное влияние на структуру готового металла.

Данные о влиянии бора на качество низколегированной стали – противоречивы. В основном, это связано с влиянием бора на пластические свойства стали. Известно, что провал пластичности металла, как правило, наблюдается в интервале температур $750\text{--}1050^\circ\text{C}$.

В некоторых работах негативное влияние бора на высокотемпературную пластичность и, особенно низкоуглеродистой стали, связывают с образованием частиц нитрида бора [5]. Практический интерес представляет анализ качества низкоуглеродистой борсодержащей стали 08кп, 08Ю в условиях МК «Запорожсталь» [6]. По данным этого предприятия, микролегирование бором уменьшает предел текучести (в среднем на 8,8 %) и одновременно повышает прочностные характеристики металла (на 2,5–4,5 %).

Вместе с тем, по данным других источников [7–9], микролегирование бором приводит к измельчению первичного зерна аустенита (за счет очищения границ зерен и создания дополнительных центров кристаллизации).

В работе [8] показано положительное влияние бора на пластические и вытяжные характеристики стали 08Ю за счет формирования равноосного мелкого зерна феррита баллов 8–9 (ГОСТ 5639).

По данным [7], в отсутствие дополнительных нитридообразующих элементов, например, титана при производстве низкоуглеродистой катанки с содержанием углерода 0,07–0,08 % и марганца 1,8–2,0 % микролегирование бором при соотношении $\text{B/N} = 0,8$ снижает эффект деформационного старения и способствует пластификации. К аналогичным результатам пришли и авторы работы [9].

При анализе эффективности использования бора при выплавке низколегированных сталей следует учитывать, что борсодержащие сырье и ферросплавы более доступны и менее энергоемко по сравнению с другими материалами, используемыми по указанному назначению.

Цель работы. Расширение сортамента борсодержащих сталей и определение оптимального режима внепечной обработки, обеспечивающего стабилизацию качественных показателей готового металла.

Метод исследования. Анализ степени усвоения основных ферросплавов и качества готовой продукции по данным статистической обработки плавов текущего производства.

Изложение основного материала. Отличительной особенностью ММК им. Ильича является отсутствие проведения операций термической обработки для горячего тонкого проката и ограниченная вариативность операций для толстого проката. В период исследований в конвертерном цехе комбината строительство агрегата «ковш-печь» (АКП) только началось. Это уменьшило долю высококачественного металла в сортаменте стали [10].

За период 2016–2018 гг. доля борсодержащих сталей в общем объеме выплавки составляла в среднем 1,41 %. Из них – 42,7 % конструкционных сталей общего назначения (Зсп – 22,6 %, А36 – 11,9 %, St-44-2 – 8,8 %), а также 12,5 % марганецсодержащей стали

30MnB5 (аналог 65Г), для с/х машиностроения, которая ранее импортировалась из других стран. Особый интерес представляет низкоуглеродистая низкокремнистая сталь 08 пс (24,1 % от общего объема борсодержащих сталей), проходящая термообработку в колпаковых печах цеха холодного проката (ЦХП).

Периодически микролегирование бором использовали при выплавке других марок стали. Например, трубной – 09Г2С, судостали – ДН32-40. Их доля в общем объеме – 16,4 %.

В табл. 1 представлен средний химический состав, назначение, стандарты и потребители наиболее востребованных борсодержащих сталей (ТОП – 5).

Выплавку стали производили в 160-т конвертерах согласно действующей технологической инструкции. На плавках использовали низкомарганцовистый чугун (950–970 кг/т) с температурой 1300–1345 °С; лом стальной углеродистый с расходом (185–202 кг/т).

На повалке металл содержал (%): не более 0,1 С, 0,08–0,09 Мн, 0,013–0,016 S и 0,010–0,013 Р. Содержание FeO в шлаке составляло 14–16 %, основность шлака – 3,4–3,8 единицы. Для стабилизации окисленности металла в период раскисления использовали уголь марки Антрацит семечко (АС) с расходом 1,1–1,2 кг/т стали. Температура металла на повалке – 1700 °С. При такой температуре равновесное содержание кислорода с углеродом должно составлять не менее 0,06–0,08 %. Это позволяло проводить операции раскисления и легирования металла в стальковше без использования химического подогрева.

Удельный расход раскислителей представлен в табл. 2. О степени усвоения элементов раскислителей судили по их удельному расходу из расчета на 0,01 % их усвоения металлом. Это позволило исключить влияние на этот показатель различных факторов, в том числе марок стали, состава металлошихты,

Таблица 1

Характеристики наиболее востребованных конструкционных борсодержащих сталей

1. Марка стали	3 сп	A36	St-44-2	30MnB5	08 пс
2. Назначение	Конструкционная сталь обычного качества			С/х машиностроение, толщина листа 2,5 мм, для деталей, прошедших закалку с отпуском	холоднокатанный рулон - колпаковые печи
	для несущих элементов сварных и не-сварных конструкций и деталей, работающих при положительных температурах	для производства проката, который используется для изготовления корпусов или других сварных конструкций судов и плавучих сооружений	для производства труб стальных сварных прецизионных		
3. Стандарты	Стан 1700 ТТ-227-13-2015	Стан 3000 ASTM	Стан 3000 DIN17100	Стан 1700 EN 10083-3	Стан 1700- - ЦХП ГОСТ 1050
4. Потребители	Украина	Страны ближнего Востока (Саудовская Аравия, Эмираты), Африка	Страны ближнего Востока (Иран, Ирак)	Украина	Украина, Россия
5. Содержание, %					
C	0,15	0,19	0,16	0,29	0,07
Mn	0,52	0,56	0,82	1,26	0,34
Si	0,20	0,20	0,20	0,22	0,02
N	0,005	0,005	0,005	0,005	0,006
B	0,001	0,0010	0,0012	0,0013	0,0010
Al _{к.р.}	0,025	0,027	0,031	0,027	0,029
Al _{общ}	0,030	0,030	0,035	0,031	0,033
6. Расход бора					
кг/0,01 %	12,05	14,3	10,95	11,34	23,68
кг/т стали	0,010	0,011	0,011	0,01	0,016
7. Степень усвоения B, %	82,9	76,9	92,3	88,2	74,9

Примечание: Al_{к.р.} – алюминий кислоторастворимый; Al_{общ} – алюминий общий с учетом неметаллических включений

Таблиця 2

Удельный расход элементов при раскислении борсодержащих сталей, кг/0,01 % (кг/т стали)

Марка стали	Mn	Si	Al	B	Уголь AC
Конструкционные стали обычного качества					
Зсп	15,88 (5,0)	20,6 (3,0)	84,15 (1,73)	12,05 (0,010)	- (1,10)
A36	12,9 (4,42)	17,8 (2,65)	67,0 (1,39)	14,3 (0,011)	- (1,25)
St-44	15,26 (8,2)	17,1 (2,42)	65,4 (1,62)	11 (0,011)	- (0,94)
Конструкционная среднеуглеродистая сталь для деталей, прошедших термическую обработку					
30MnB5	14,81 (12,62)	15,92 (2,60)	59,8 (1,48)	11,34 (0,010)	- (1,77)
Конструкционная низкоуглеродистая сталь					
08пс	15,52 (2,63)	–	93,9 (1,96)	23,68 (0,016)	–

технологии разлива (серийность МНЛЗ) и др. Во избежание этого, при расчете стандартной степени усвоения бора (%) делали поправку на средний выход жидкой стали в данной серии плавов.

Микролегирование бором производили в конце раскисления металла в сталковше. Металл продували аргоном в течение 20 минут. В качестве борсодержащего ферросплава использовали кусковой ФБ20 с размером кусков 10–50 мм. Удельный расход бора был практически одинаков и составлял 0,01 кг/т стали.

Степень усвоения бора для сталей общего назначения составляла 77–92 % (Зсп – 83 %, А36 – 77 %, St-44-2 – 92 %). Для марганецсодержащей стали 30MnB5 – 88–92 %. Это достаточно высокие величины степени усвоения бора для кусковых ферросплавов.

Наиболее низкая степень усвоения бора отмечена для низкоуглеродистой низкокремнистой стали 08пс (64–75 %) Это объясняется более высокой окисленностью металла на повалке и, возможно, низким расходом или отсутствием присадок AC в период раскисления.

Согласно расчетам, часть бора в металле находится в виде нитридов бора, которые могут оказать влияние на качественные показатели металла. Часть бора находится в виде нитридов алюминия. Другие более сильные нитридообразующие элементы (Ti, Nb, Ca) из-за высокой стоимости не применялись.

Влияние бора на качественные показатели среднеуглеродистых конструкционных сталей изучены на

примере стали А36 и представлены в табл. 3. Были обработаны данные 200 плавов текущего производства.

Согласно анализу, существенного влияния на механические свойства стали А36 микролегирование бором не оказывает. Средние показатели качества исследуемого металла (предел текучести и предел сопротивления) находились в пределах точности эксперимента.

Положительным влиянием бора на механические свойства стали А36 следует считать меньший разброс значений каждого из показателей и большую стабильность их свойств. Возможно, это связано с расходом бора на образование нитридов. На опытном массиве плавов удельный расход алюминия и, особенно, содержание в готовом металле кислоторастворимого алюминия ($Al_{кр}$) было на 8–10 % выше, чем на сравнительных плавках без микролегирования бором. При этом на сравнительном массиве плавов наблюдался более сильный разброс анализируемых параметров качества металла. Это объясняется нестабильностью содержания в нем кислоторастворимого алюминия ($Al_{кр}$) (0,027–0,052 %) и толщины проката (8–20 мм).

В связи с этим было изучено влияние кислоторастворимого алюминия на механические свойства стали А36. Как следует из представленных данных, на плавках, микролегированных бором, при содержании $Al_{кр}$ более 0,032 % качественные показатели металла резко снижаются (рисунок). Это является следствием более высокой активности алюминия по отношению к азоту.

Таблиця 3

Механические свойства марки стали А36

Показатель	Норма	Без микролегирования бором*	Микролегирование бором
Предел текучести, мин., ReH, МПа	250	290–364/340	290–358/325
Предел прочности (временное сопротивление разрыву), мин., Rm, МПа	400–550	426–498/461	416–476/450
Относительное удлинение, мин., %	18	22–32/27	20–32/27

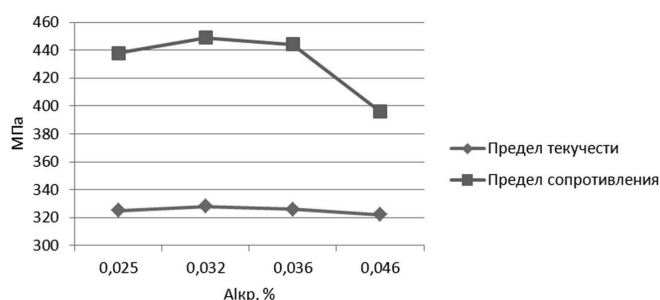
*Числитель – минимум-максимум; знаменатель – среднее значение

Таблиця 4

Механические свойства марки стали 30MnB5

Показатель	Для деталей, прошедших термообработку		Фактически на стане 1700
Номинальная толщина, мм	< 16	16–40	2,5
Предел текучести, мин., ReH, МПа	800	650	421–494/464*
Предел прочности (временное сопротивление разрыву), мин., Rm, МПа	950–1150	800–950	529–709/661
Относительное удлинение, мин., %	13	13	20–26/28
Относительное сужение, мин., %	50	50	–
Работа удара KV при 20 °C [68 °F], мин., Дж	–	60	–

*Числитель – колебание; знаменатель – среднее значение параметров



Влияние кислоторастворимого алюминия на предел текучести и предел сопротивления борсодержащей стали АЗБ

Рекомендуемое содержание в конечном металле ($Al_{кр}$) = 0,028–0,030 %. Контрольная выборка показателей качества металла при таком содержании ($Al_{кр}$) показала значительное улучшение исследуемых параметров качества. Это может явиться предпосылкой снижения расхода алюминия, а также возможности использования для стабилизации показателей качества готового металла более сильных нитридообразующих элементов, например, титана или кальция.

Что касается стали 30MnB5, изделия из которой проходят термическую обработку у заказчика, то в результате высокого содержания марганца степень усвоения бора в период микролегирования была относительно стабильна и в среднем составила 92 % (84–94 %). Это объясняется высоким содержанием марганца в металле в период микролегирования (более чем в 2 раза больше, чем на плавках рядового сортамента) и использования в период раскисления угля АС в количестве 1,72 кг/т стали.

Механические свойства этой стали по данным стана 1700 представлены в табл. 4.

На плавках текущего производства за счет микролегирования бором достигнуто снижение расхода основных элементов раскислителей. Фактически расход марганца составил 12,68 по сравнению с нормативным расходом 12,80 кг/т стали; алюминия – 1,48 по сравнению с нормативным 1,6 кг/т стали, то есть фактическая экономия этих материалов составила около 0,12 кг/т стали для марганца и алюминия соответственно.

Что касается качественных, например, трубных марок стали, то при разработке оптимальных схем микролегирования экономический эффект от использования бора (при замене более дорогих микролегирующих элементов) будет значительно выше. Однако, это совсем другие исследования.

С ноября 2018 г. в конвертерном цехе ММК им. Ильича ведется масштабная реконструкция и модернизация основного технологического оборудования – ввод в эксплуатацию МНЛЗ № 4 и УКП. Это может стать предпосылкой дальнейшего совершенствования технологии раскисления и микролегирования, в том числе бором.

Выводы

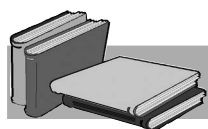
Микролегирование стали бором в период нестабильного экономического состояния Украины особенно актуально, так как ориентировано на внутренний рынок конструкционного металла, а также позволяет повысить качество экспортируемой продукции.

Микролегирование бором в условиях Мариупольского металлургического комбината им. Ильича (ММКИ) производят с целью оптимизации качественных характеристик (прочностных и пластических свойств) готового металла. Степень усвоения бора при использовании кускового ФБ20 с размером частиц 10–50 мм достаточно велика (77–92 %) и зависит от расхода основных раскислителей.

При выплавке среднеуглеродистых сталей общего назначения микролегирование бором не гарантирует повышение качественных показателей металла, однако стабилизирует их свойства и позволяет при прочих равных условиях сократить расход алюминия на 8–10 %.

При выплавке стали 30MnB5 за счет микролегирования бором достигнуто снижение расхода основных раскислителей (марганца и алюминия на 0,12 кг/т стали каждого).

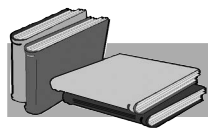
Технология микролегирования низкоуглеродистой стали (08пс) в настоящее время уточняется.



ЛІТЕРАТУРА

1. Назюта Л.Ю., Тихонюк Л.С., Костыря И.Н., Хавалиц Ю.В. Особенности микролегирования бором при выплавке низколегированных конструкционных сталей. *Металл и литье Украины*. 2018. №3–4. С. 18–27.
2. Назюта Л.Ю., Федорова Е.В., Хавалиц Ю.В. Влияние режима внепечной обработки на степень усвоения бора при выплавке низколегированных конструкционных сталей. *Вестник ПГТУ. Серия Технические науки*. 2017. Вып. 35. С. 25–31.
3. Потапов А.И. Исследование процессов микролегирования стали бором с целью совершенствования технологий боросодержащих сталей: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Москва: МИСИС, 2013. 26 с.
4. Мазничевский А.Н., Гойхенберг Ю.Н., Сприкут Р.В. Влияние азота и нитридообразующих элементов на прокаливаемость боросодержащих сталей. *Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия»*. 2017. Т. 17. № 2. С. 47–51.
5. Колбасников Н.Г., Матвеев М.А. Исследование влияния бора на высокотемпературную пластичность микролегированных сталей. *Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского политехнического университета*. 2016. № 1. С. 129–135.
6. Гомон С.В., Набока В.И., Маднин В.С. Микролегирование низкоуглеродистой стали бором ОАО «Запорожсталь». *Сталь*. 2015. № 6. С. 15–18.
7. Парусов В.В., Парусов О.В., Чуйко И.Н., Парусов Э.В., Сагура Л.В. Деформационное старение боросодержащих сталей сварочного назначения. *Строительство. Материаловедение. Машиностроение: сб. науч. тр.* 2012. Вып. 64. С. 18–20.
8. Маднин В.С., Сокур Ю.И., Камкина Л.В. Производство низкоуглеродистой стали 08Ю, микролегированной бором. *Теория и практика металлургии*. 2014. № 1–2. С. 13–16.
9. Жучков В.И. и др. Применение боросодержащих материалов в металлургии. *Электрометаллургия*. 2011. № 3. С. 25–27.
10. Назюта Л.Ю., Цуркан М.Л., Тихонюк Л.С. и др. Влияние бора на технологические свойства среднеуглеродистых конструкционных сталей рядового сортамента. *Вестник ПГТУ*. 2018. № 37. С. 22–28.

Надійшла 29.10.2019



REFERENCES

1. Nazyuta, L.Yu., Tikhonyuk, L.S., Kostyrya, I.N., Khavalits, Yu.V. (2018). Features of microalloying with boron during smelting of low-alloy structural steels. *Metal and Casting of Ukraine*, no. 3–4, pp. 18–27 [in Russian].
2. Nazyuta, L.Yu., Fedorova, E.V., Khavalits, Yu.V. (2017). The influence of the out-of-furnace treatment mode on the degree of boron assimilation during the smelting of low alloy structural steels. *Bulletin of the Perm State Technical University. Series Engineering*, iss. 35, pp. 25–31 [in Russian].
3. Potapov, A.I. (2013). Research of microalloying processes in steel with the aim of improving the technology of boron-containing steels. Extended abstract of candidate's thesis. Moscow: MISIS, 26 p. [in Russian].
4. Maznichenovsky, A.N., Goichenberg, Yu.N., Sprikut, R.V. (2017). The effect of nitrogen and nitride-forming elements on the hardenability of boron-containing steels. *Bulletin of SUSU. Series "Metallurgy"*, vol. 17, no. 2, pp. 47–51 [in Russian].
5. Kolbasnikov, N.G., Matveev, M.A. (2016). Investigation of the effect of boron on the high temperature ductility of microalloyed steels. *Scientific and Technical Journal of St. Petersburg Polytechnic University*, no. 1, pp. 129–135 [in Russian].
6. Gomon, S.V., Naboka, V.I., Madinin, V.S. (2015). Microalloying of low-carbon steel with boron of Zaporizhstal OJSC. *Steel*, no. 6, pp. 15–18 [in Russian].
7. Parusov, V.V., Parusov, O.V., Chuiko, I.N., Parusov, E.V., Sagura, L.V. (2012). Deformation aging of boron-containing steels for welding purposes. *Construction. Materials science. Mechanical engineering: Collection of scientific works*, iss. 64, pp. 18–20 [in Russian].
8. Madinin, V.S., Sokur, Yu.I., Kamkina, L.V. (2014). Production of low-carbon steel 08Yu, microalloyed with boron. *Theory and practice of metallurgy*, no. 1–2, pp. 13–16 [in Russian].
9. Zhuchkov, V.I. et al. (2011). The use of boron-containing materials in metallurgy. *Electrometallurgy*, no. 3, pp. 25–27 [in Russian].
10. Nazyuta, L.Yu., Tsurkan, M.L., Tikhonyuk, L.S. et al. (2018). The effect of boron on the technological properties of medium-carbon structural steels of ordinary range. *Bulletin of the Perm State Technical University*, no. 37, pp. 22–28 [in Russian].

Received 29.10.2019

Анотація

Л.Ю. Назюта¹, д-р техн. наук, проф., e-mail: nazuta_l_u@pstu.edu

Л.С. Тихонюк², начальник технічного управління

Ю.В. Хавалиць¹, майстер виробничого навчання,

e-mail: uliya1981havalic@gmail.com

А.В. Цюцюра², провідний інженер технологічного відділу

О.Г. Ісланкіна², інженер конвертерного цеху, e-mail: islankina-og@rambler.ru

¹ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет» (Маріуполь, Україна)

²ПрАТ ММКІ ТОВ «Метінвест» (Маріуполь, Україна)

Досвід Маріупольського металургійного комбінату ім. Ілліча щодо освоєння борвміщуючих конструкційних сталей

Мікролегування сталі бором в умовах Маріупольського металургійного комбінату ім. Ілліча в період нестабільного економічного стану України особливо актуально, тому що орієнтоване на внутрішній ринок конструкційного металу, а також дозволяє підвищити якість експортної продукції.

В Україні виробництво борвміщуючих сталей зосереджене на підприємствах ТОВ «Метінвест» і не перевищує 2 % від загального випуску продукції. Разом з тим, українські підприємства імпортують такі сталі й, особливо, конструкційні для будівництва й сільськогосподарського машинобудування. Тому, збільшення виробництва й асортименту борвміщуючих сталей спрямоване на підвищення якості й розширення ринку збуту готової продукції.

Мікролегування бором конструкційних сталей рядового асортименту використовується вкрай рідко через стереотип думок про механізм впливу бору на якісні показники металу.

У роботі визначено оптимальний режим позапічної обробки з метою стабілізації якісних показників готового металу. Проведено аналіз ступеня засвоєння основних феросплавів і якості готової продукції за даними статистичної обробки плавов поточного виробництва.

Показано, що при виплавці середньовуглецевих сталей загального призначення мікролегування бором в умовах Маріупольського металургійного комбінату ім. Ілліча не гарантує підвищення якісних показників металу, однак стабілізує їхні властивості й дозволяє за інших рівних умов скоротити витрату алюмінію на 8–10 %.

При виплавці сталі 30MnB5 за рахунок мікролегування бором досягнуто зниження витрати основних розкислювачів (марганцю й алюмінію на 0,12 кг/т сталі кожного).

Технологія мікролегування низьковуглецевої сталі (08пс) на даний час уточнюється.

Рекомендовано українським металургам збільшити обсяги виробництва рядових (масових) борвміщуючих сталей конструкційного асортименту.

Ключові слова

Борвміщуюча сталь, розкислення, модифікування, мікролегування, ступінь засвоєння.

Summary

L.Yu. Nazyuta¹, Dr. Sci. (Engin.), Professor, e-mail: nazuta_l_u@pstu.edu

L.S. Tikhonyuk², Head of technical management

Yu.V. Khavalits¹, Master of industrial training, e-mail: uliya1981havalic@gmail.com

A.V. Tsyutsyura², Leading Engineer of technology department

O.G. Islankina², Engineer of basic oxygen converter shop,
e-mail: islankina-og@rambler.ru

¹SHEI "Pryazovskyi State Technical University" (Mariupol, Ukraine)

²PJSC MMPI Metinvest LLC (Mariupol, Ukraine)

The experience of the Mariupol Metallurgical Plant named of Ilyich for the development of boron-containing structural steels

Microalloying of steel with boron in the conditions of Mariupol Metallurgical Plant named of Ilyich in a period of unstable economic condition of Ukraine is especially important, because it is focused on the domestic market of structural metal, and also improves the quality of export products.

In Ukraine, the production of boron-containing steels is concentrated at the enterprises of Metinvest LLC and does not exceed 2 % of the total output. At the same time, Ukrainian enterprises import such steels and, especially, structural ones for construction and agricultural engineering. Therefore, an increase in the production and assortment of boron-containing steel is aimed at improving the quality and expanding the market for finished products.

Microalloying with boron of structural steels of ordinary range is extremely rarely used due to the stereotype of opinions about the mechanism of the effect of boron on the quality indicators of the metal.

In the work, the optimal mode of out-of-furnace processing is determined in order to stabilize the quality indicators of the finished metal. The analysis of the degree of assimilation of the main ferroalloys and the quality of the finished product is carried out according to the statistical processing of the melts of the current production.

It is shown, that in the smelting of medium-carbon steels for general purposes, microalloying with boron in the conditions of the Mariupol Metallurgical Plant named of Ilyich does not guarantee an increase in the quality indicators of the metal, however, it stabilizes their properties and allows, other things being equal, to reduce aluminum consumption by 8–10 %.

In the smelting of 30MnB5 steel due to microalloying with boron, a reduction in the consumption of the main deoxidizers (manganese and aluminum by 0.12 kg/t of steel each) was achieved.

The microalloying technology of low-carbon steel (08nc) is currently being specified.

It was recommended to Ukrainian metallurgists to increase production volumes of ordinary (mass) boron-containing steels of structural assortment.

Keywords

Boron-containing steel, deoxidation, modification, microalloying, degree of assimilation.

УДК 669.162

М.С. Кузнецов¹, газовщик, e-mail: maks_kuznetsov82@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-6065-9929>**Г.Ю. Крячко²**, канд. техн. наук, доц., e-mail: krachkogennadij@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-8773-508X>**С.А. Стороженко²**, канд. техн. наук, доц., e-mail: storog69@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0001-8902-2967>¹ПАО «Днепропетровский металлургический комбинат» (Каменское, Украина)²Днепропетровский государственный технический университет (Каменское, Украина)

О закономерностях в изменении температуры чугуна на выпуске из доменной печи

Рассмотрены закономерности изменения температуры чугуна на выпуске в процессе совершенствования технологии выплавки чугуна. В зависимости от соотношения затрат времени на накопление продуктов плавки и выпуск их из доменных печей предложено классифицировать выпуск на три основных вида: периодические с малоподвижной коксовой насадкой, периодические с подвижной коксовой насадкой и квазинепрерывные, когда продолжительность периода накопления расплавов существенно меньше времени выпуска. Приведены результаты исследования изменения температуры чугуна в процессе выпуска на доменных печах объемом 1500 и 1386 м³.

Технология ведения печей отличалась принятыми шлаковым режимом и наполнением горна перед выпуском продуктов плавки. В период исследований удельная производительность доменных печей изменялась в пределах 50–55 т/м²·сут., а масса выпуска – от 190 до 370 т. Температуру чугуна в процессе выпуска измеряли высокотемпературным пирометром НТ-6898. Расстояние от струи металла до окуляра прибора 2,0–2,5 м. Тестирование показаний пирометра производили единовременным замером температуры чугуна термпарой погружения ТПР 0290М. Отклонения показаний термпары от показаний пирометра находились в пределах 0,2–1,2 %.

В процессе исследования на полученных кривых изменения температуры чугуна в темпе выпуска обнаружены характерные минимумы, относящиеся к 0,5–0,67 времени нормализованной шкалы выпусков. Отмечено, что полученные данные совпадают с результатами других исследований, приведенных на печах с «плавающей» коксовой насадкой. Исходя из рассмотрения баланса сил, действующих на коксовую насадку, объяснены причины существования установленной закономерности в изменении температуры чугуна на выпуске.

Показано, что измерение температуры чугуна в темпе выпуска продуктов плавки дает не только информацию об изменениях в нагреве горна, но может быть использовано в качестве индикатора процессов, происходящих в коксовой насадке.

Ключевые слова: закономерность, изменение, температура, чугун, накопление, выпуск, доменная печь, коксовая насадка.

Введение. Контролю изменения температуры чугуна на выпуске из доменной печи для оперативного управления доменным и кислородно-конверторными процессами уделялось должное внимание [1, с. 5]. В свое время было предложено два метода оценки теплового состояния горна доменной печи по анализу формы кривой изменения температуры чугуна на выпуске (метод К. Джи [1, с. 12]) и по анализу текущего и ряда предшествующих усредненных за выпуск значений температуры чугуна (метод Д. Шелленбергера и Т. Пауэлла [1, с. 13]). В ряде случаев непрерывный контроль температуры чугуна на выпуске использовали для объяснения особенностей движения расплавов [2, 3] и кокса [4] в горне.

В одной из известных работ [5, с. 18] утверждалось о том, что многочисленными исследованиями изменения температуры чугуна по ходу выпуска продуктов плавки из доменной печи показана идентичность характера ее изменения. Общее, по мнению автора, состоит в росте температуры от начала выпуска (15–40 % времени от общей продолжительности

выпуска), достижении максимума и сохранении повышенной температуры до закрытия чугунной летки. В отдельных случаях, отмечает исследователь [5], в конце выпуска температура чугуна снижается.

Следует заметить, что вследствие серьезных препятствий исследования изменения температуры чугуна на выпуске проводились далеко не так часто, как это было необходимо для изучения вопроса. Среди основных препятствий – низкая стойкость контактных средств измерения и помехи, возникающие при использовании пирометрических датчиков. Что касается закономерностей в изменении температуры выпускаемого чугуна, то и здесь, как показывает практика, нет ясности. Наряду с утверждениями об идентичности характера кривых изменения температуры металла на выпуске для разных печей [5] и подобии температурных диаграмм для отдельных печей [1] существуют противоречащие указанному мнению данные [4, 6].

Анализ литературных данных. Авторами данной статьи обобщены данные об измерениях температуры чугуна на выпуске из доменных печей,

выполненные в разное время и с применением различных средств измерения. Для обеспечения сопоставимости данных продолжительность выпусков по возможности представили в виде нормированного показателя [7], в котором выборочные моменты времени в каждом цикле выпуска представлены в нормализованной шкале времени τ по уравнению:

$$\tau_i = (i-1) / (N-1),$$

где N – количество значений в выборке; i – номер текущего значения.

В принципе начальная температура чугуна, измеренная на желобе, не отвечает фактической температуре металла на момент выхода его из летки ввиду потерь тепла на теплообмен с главным горновым желобом. Тем не менее для удобства рассмотрения зависимостей начальный замер температур чугуна отнесен к условному нулю нормированного выпуска (рис. 1).

Информация об измерении температуры чугуна на выпуске, относящаяся к доменной плавке 50-х годов XX века [2], представлена на (рис. 1, а). Характер кривых отвечает описанию [5], в соответствии с которым вначале выпуска температура растет, затем достигает максимума и до завершения выпуска может снижаться. Замер температуры металла производился оптическим пирометром без тестирования погружной термопарой. Указания на место визирования пирометра в работе [2] отсутствуют. На данном этапе развития доменной технологии в связи с низкой производительностью агрегатов периодический выпуск продуктов плавки производился со значительными интервалами времени на накопление расплавов. Увеличение числа выпусков на печах с одной чугунной леткой сдерживалось низким качеством огнеупорных масс, уровнем механизации горновых работ и большими затратами времени на подготовку желобов к выпуску [8]. По данным указанной работы, на магнитогорских доменных печах объемом 1370 м³ в 1954 году при семи выпусках время накопления расплавов ниже шлаковых леток составляло примерно 18 часов в сутки.

Данные измерений температуры, которые относятся к плавке 70-х годов прошлого столетия (рис. 1, б) на одной и той же доменной печи [4], противоречат распространенному мнению [1, 5]. Низкую температуру чугуна в самом начале выпуска нельзя считать общей закономерностью, поскольку первые порции выходящих продуктов плавки интенсивно участвуют в теплообмене между выходящими расплавами и непрогретой леткой, а также главным горновым желобом либо пустым после ремонта, либо заполненным после предыдущего выпуска. Особенностью измерений является указание времени начала выхода нижнего шлака. Общим для выпусков 3 и 4 является наличие выраженных минимумов температуры в первой половине выпусков, несмотря на разные тенденции в изменении нагрева металла. Выпуск 3 указывал на снижение нагрева, четвертый – на повышение колебания температуры чугуна в период выпуска. Колебания температуры чугуна в период выпуска автор [4] объяснял прерывным опусканием кокса в горне.

В связи с низкой стойкостью леточных и желобных масс и возросшей производительностью печей выпуск продуктов плавки был также резко периодическим, когда период накопления расплавов был продол-

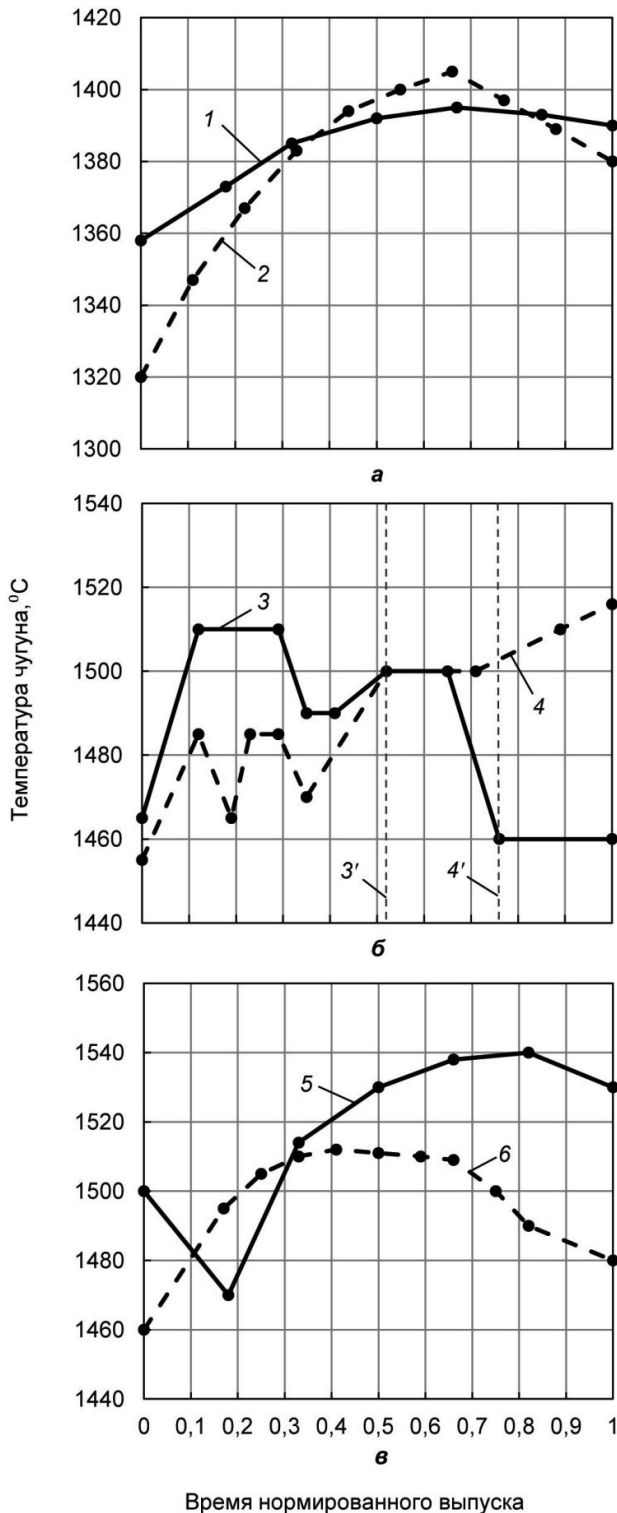


Рис. 1. Изменение температуры чугуна на выпусках из доменных печей: а – объемом 1033 м³ (1) и 1386 м³ (2) по данным [2]; б – объемом 2000 м³, выпуски (3) и (4) по данным [4]; в – объемом 5000 м³ (5) и 3200 м³ (6) по данным [8, 9]; 3' и 4' время появления шлака на выпусках 3 и 4 показано вертикальным пунктиром

жительнее периода выпусков. Так по данным [8], на магнитогорских доменных печах объемом 2000 м³, оборудованных двумя чугунными летками, в 1970 году при 12 выпусках время накопления расплавов составляло 16 часов в сутки.

Доменная плавка на мощных доменных печах объемом 5000 м³ [9] и 3200 м³ [10], относящаяся к началу 80-х годов XX века, представлена кривыми изменения температуры чугуна на выпусках 5 и 6 (рис. 1, в). На печи объемом 5000 м³ измерения произведены погружной термопарой на 4-й летке. Первые порции чугуна имели более высокую температуру, чем в момент времени, отвечающий 0,17 продолжительности нормированного выпуска. Характер кривой 6, отражающий изменение температуры чугуна на печи объемом 3200 м³ в некоторой степени подобен диаграммам, представленным на (рис. 1, а). Однако информации о методике измерения температуры металла в работе [10] не приведено, что не позволяет сделать определенные выводы.

Внедрение на доменной печи № 9 комбината «Криворожсталь» системы непрерывного измерения температуры чугуна на выпуске [11] при 18-разовом графике позволило получить достаточно большой объем информации. Результаты систематических наблюдений за динамикой температуры чугуна на 602 выпусках показали отсутствие какой-либо закономерности в характере изменения температуры чугуна по ходу выпуска. При этом было установлено, что колебательный характер изменения температуры чугуна на выпуске отмечался при неустойчивой работе печи. В последующем созданная информационная подсистема измерения температуры металла на выпуске использовалась технологическим персоналом для определения тенденции изменения теплового состояния печи, в частности, за пять последних выпусков [11].

Приведенные выше примеры [9, 10, 11] являются результатом изменения технологии выпуска с резко периодической до квазинепрерывной с интервалами между выпусками в среднем 15–20 мин [10]. Этому способствовали возросшая абсолютная производительность печей, увеличение числа чугунных леток и стойкости огнеупорных масс для обслуживания горновых операций. Продолжительность накопления расплавов при квазинепрерывном выпуске значительно меньше продолжительности выпусков.

К сожалению, редким примером изменения температуры чугуна на выпуске из доменной печи, работавшей по технологии 70-х годов XX века, является информация, размещенная в работе [3]. Температуру металла измеряли вольфрам-молибденовой термопарой погружения. Поскольку данные о продолжительности выпуска в этой работе отсутствуют, возможности показать данные в привязке к нормированному времени выпуска не было. Следуя графической интерпретации эксперимента (рис. 2) в начале налива третьего (среднего за выпуск) ковша, зафиксирована минимальная температура при установившемся движении чугуна. Авторы исследования [3] связывают снижение температуры металла с появ-

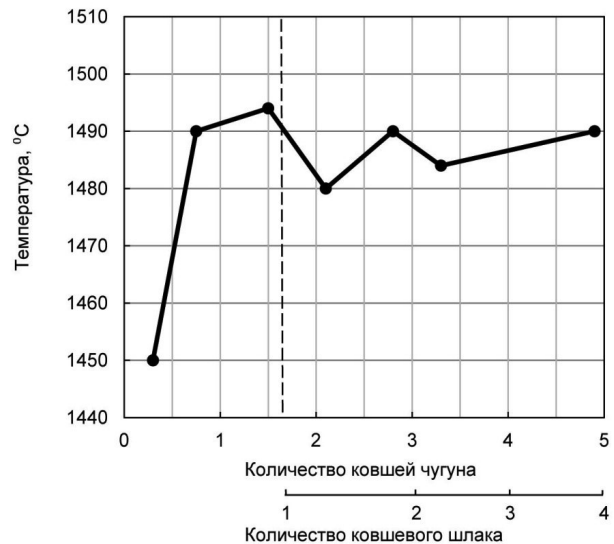


Рис. 2. Изменение температуры чугуна по ходу выпуска из доменной печи объемом 2000 м³ Криворожстали по данным [10]: обозначение пунктиром то же, что и на рис. 1.

лением шлака и уменьшением скорости его выхода. Как и на печи Западносибирского металлургического комбината (см. рис. 1, б) минимум на кривой изменения температуры приходился на первую половину продолжительности выпуска.

Особый интерес представляют результаты измерения температуры продуктов плавки на доменной печи завода Chiba (Япония) объемом 5000 м³ [6]. Во-первых, плавка отвечает современному уровню технологии. Во-вторых, измерения проводились на выходе струи расплавов из чугунной летки, что исключает влияние теплообмена между «свежими» расплавами и содержимым главного горнового желоба. В-третьих, как и на мощных доменных печах бывшего СССР [9, 10], выпуск продуктов плавки можно считать квазинепрерывным, поскольку интервалы между смежными выпусками составляли 15–30 мин. В качестве датчика использована монохроматическая CCD камера, посылающая сигнал на операционный блок и процессор. Оптическая измерительная система тестировалась термопарой погружения.

Результаты измерений температуры чугуна, полученные авторами [6] за три смежные смены, представлены нами в виде суточного графика (рис. 3), из которого следуют три важных вывода. При квазинепрерывном выпуске характер диаграмм изменения температуры чугуна на выпуске даже из одной летки резко отличается — никаких общих закономерностей изменения температуры в процессе выпуска не наблюдается. Второй момент касается наличия характерных «пик» на кривых как в конце, так и в начале выпусков, что свидетельствует о небольших, но заметных резких изменениях температуры металла, обусловленных механикой слоев кокса и расплавов в горне. И третий вывод касается тренда изменения температуры чугуна во времени — объединенная с небольшими разрывами суточная кривая достаточно хорошо отражает тенденции изменения нагрева печи. Это касается интервала времени между 1 ч. 30 мин

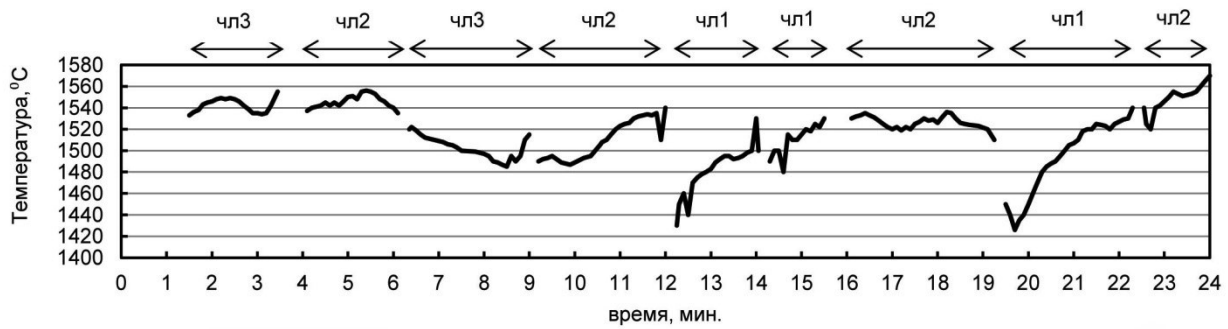


Рис. 3. Суточный график изменения температуры чугуна при квазинепрерывном выпуске продуктов доменной плавки из доменной печи объемом 5000 м³ завода Chiba (Япония) по данным [6]

– 12.00, а также от 12.15 до 24.00. Хорошо прослеживается также «горячая» сторона металлоприемника (чугунные летки № 2 и 3) и «холодная» (летка № 1).

Таким образом, анализ накопленной ранее информации показал отсутствие идентичности в характере измерения температуры чугуна на выпуске не только из разных печей, но и одной и той же. Основными причинами качественного разнообразия являются резкие отличия в процессе накопления и выпуска расплавов, обусловленные объемом, конструктивными особенностями печей и условиями эксплуатации.

Перемещение коксовой насадки и слоев расплавов, отражающееся на изменении температуры чугуна на выпуске, зависит от режима проведения выпусков и конструктивных особенностей доменной печи. В зависимости от соотношения периодов накопления расплавов в металлоприемнике и выпуска из доменной печи следует различать периодический выпуск, когда продолжительность накопления продуктов плавки больше либо близка по величине продолжительности выпусков. Если же суммарная продолжительность выпусков существенно превышает время накопления расплавов, такой выпуск можно считать квазинепрерывным. Периодические выпуски характерны для печей малого и среднего объема, оснащенных одной – двумя летками, квазинепрерывные для мощных домен с тремя – четырьмя летками.

В общем рациональная идея использовать нестационарность доменного процесса, вызванную периодическим выпуском продуктов плавки для повышения эффективности процесса [12], не получила распространения вследствие недостаточного внимания к специфике перемещения коксовой насадки.

Целью настоящего исследования являлось выявление закономерностей в перемещении коксовой насадки основываясь на измерениях температуры чугуна в процессе выпуска продуктов плавки.

Методика исследования. Температуру чугуна в процессе выпуска измеряли с помощью высокотемпературного пирометра НТ-6898. Точность измерения в диапазоне температур от 1000 до 2200 °C ±2 °C. На доменной печи объемом 1500 м³ прибор визировали на струю металла в коренном носке перед качающимся желобом. На печи объемом 1386 м³ измерения производили на струе в желобе на выходе из скимерной коробки – месте с наименьшим задым-

лением. Расстояние от струи до окуляра прибора – 2,0-2,5 м.

Тестирование показаний пирометра производили единовременным замером температуры чугуна термопарой погружения ТПР 0290М с пределами измерений 800–1800 °C с использованием вторичного прибора фиксации температуры Digitemp – E. Допускаемое запаздывание информации – 10 с, технологический допуск ± 20 °C. Отклонения показаний пирометра от показаний термопары находились в пределах: 0,2–1,2 %.

От типовых печей агрегат объемом 1500 м³ отличается большими на 800 мм высотой горна и на 250 мм глубиной зумпфа, число воздушных фурм доведено до 20 против 18. На печи оборудованы две чугунные летки. Печь объемом 1386 м³ отличается от типового проекта углубленным горном (3400 против 3200 мм) и мертвым слоем (1100 против 450 мм), а также количеством воздушных фурм – 18 против 16. Печь оснащена двумя чугунными летками.

В период исследования доменные печи работали в разных шлаковых режимах – ДП 1500 м³ на кислых шлаках с основностью CaO/SiO₂, близкой единице с последующей десульфурацией чугуна, ДП 1386 м³ на основных шлаках с CaO/SiO₂ более 1,20 и чистым по сере чугуном. Соответственно отличалась и удельная производительность. В нормальном режиме ведения плавки производительность ДП 1500 м³ составляла 54–55 т/м²-сут, ДП 1386 м³ – 50-51 т/м²-сут.

Результаты исследования. Информация об измерениях температуры чугуна в процессе выпусков и характеристики исследованных выпусков представлены на рис. 4 и в таблице. Исключая из внимания начальную температуру металла по причине, изложенной выше, на кривых видны выраженные минимумы, находящиеся в пределах 0,5–0,7 времени нормированного выпуска (ВНВ далее). Заметно смещение минимума во вторую половину ВНВ при увеличении массы выпуска как на печи объемом 1500 м³, так и на меньшей печи. Также заметно влияние нагрева продуктов плавки на продолжительность выпуска – после длительной остановки ДП 1500 м³ выпуск охлажденных чугуна и шлака продолжался 80 мин, тогда как больший по массе выпуск № 39918 хорошо прогретых расплавов был на 10 мин короче (см. таблицу). Отличием явилось и то, что ДП 1386 м³

Данные о выпусках продуктов плавки с измерением температуры чугуна в процессе его истечения

Номер кри- вой на рис. 4	Объем печи, м³	Дата и номер выпуска	Продол- житель- ность выпу- ска, мин	Масса чугуна на вы- пуске, т	Состав чугуна, %				Основность шлака	
					Si	Mn	S	P	CaO/ SiO ₂	CaO+ MgO/ SiO ₂
1	1500	26.01.19 № 39624	80	314,0	0,16	0,05	0,115	0,062	1,04	1,18
2	1500	01.03.19 № 39918	70	368,8	0,56	0,06	0,054	0,060	1,01	1,18
3	1386	25.01.19 № 36009	60	192,2	0,83	0,139	0,010	0,097	1,26	1,41
4	1386	26.01.19 № 36010	60	348,7	0,72	0,13	0,011	0,099	1,22	1,36

работала практически с «сухим» горном – шлак появлялся с небольшой задержкой после открытия летки.

Также нельзя не отметить влияние основности шлака на скорость выхода чугуна – 3,20 т/мин при $\text{CaO} + \text{MgO}/\text{SiO}_2 = 1,41$ и 5,81 т/мин при основности 1,36.

Нетрудно видеть, что результаты нашего исследования хорошо коррелируются с результатами других [3, 4] (см. рис. 1, кривые 3, 4 и рис. 2). На разных печах, работавших в разных сырьевых и эксплуатационных условиях, но с периодическим выпуском продуктов плавки, наблюдается общая закономерность в изменении температуры чугуна в темпе выпуска. Объяснить характер этого изменения можно исходя из баланса сил, действующих на столб шихты, более конкретно, на коксовую насадку и чугунную «ванну».

Известно [12, с. 401], что силе тяжести шихты P , под действием которой происходит опускание материалов в доменной печи, противодействуют по меньшей мере три силы, противоположно направленные: подъемная сила газового потока F_1 , сила трения шихтовых материалов о стенки печи F_2 и подъемная сила жидких продуктов плавки F_3 . Разность между силой тяжести столба шихты P и суммой указанных трех сил получила название «активный вес шихты»:

$$P_a = P - (F_1 + F_2 + F_3).$$

Известно также и то, что F_3 всегда присутствует на доменных печах с большой глубиной зумпфа или разгоревшей лещадей, работающих с большими временными интервалами между выпусками (печи с «плавающей» коксовой насадкой).

В процессе накопления продуктов плавки перемещение коксовой насадки вверх возможно в том случае, если подъемная архимедова сила расплавов больше давления дутья $F_3 > F_1$. При этом происходит «смятие» прифурменных полостей и уменьшение объема подвижного псевдоожиженного слоя кокса ниже зоны когезии [13]. При открытии летки и выпуске первых порций продуктов плавки F_3 монотонно уменьшается, а F_1 возрастает, при $F_1 > F_3$ происходит

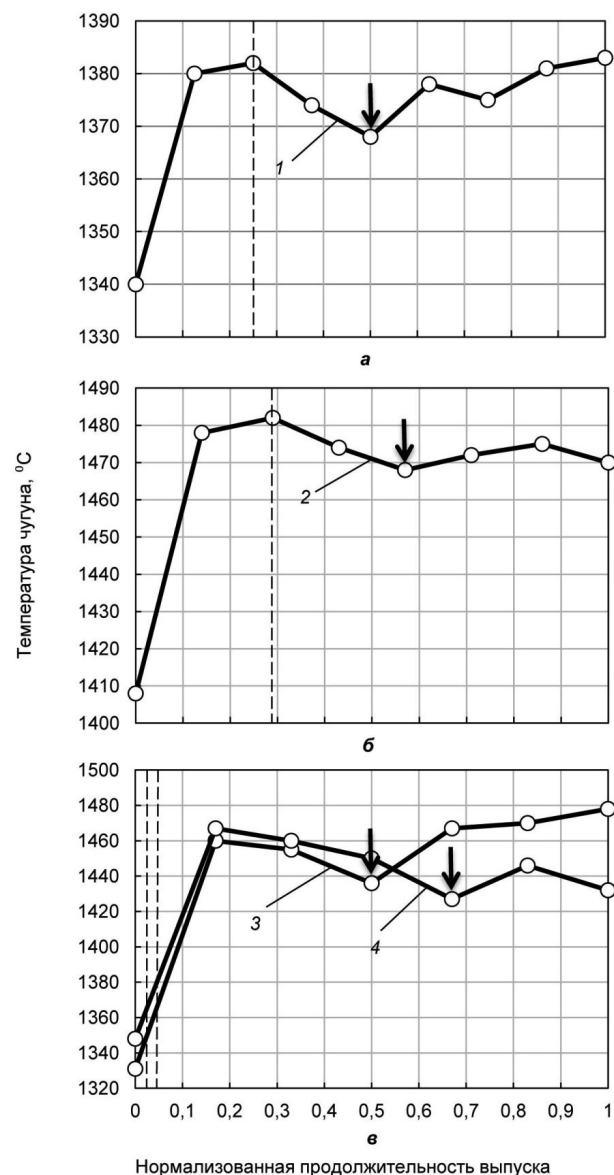


Рис. 4. Изменение температуры чугуна на выпусках из доменных печей объемом 1500 м³ (а, б) и 1386 м³ (в) по данным замеров 26.01.2019 (1); 01.03.2019 (2); 25.01.2019, выпуск 36009 (3); 26.01.2019, выпуск 36010 (4): стрелками показаны характерные минимумы на кривых, остальные обозначения как на рис. 1.

опускание коксовой насадки в металлоприемник с выжиманием нижних слоев чугуна с пониженной температурой. Понижение температуры чугуна в нашем исследовании происходит до 0,5–0,67 BHB.

Далее при выполнении условия $F_3 \approx F_1$ опускание коксовой насадки прекращается, и в воронку начинает поступать верхний нагретый чугун. Конечная температура чугуна при завершении выпуска будет зависеть от тенденции в нагреве горна – разогреве или похолодании.

Утверждение о том, что закономерность изменения температуры чугуна на выпуске из доменных печей с «плавающей» коксовой насадкой обусловлена именно ее перемещением, подтверждают наши данные, полученные при исследовании работы доменной печи № 2 ПАО ЕВРАЗ – ДМЗ им. Петровского объемом 700 м³ и оборудованной одной чугунолеткой [14]. Об изменении структуры столба шихты в период выпуска, выражавшемся в сдвиге газодинамических и механических процессов в печи, свидетельствуют данные, представленные на рис. 5. Хорошо видно, что при любом режиме эксплуатации печи (ровный ход 03.05.2013 и ход с нарушениями 10.05.2013) напряженность противотока и устойчивое снижение относительного перепада давлений наблюдались по достижению половины нормированного времени выпуска при стабилизации перемещения коксовой насадки.

В соответствии с режимом работы печи изменялся относительный перепад давлений во время выпусков. В штатном режиме большую часть периода усредненного выпуска относительный перепад уменьшался, а в режиме с нарушением хода – возрастал.

Поэтому не случайно, что при совершенствовании дутьевого режима в условиях нестационарности повышение до максимального расхода природного

газа производили не сразу после открытия чугунолетки, а после появления шлака на выпуске чугуна – примерно в середине выпуска [15, с. 108].

Таким образом, можно сделать вывод о том, что измерение температуры чугуна в темпе выпуска и учет закономерностей ее изменения дает не только ценную информацию о тепловых процессах в доменной печи, но и данные о состоянии столба шихты, более конкретно коксовой насадки в режиме нестационарности процесса.

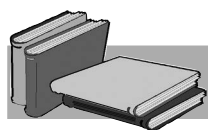
Выводы

Рассмотрены закономерности изменения температуры чугуна на выпуске в процессе совершенствования технологии выплавки чугуна. В зависимости от способа опорожнения горна доменной печи от продуктов плавки, состояния коксовой насадки и выдачи расплавов предложено классифицировать выпуски на три основных вида: периодические с малоподвижной коксовой насадкой, периодические с подвижной коксовой насадкой и квазинепрерывные, когда продолжительность периода накопления расплавов существенно меньше времени выпуска. Поэтому, вопреки существующему мнению считать идентичным характер изменения температуры на выпуске из разных доменных печей не представляется возможным. Исходя из указанных отличий выпусков, можно прогнозировать характер изменения температуры чугуна на выпуске и оценивать состояние коксовой насадки в процессе выдачи расплавов.

На двух доменных печах объемом 1500 и 1386 м³, работавших в одинаковых сырьевых условиях, но с отличавшимся шлаковым режимом, исследовано изменение температуры чугуна в процессе выпуска продуктов плавки. Установлено, что для обеих печей характерным является выпуск с подвижной «плавающей» коксовой насадкой. Показано, что измерение температуры чугуна в темпе выпуска продуктов плавки дает не только информацию об изменениях в нагреве горна, но может быть и индикатором процессов, происходящих в коксовой насадке. Поскольку доменные печи малого и среднего объема, как правило, не оснащены устройствами для слежения за перемещением расплавов в горне, то косвенные данные о состоянии столба шихты в нижних горизонтах печи, полученные при непрерывном измерении температуры чугуна на выпуске, будут востребованной информацией для ведения плавки.



Рис. 5. Изменения относительного перепада давлений во время усредненных выпусков при разных режимах работы доменной печи по данным [14]

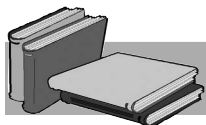


ЛІТЕРАТУРА

1. Дукарский С.М. Термометрия продуктов доменной плавки. М.: Металлургия, 1976. 120 с.
2. Старшинов Б.Н., Лаврентьев М.Л., Беляев Ю.П., Сеницкий В.Д., Фомин В.Б. Движение чугуна в горне доменной печи. Бюллетень ЦНИИЧМ. 1959. № 24. С. 1–5.

3. Воловик Г.А., Мардер Б.Ф. Характер истечения чугуна и шлака в период выпуска. «Металлургия и коксохимия». 1974. Вып. 38 «Металлургия чугуна». С. 54–60.
4. Пыжов В.Г. О характере движения кокса в горне доменной печи. *Производство чугуна*. Вып. 3. Свердловск: УПИ, 1977. С. 144–149.
5. Федулов Ю.В. Разработка и внедрение эффективной технологии доменной плавки: дис. ... д-ра техн. наук в форме науч. докл.: 05.16.02. Уральский политехн. ин-т. Свердловск, 1988. 45 с.
6. Sugiura M., Otani Y., Nakashima M., Omoto N. Continuous Temperature Measurement of Liquid Iron and Slag Tapped from a Blast Furnace. *SICE Journal of Control, Measurement and System Integration*. May 2014. Vol. 7. No. 3. P. 147–151.
7. Идентификация и количественная оценка плавающего загромождения в горне доменной печи. *Новости черной металлургии за рубежом*. 2006. № 5. С. 17–22.
8. Дружков В.Г., Прохоров И.Е. Выбор режима выпуска чугуна и шлака из горна доменных печей в современных условиях. *Вестник МГТУ им. Г.И. Носова*. 2011. № 4. С. 9–12.
9. Барабан В.С., Маймур Б.Н., Меркулов В.В. Бесконтактное измерение температуры чугуна на выпуске доменной печи. Тематич. отраслевой сб. «Опыт эксплуатации доменных печей объемом 3000 м³ и более». М.: Металлургия. 1982. С. 113–117.
10. Юсфин Ю.С., Альтер М.А., Литвиненко Ю.А., Винкельман Т., Урбанович Г.И., Голошубов А.И. Причины неоднородности химического состава чугуна по ходу выпуска. *Металлург*. 1984. № 5. С. 17–19.
11. Леонов О.И., Шидловский А.А., Гринштейн Н.С., Тараканов А.К., Байрака М.Н. Опыт эксплуатации системы непрерывного измерения температуры чугуна на выпуске. *Металлург*. 1987. № 6. С. 22–23.
12. Металлургия чугуна: учебник для вузов. 3-е изд., перераб. и доп. / Под редакцией Ю.С. Юсфина. М.: ИКЦ «Академ-книга», 2004. 774 с.
13. Крячко Г.Ю. Движение кокса в фурменной зоне и горне доменной печи. *Теория и практика металлургии*. 2009. № 3 (70). С. 41–49.
14. Крячко Г.Ю., Лазебник Д.О., Сафина-Валуева Л.А., Мастеровенко Е.Л. Особенности нестационарности процесса в компактной доменной печи. *ДГТУ*. 2013. № 40. С. 7–13.
15. Овчинников Ю.Н., Мойкин В.Н., Спирин Н.А., Боковинов Б.А. Нестационарные процессы и повышение эффективности доменной плавки. Челябинск: Металлургия. Челябинское отделение, 1989. 120 с.

Надійшла 28.11.2019



REFERENCES

1. Dukarsky, S.M. (1976). Thermometry of blast furnace products. Moscow: Metallurgiya, 120 p. [in Russian].
2. Starshinov, B.N., Lavrentiev, M.L., Belyaev, Yu.P., Sinitsky, V.D., Fomin, V.B. (1959). The movement of cast iron in the furnace of a blast furnace. *Bulletin TSNIIChM*, no. 24. pp. 1–5 [in Russian].
3. Volovik, G.A., Marder, B.F. (1974). The nature of the flow of pig iron and slag during the production period. *Metallurgy and coke chemistry*, iss. 38 "Metallurgy of cast iron", pp. 54–60 [in Russian].
4. Pyzhov, V.G. (1977). On the nature of the movement of coke in the furnace of a blast furnace. *Iron production*, iss. 3. Sverdlovsk: UPI, pp. 144–149 [in Russian].
5. Fedulov, Yu.V. (1988). Development and implementation of effective blast furnace technology: Doctor's thesis in the form of scientific report: 05.16.02. Ural Polytechnic Institute. Sverdlovsk, 45 p. [in Russian].
6. Sugiura, M., Otani, Y., Nakashima, M., Omoto, N. (2014). Continuous Temperature Measurement of Liquid Iron and Slag Tapped from a Blast Furnace. *SICE Journal of Control, Measurement and System Integration*. May 2014, vol. 7, no. 3. pp. 147–151.
7. Identification and quantification of floating clutter in the furnace of a blast furnace. *News of ferrous metallurgy abroad*, 2006, no. 5, pp. 17–22 [in Russian].
8. Druzhkov, V.G., Prokhorov, I.E. (2011). The choice of the mode of production of pig iron and slag from the hearth of blast furnaces in modern conditions. *Vestnik MSTU named after. G.I. Nosova*, no. 4, pp. 9–12 [in Russian].
9. Baraban, V.S., Maimur, B.N., Merkulov, V.V. (1982). Non-contact temperature measurement of cast iron at the blast furnace outlet. *Thematic Branch Collection "Experience in the operation of blast furnaces with a volume of 3000 m³ or more."* Moscow: Metallurgiya, pp. 113–117 [in Russian].
10. Yusfin, Yu.S., Alter, M.A., Litvinenko, Yu.A., Winkelman, T., Urbanovich, G.I., Goloshubov, A.I. (1984). Reasons for the heterogeneity of the chemical composition of cast iron during production. *Metallurg*, no. 5, pp. 17–19 [in Russian].

11. Leonov, O.I., Shidlovsky, A.A., Greenstein, N.S., Tarakanov, A.K., Bayraka, M.N. (1987). Operating experience of the continuous temperature measurement system of cast iron at the outlet. *Metallurg*, no. 6, pp. 22–23 [in Russian].
12. Yusfin, Yu.S. (Ed.) (2004). Iron metallurgy: Textbook for universities. 3rd edition, revised and updated. Moscow: IKC "Akademkniga", 774 p. [in Russian].
13. Kryachko, G.Yu. (2009). The movement of coke in the tuyere zone and the hearth of a blast furnace. *Theory and practice of metallurgy*, no. 3 (70), pp. 41–49 [in Russian].
14. Kryachko, G.Yu., Lazebnik, D.O., Safina-Valueva, L.A., Masterovenko, E.L. (2013). Features of non-stationary process in a compact blast furnace. *Zb. DGTU*, no. 40, pp. 7–13 [in Russian].
15. Ovchinnikov, Yu.N., Moikin, V.N., Spirin, N.A., Bokovikov, B.A. (1989). Non-stationary processes and improving the efficiency of blast furnace. Chelyabinsk: Metallurgiya. Chelyabinskoe otделение, 120 p. [in Russian].

Received 28.11.2019

Анотація

М.С. Кузнецов¹, газівник, e-mail: maks_kuznetsov82@mail.ru,
<https://orcid.org/0000-0002-6065-9929>

Г.Ю. Крячко², канд. техн. наук, доц., e-mail: krachkogennadij@gmail.com,
<https://orcid.org/0000-0002-8773-508X>

С.А. Стороженко², канд. техн. наук, доц., e-mail: storog69@ukr.net,
<https://orcid.org/0000-0001-8902-2967>

¹ПАО «Дніпровський металургійний комбінат» (Кам'янське, Україна)

²Дніпровський державний технічний університет (Кам'янське, Україна)

Про закономірності у зміні температури чавуну на випуску з доменної печі

Розглянуто закономірності зміни температури чавуну на випуску в процесі вдосконалення технології виплавки чавуну. Залежно від співвідношення витрат часу на накопичення продуктів плавки і випуск їх з доменних печей запропоновано класифікувати випуск на три основних види: періодичні з малорухомою коксовою насадкою, періодичні з рухомою коксовою насадкою і квазібезперервні, коли тривалість періоду накопичення розплавів істотно менше часу випуску. Наведено результати дослідження зміни температури чавуну в процесі випуску на доменних печах об'ємом 1500 і 1386 м³.

Технологія ведення печей відрізнялася прийнятими шлаковим режимом і наповненням горна перед випуском продуктів плавки. У період досліджень питома продуктивність доменних печей змінювалася в межах 50–55 т/м²·добу, а маса випуску – від 190 до 370 т. Температуру чавуну в процесі випуску вимірювали високотемпературним пірометром НТ-6898. Відстань від струменя металу до окуляра приладу 2,0–2,5 м. Тестування показань пірометра проводили одночасним виміром температури чавуну термopарою занурення ТПР 0290М. Відхилення показань термopари від показань пірометра знаходилися в межах 0,2–1,2 %.

У процесі дослідження на отриманих кривих зміни температури чавуну в темпі випуску виявлено характерні мінімуми, що відносяться до 0,5–0,67 часу нормалізованої шкали випусків. Відзначено, що отримані дані збігаються з результатами інших досліджень, проведених на печах з «плаваючою» коксовою насадкою. Виходячи з розгляду балансу сил, що діють на коксову насадку, пояснено причини існування встановленої закономірності в зміні температури чавуну на випуску.

Показано, що вимірювання температури чавуну в темпі випуску продуктів плавки дає не тільки інформацію про зміни в нагріві горна, але може бути використано як індикатор процесів, що відбуваються в коксовій насадці.

Ключові слова

Закономірність, зміна, температура, чавун, накопичення, випуск, доменна піч, коксова насадка.

Summary

M.S. Kuznetsov¹, Gasman, e-mail: maks_kuznetsov82@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-6065-9929>

G.Yu. Kryachko², PhD (Engin.), Associate Professor, e-mail: krachkogennadij@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-8773-508X>

S.A. Storozhenko², PhD (Engin.), Associate Professor, e-mail: storog69@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0001-8902-2967>

¹*PJSC Dneprovsky Metallurgical Plant (Kamyanskoe, Ukraine)*

²*Dneprovsk State Technical University (Kamyanskoe, Ukraine)*

The regularities in the temperature change of cast iron by blast furnace outlet

The regularities of changes in the temperature of cast iron at the outlet in the process of improving the technology of melting cast iron are considered. Depending on the ratio of time spent on the accumulation of melting products and their release from blast furnaces, it is proposed to classify the output into three main types: periodic with a not mobile coke nozzle, periodic with a movable coke nozzle and quasi-continuous, when the duration of the accumulation of melts is significantly less than the time of release. The results of the study of changes in the temperature of cast iron in the process of production on blast furnaces with a volume of 1500 and 1386 m³ are presented.

The technology of furnace operation was recognized by the adopted slag mode and the furnace hearth before the output of melting products. In the research period, the productivity of blast furnaces varied between 50–55 t/m²·24 h, and the maximum output was 190 to 370 t. The temperature of the cast iron in the process of outlet was measured with high temperature pyrometer NT-6898. The metal distance to the eyepiece is of 2.0–2.5 m. The pyrometer test was carried out with a simultaneous measuring of temperature and the thermocouple plunging TPR 0290M. Declinations of the readings of thermocouples from the readings of a pyrometer were in the range of 0.2–1.2 %.

In the process of research the characteristic minimum in a received cast iron temperature changes curve were found, in the period of 0.5–0.67 hours of the normalized release scale. It was determined that the received results are coincided with the results of previous researches, carried out on furnaces with a “floating” coke nozzle. According to the balance of forces, which act on the coke oven nozzle, the reasons of the determined regularities temperature charges in the cast iron release were explained.

It is shown that measuring the temperature of cast iron at the rate of production of melting products gives not only information about changes in the heating of the hearth, but also can be used as an indicator of the processes occurring in the coke nozzle.

Keywords

Regularity, change, temperature, cast iron, accumulation, exhaust, blast furnace, coke nozzle.

А.П. Верзилов, канд. техн. наук, ст. науч. сотр., e-mail: verzilovalex@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0003-0463-5006>

А.А. Горшкова, инженер I категории, e-mail: mlu@ptima.kiev.ua

Ю.А. Смирнов, канд. экон. наук, доц., вед. инженер

А.Р. Верзилова, инженер I категории

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины (Киев, Украина)

Исследование на физической модели влияния величины угла раскрытия выпускных отверстий погружных стаканов на характер истечения стали в кристаллизаторе машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ)

При проектировании конструкции погружного стакана для условий конкретного металлургического производства отдельное внимание уделяют форме и углу раскрытия боковых отверстий. Форма выпускных отверстий определяет массовый расход стали и форму струи, а угол раскрытия боковых отверстий определяет угол истечения струи металла и весь характер движения потоков металла в кристаллизаторе, количество и направленность циркуляционных потоков.

В результате проведенных исследований было выявлено влияние угла раскрытия выходных отверстий погружного стакана на характер движения потоков внутри кристаллизатора и установлено оптимальный угол раскрытия его боковых отверстий.

Для этого на физической модели были изучены процессы истечения металла в кристаллизаторе слабовых машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) при изменении угла раскрытия боковых отверстий погружного стакана в диапазоне от -20° до 20° с шагом 5° . При этом было отмечено существование двух принципиально различных картин истечения металла в кристаллизаторе, которые характеризуются одной или двумя зонами циркуляции. Изменение одноциркуляционной картины на двухциркуляционную наблюдается в диапазоне от -10° до -5° .

Установлено, что рациональной величиной угла раскрытия боковых отверстий погружного стакана является значение $10-15^\circ$, которое может быть использовано при разливе слабов различной ширины вплоть до 1500–1600 мм. При выборе оптимального угла раскрытия погружного стакана может быть рекомендована коррекция в сторону уменьшения угла раскрытия (около $5-8^\circ$), которая учитывает то, что угол истечения струи в процессе разлива больше номинального угла раскрытия, так как на него оказывают влияние верхние циркуляционные потоки.

Ширина кристаллизатора в значительной степени определяет выбор угла раскрытия боковых отверстий погружного стакана. Так, для слабов небольшой ширины, использование погружных стаканов с углом раскрытия от -20° до 5° нерационально в силу взаимодействия потоков, истекающих из погружного стакана с твердой корочкой металла, которая затвердевает на стенках кристаллизатора. В то же время для слабов шириной от 1500 мм значение угла раскрытия в диапазоне от -5° до 5° обеспечивает оптимальные условия движения потоков в кристаллизаторе, колебаний на мениске, а также кристаллизации твердой корки на узких стенках кристаллизатора.

Ключевые слова: машина непрерывного литья заготовок (МНЛЗ), кристаллизатор, погружной стакан, угол наклона боковых отверстий, зона циркуляции, слаб.

Угол раскрытия и форма выходных отверстий погружного стакана являются важными параметрами, которые способны существенным образом изменить характер движения циркуляционных потоков в кристаллизаторе слабовой МНЛЗ [1–2]. При этом выбор оптимального значения величины

угла раскрытия и формы выпускных отверстий очень важны, так как должны решать следующие основные задачи:

– минимизация взаимодействия турбулентного потока, вытекающего из выпускного отверстия, и корочки затвердевающей стали на узкой стенке

кристаллизатора для снижения вероятности прорыва под кристаллизатором;

– оптимизация гидродинамической картины с точки зрения исключения волновых процессов на мениске, а также дополнительного удаления остаточных неметаллических включений, попадающих из промежуточного ковша;

– подогрев металла в верхних углах кристаллизатора (если это необходимо), путем направления в них вытекающей из выпускных отверстий стали.

На практике наиболее используемым углом раскрытия отверстий погружного стакана является угол $15\text{--}20^\circ$, который, по мнению многих исследователей, считается оптимальным [3–10]. Это объясняется тем, что потоки металла, достигающие мениска, имеют достаточно малую интенсивность. В ходе проведенных исследований была произведена попытка выявить влияние угла раскрытия выходных отверстий погружного стакана на характер движения потоков внутри кристаллизатора и установить возможность использования погружных стаканов с различными углами раскрытия при отклонении условий разлива от базовых.

В качестве базовых параметров исследования были выбраны: кристаллизатор с шириной 1500 мм, толщина сляба – 200 мм и уровень налива металла в кристаллизаторе, который соответствует глубине погружения стакана, равной 180 мм. Выбор таких параметров объясняется тем, что они являются среднестатистическими при производстве слябов на украинских металлургических предприятиях. В основу проведенных исследований были положены 9 вариантов углов раскрытия погружного стакана от -20° до 20° с шагом 5° . Для большего проявления наблюдаемых явлений выполнялось подкрашивание локальных объемов жидкости цветными чернилами. Весь процесс истечения металла из погружного стакана фиксировался на цифровую видеокамеру.

Исследования были проведены с использованием методов физического моделирования. Масштаб физической модели участка промежуточный ковш – кристаллизатор МНЛЗ составил 1:2 к натурному объекту. В качестве основных критериев подобия были выбраны критерии Фруда и Вебера. В качестве рабочей жидкости, моделирующей жидкую сталь, использовалась вода при температуре $18\text{--}25^\circ\text{C}$. Имитация покровного шлака на поверхности металла в кристаллизаторе осуществлялась с помощью силиконового или трансформаторного масла, которые имеют высокое поверхностное натяжение [11].

Количественную оценку характера разделения струи жидкости, вытекающей из погружного стакана, на два потока осуществляли посредством планиметрического подсчета площади областей, занимаемых подкрашенной чернилами жидкости, с учетом перемешивания с окружающей жидкостью.

Характер движения струи внутри кристаллизатора при различных углах раскрытия отверстий погружных стаканов представлен на рис. 1.

В результате проведенных исследований установлено, что истечения стали из погружного стакана с углом раскрытия $0\text{--}5^\circ$, характеризуется тем, что по-

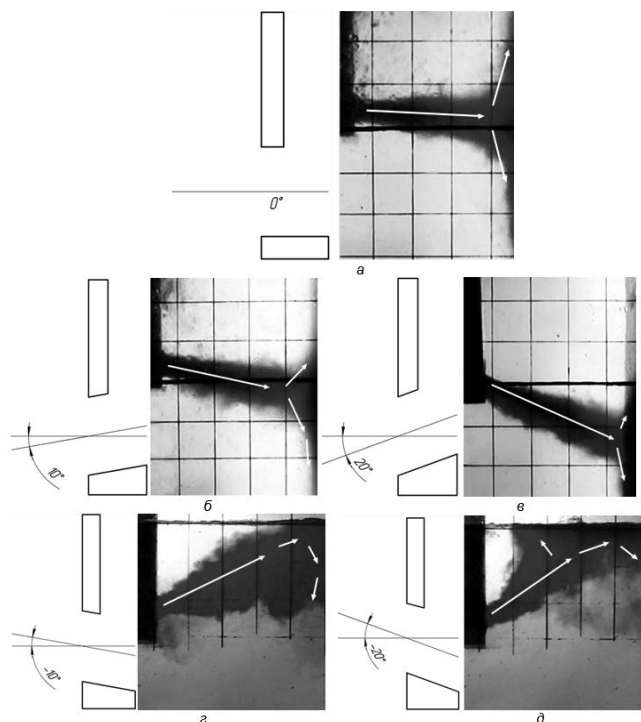


Рис. 1. Распределение свободной струи, при использовании стакана с различными углами раскрытия: а) 0° ; б) 10° ; в) 20° ; г) -10° ; д) -20°

ток, движущийся из выпускных отверстий, носит достаточно компактный характер. Он движется в направлении узкой стенки кристаллизатора, и в результате взаимодействия с ней струя разбивается на два циркуляционных потока, которые примерно равны по интенсивности. Применительно к условиям эксперимента, верхний циркуляционный поток, обладая большой кинетической энергией, производит возмущение поверхности мениска, которое характеризуется большой амплитудой волн. Также важно отметить, что в зоне взаимодействия потока с узкой стенкой в реальных условиях будет наблюдаться подмыв твердой корочки затвердевающей стали. В свою очередь нижний циркуляционный поток уходит в нижние горизонты кристаллизатора, увлекая за собой неметаллические включения, находящиеся в стали. В силу приведенных выше особенностей работы, использование погружного стакана с таким углом раскрытия возможно только при разливке широких слябов, когда кинетическая энергия струи успевает рассеиваться до достижения ею узких стенок кристаллизатора.

Так, в случае использования погружного стакана с углом раскрытия $10\text{--}15^\circ$, контакт со стенкой происходит значительно ниже уровня мениска и практически исключает образование застойных зон в жидкой ванне кристаллизатора. Также при использовании такого погружного стакана колебаний мениска практически не наблюдается. Это объясняется тем, что благодаря наличию угла наклона выпускного отверстия достигается некоторое перераспределение циркуляционных потоков, исходя из которого, большая часть потока начинает уходить вглубь жидкой ванны, а меньшая взаимодействовать с поверхностью. Такой угол наклона выпускных отверстий можно считать рациональным практически для любой ширины сля-

бового кристаллизатора, так как при этом обеспечивается перемешивание и гомогенизация стали в жидкой ванне кристаллизатора.

Использование погружных стаканов с углом раскрытия выпускных отверстий более $20\text{--}25^\circ$, является практически предельным значением, которое можно рекомендовать для практического применения при разливке слывов. Это объясняется тем, что на практике угол движения потока в кристаллизаторе корректируется в большую сторону. Таким образом, жидкостный поток будет уходить глубоко в жидкую ванну, не обеспечивая при этом должного подогрева объемов металла в верхних углах кристаллизатора. Фактически при этом контакт струи со стенкой кристаллизатора происходит примерно на $1/3\text{--}1/4$ высоты кристаллизатора, а распределение металла вверх и вниз не препятствует образованию корочки, не способствует формированию застойных зон, а также не вызывает появление волновых эффектов на поверхности металла. Однако возможности использования погружных стаканов с углом наклона $20\text{--}25^\circ$ достаточно ограничены и их можно сформулировать следующим образом:

- малая ширина отливаемой заготовки. Это обстоятельство объясняется невозможностью обеспечения должного подогрева объемов металла в верхних углах кристаллизатора в зоне мениска верхним циркуляционным потоком, интенсивность которого крайне мала;
- невозможность достижения рафинирующего эффекта при распределении потоков в кристаллизаторе вследствие вовлечения подавляющего большинства неметаллических включений нижним циркуляционным потоком вглубь кристаллизатора.

Применительно к погружным стаканам с углами наклона боковых отверстий $0\text{--}20^\circ$ можно отметить интересную закономерность. Вследствие развития циркуляционных потоков в верхней части кристаллизатора при установившемся процессе может наблюдаться искажение угла истечения на некоторую величину (порядка $5\text{--}10^\circ$), что способствует дополнительному заглублению струи. Поэтому, выбирая угол наклона отверстий погружного стакана, следует делать поправку на развитие этого явления и корректировать закладываемый в конструкцию стакана угол в сторону уменьшения.

Так, характер истечения металла при использовании погружного стакана с углом раскрытия боковых отверстий -5° сходен с погружным стаканом с углом раскрытия 0° , так как за счет корректировки угла движения жидкостной струи ей присущи все те же закономерности.

Говоря о характере истечения металла в кристаллизаторе при использовании погружных стаканов с «отрицательным» углом раскрытия боковых отверстий от -10° до -20° , следует отметить, что он принципиально отличается от описанных выше (рис. 2).

Рассматривая погружной стакан с углом раскрытия -10° , следует отметить, что поток, выходящий из выпускного отверстия погружного стакана, движется под поверхностью мениска металла в направлении верхнего угла кристаллизатора. Достигая свободной

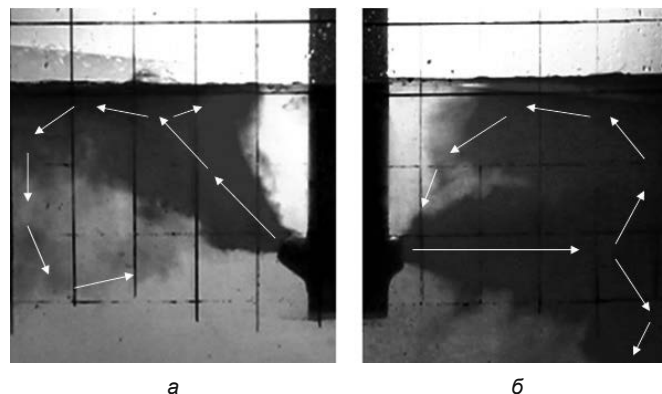


Рис. 2. Сравнение распределения потоков стали по сечению кристаллизатора при использовании погружного стакана с углом раскрытия -20° (а); 0° (б)

поверхности, он формирует одну зону рециркуляции, которая является обратной по направлению, нежели в рассматриваемых ранее конструкциях. Так, рециркуляция происходит в направлении от погружного стакана, в то время как конструкции погружных стаканов, описанные ранее, обеспечивали формирование двух зон обратной рециркуляции по направлению к погружному стакану (рис. 1, а). Применительно к исследуемым условиям разливки в зоне мениска получают развитие процессы волнообразования, влияющие на качество поверхности слыва.

Развитие процессов волнообразования в зоне мениска объясняется высокой скоростью движения потоков стали и их столкновением непосредственно под уровнем налива. При этом на мениске возникают стоячие волны, которые приводят к оголению металла в определенных зонах и нарушению теплоотвода. Как следствие, в этих зонах возможно прилипание заготовки к стенкам кристаллизатора и ухудшение качества поверхности получаемого непрерывнолитого слыва. Возможно также разрушение твердой корочки и вытекание жидкой стали к стенке кристаллизатора.

Разливка через погружной стакан с углом раскрытия -20° (рис. 1, б), характеризуется еще большим развитием процессов волнообразования в зоне мениска, которое возникает вследствие прямого взаимодействия потока, истекающего из погружного стакана с узкой стенкой кристаллизатора. В результате этого формируется циркуляционный поток, который заполняет всю зону погружения стакана.

Рассматривая возможность применения погружных стаканов с «отрицательными» углами раскрытия боковых отверстий следует отметить, что использование углов раскрытия боковых отверстий от -20° до -30° нецелесообразно, так как развитие волновых процессов находится за пределами допустимого уровня. Использование погружных стаканов с углами от -10° до -15° возможно при условии достаточного уровня налива металла в кристаллизаторе. При этом в силу специфики распределения жидкостных потоков погружные стаканы с таким углом раскрытия выпускных отверстий обладают следующими преимуществами:

- обеспечение необходимого подогрева металла в углах кристаллизатора и в верхней части кристаллизатора;

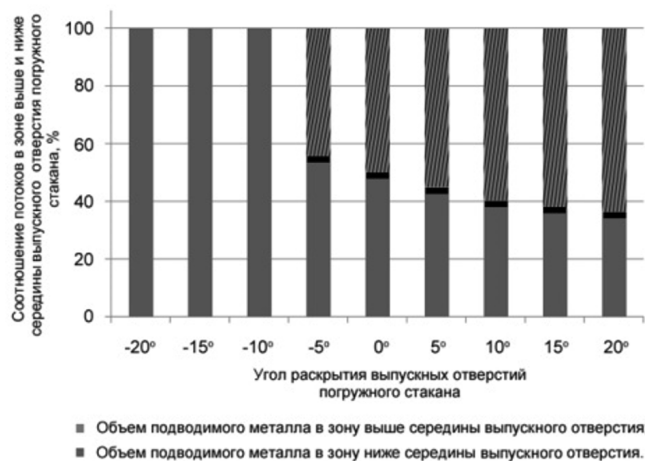


Рис. 3. Распределение потоков металла в кристаллизаторе шириной 1500 мм

– картина распределения потоков способствует более полному удалению неметаллических включений, вследствие того, что весь объем металла проходит непосредственно под мениском;

– исключена возможность дополнительного подвода стали верхним циркуляционным потоком обратно в зону выпускных отверстий, что снижает интенсивность зарастания выпускных отверстий погружного стакана.

С точки зрения количественной оценки распределения жидкостных потоков в ванне кристаллизатора с шириной сляба 1500 мм, в работе получено процентное распределение верхнего и нижнего циркуляционных потоков в зависимости от угла раскрытия боковых отверстий (рис. 3).

Исходя из данных рис. 3, следует, что увеличение угла наклона отверстий погружного стакана от -20° до -5° влечет за собой кардинальное изменение ха-

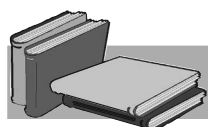
рактера истечения и распределения потоков внутри кристаллизатора. Так в этом диапазоне картина распределения потоков с одноциркуляционной изменяется до картины с двумя зонами верхней и нижней циркуляции, которые оказывают совместное влияние друг на друга.

Выводы

Рациональной величиной угла раскрытия боковых отверстий погружного стакана следует считать значение $10\text{--}15^\circ$, которое может быть использовано при разливке слябов различной ширины вплоть до 1500–1600 мм.

Следует отметить, что ширина кристаллизатора в значительной степени определяет выбор угла раскрытия боковых отверстий погружного стакана. Так, для слябов небольшой ширины, использование погружных стаканов с углом раскрытия от -20° до 5° нерационально, в силу взаимодействия вытекающего из погружного стакана потока с твердой корочкой металла, которая затвердевает на стенках кристаллизатора. В то же время для слябов шириной от 1500 мм значения угла раскрытия в диапазоне от -5° до 5° обеспечивает оптимальные условия движения потоков в кристаллизаторе, колебаний на мениске, а также кристаллизации твердой корочки на узких стенках кристаллизатора.

При выборе оптимального угла раскрытия погружного стакана может быть рекомендована коррекция в сторону уменьшения угла раскрытия (около $5\text{--}8^\circ$), которая учитывает то, что угол истечения струи в процессе разливки больше номинального угла раскрытия, так как на него оказывают влияние верхние циркуляционные потоки.

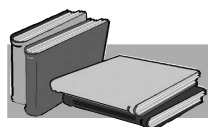


ЛІТЕРАТУРА

1. Смирнов А.Н., Куберский С.В., Штепан Е.В. Непрерывная разливка стали. Донецк: ДонНТУ, 2011. 482 с.
2. Смирнов А.Н., Верзилов А.П. Погружные стаканы для непрерывной разливки слябов на МНЛЗ. ОАО «Черметинформация». Бюл. Черная металлургия. 2011. № 9. С. 42–51.
3. US Patent 4.819.840 Refractory Submerged Pouring Nozzle / Herman Lax; Assignee Thyssen Stahl Aktiengesellschaft, Duisburg, Fed. Rep. of Germany; Appl. No. 72,088; Filed Jul. 10.1987; Date of Patent Apr. 11.1989.
4. US Patent 5.785.880 Submerged Entry Nozzle / Lawrence John Heaslip, James Derek Dorricott; Assignee Vesuvius USA, Pittsburgh, PA; Appl. No. 233,049; Filed Apr. 25.1994; Date of Patent Jul. 28.1998.
5. US Patent 6.027.051 Casting Nozzle with Diamondback Interval Geometry and Multipart Casting Nozzle with Varying Effective Discharge Angles / Lawrence John Heaslip, James Derek Dorricott; Assignee Vesuvius Crucible Company, Wilmington, Del.; Appl. No. 08/935,089; Filed Sep. 26.1997; Date of Patent Feb. 22.2000.
6. US Patent 6.464.154B1 Casting Nozzle with Diamondback Interval Geometry and Multipart Casting Nozzle with Varying Effective Discharge Angles and Method for Flowing Liquid Metal Through Same / Lawrence John Heaslip, James Derek Dorricott; Assignee Vesuvius Crucible Company, Wilmington, DE (US); Appl. No. 09/881,138; Filed Jun. 14.2001; Date of Patent Oct. 15.2002.
7. US Patent 7.363.959B2 Submerged Entry Nozzle with Installable Parts / Robert C. Hanna, Kirby Joe Teeter; Assignee Nucor Corporation, Charlotte, NC (US); Appl. No. 11/333,780; Filed Jun. 17.2006; Date of Patent Apr. 29.2008.
8. US Patent 2007/0241142A1 Submerged Entry Nozzle / James L. McIntosh, Mark C. Pole; Assignee Nucor Corporation, Charlotte, NC (US); Appl. No. 11/763,666; Filed Jun. 15.2007; Date of Patent Oct. 18.2007.

9. US Patent 5.944.261 Casting Nozzle with Multi-stage Flow Division / Lawrence John Heaslip, James Derek Dorricott; Assignee Vesuvius Crucible Company, Wilmington, Del; Appl. No. 08/725,589; Filed Oct. 3.1996; Date of Patent Aug. 31.1999.
10. US Patent 5.961.874 Flat Formed Submerged Entry Nozzle for Continuous Casting of Steel / Etsuhiro Hasebe, Tetsuro Fushimi, Tatsuya Shimoda, Yoichiro Mochizuki, Tadasu Takigawa, Toshihiko Murakami, Sei Hiraki; Assignee Toshiba Ceramics Co., Ltd., Tokio, Sumitomo Metal Industries, Ltd., Osaka, both of Japan; Appl. No. 09/045,869; Filed Mar. 23.1998; Date of Patent Oct. 5.1999.
11. *Mazumdar D., Guthrie R.I.* The Physical and Mathematical Modeling of Continuous Casting Systems. *ISIJ International*. 1999. Vol. 39. № 3. P. 525–548.

Надійшла 11.06.2019



REFERENCES

1. *Smirnov, A.N., Kubersky, S.V., Stepan, E.V.* (2011). Continuous casting of steel. Donetsk: DonNTU, 482 p. [in Russian].
2. *Smirnov, A.N., Verzilov, A.P.* (2011). SEN for continuous casting of slabs on CCM. *Chermetinformatsiya OJSC. Bul. Ferrous metallurgy*, no. 9, pp. 42–51 [in Russian].
3. US Patent 4.819.840 Refractory Submerged Pouring Nozzle. Herman Lax; Assignee Thyssen Stahl Aktiengesellschaft, Duisburg, Fed. Rep. of Germany; Appl. No. 72,088; Filed Jul. 10.1987; Date of Patent Apr. 11.1989.
4. US Patent 5.785.880 Submerged Entry Nozzle. Lawrence John Heaslip, James Derek Dorricott; Assignee Vesuvius USA, Pittsburgh, PA; Appl. No. 233,049; Filed Apr. 25.1994; Date of Patent Jul. 28.1998.
5. US Patent 6.027.051 Casting Nozzle with Diamond-back Interval Geometry and Multi-part Casting Nozzle with Varying Effective Discharge Angles. Lawrence John Heaslip, James Derek Dorricott; Assignee Vesuvius Crucible Company, Wilmington, Del.; Appl. No. 08/935,089; Filed Sep. 26.1997; Date of Patent Feb. 22.2000.
6. US Patent 6.464.154B1 Casting Nozzle with Diamond-back Interval Geometry and Multi-part Casting Nozzle with Varying Effective Discharge Angles and Method for Flowing Liquid Metal Through Same. Lawrence John Heaslip, James Derek Dorricott; Assignee Vesuvius Crucible Company, Wilmington, DE (US); Appl. No. 09/881,138; Filed Jun. 14.2001; Date of Patent Oct. 15.2002.
7. US Patent 7.363.959B2 Submerged Entry Nozzle with Installable Parts. Robert C. Hanna, Kirby Joe Teeter; Assignee Nucor Corporation, Charlotte, NC (US); Appl. No. 11/333,780; Filed Jun. 17.2006; Date of Patent Apr. 29.2008.
8. US Patent 2007/0241142A1 Submerged Entry Nozzle. James L. McIntosh, Mark C. Pole; Assignee Nucor Corporation, Charlotte, NC (US); Appl. No. 11/763,666; Filed Jun. 15.2007; Date of Patent Oct. 18.2007.
9. US Patent 5.944.261 Casting Nozzle with Multi-stage Flow Division. Lawrence John Heaslip, James Derek Dorricott; Assignee Vesuvius Crucible Company, Wilmington, Del; Appl. No. 08/725,589; Filed Oct.3.1996; Date of Patent Aug. 31.1999.
10. US Patent 5.961.874 Flat Formed Submerged Entry Nozzle for Continuous Casting of Steel. Etsuhiro Hasebe, Tetsuro Fushimi, Tatsuya Shimoda, Yoichiro Mochizuki, Tadasu Takigawa, Toshihiko Murakami, Sei Hiraki; Assignee Toshiba Ceramics Co., Ltd., Tokio, Sumitomo Metal Industries, Ltd., Osaka, both of Japan; Appl. No. 09/045,869; Filed Mar. 23.1998; Date of Patent Oct. 5.1999.
11. *Mazumdar, D., Guthrie, R.I.* (1999). The Physical and Mathematical Modeling of Continuous Casting Systems. *ISIJ International*, Vol. 39, no. 3, pp. 525–548.

Received 11.06.2019

Анотація

О.П. Верзілов, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: verzilovalex@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0003-0463-5006>

А.А. Горшкова, інженер I категорії, e-mail: mlu@ptima.kiev.ua

Ю.О. Смірнов, канд. екон. наук, доц., пров. інженер

А.Р. Верзілова, інженер I категорії

*Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України
(Київ, Україна)*

Дослідження на фізичній моделі впливу величини кута розкриття випускних отворів занурених стаканів на характер витікання сталі у кристалізаторі машини безперервного лиття заготовок (МБЛЗ)

При проектуванні конструкції зануреного стакану для умов конкретного металургійного виробництва окрему увагу приділяють формі і куту розкриття бічних отворів. Форма випускних отворів визначає масову витрату сталі і форму струменя, а кут розкриття бічних отворів визначає кут витікання струменя металу і весь характер руху потоків металу в кристалізаторі, кількість і спрямованість циркуляційних потоків.

В результаті проведених досліджень було виявлено вплив кута розкриття вихідних отворів зануреного стакану на характер руху потоків всередині кристалізатора і встановлено оптимальний кут розкриття його бічних отворів.

Для цього на фізичній моделі було вивчено процеси витікання металу в кристалізаторі слябових машин безперервного лиття заготовок (МБЛЗ) при зміні кута розкриття бічних отворів зануреного стакану в діапазоні від -20° до 20° з кроком 5° . При цьому було відзначено існування двох принципово різних картин витікання металу в кристалізаторі, які характеризуються однією або двома зонами циркуляції. Зміна одноциркуляційної картини на двохциркуляційну спостерігається в діапазоні від -10° до -5° .

Встановлено, що раціональною величиною кута розкриття бічних отворів зануреного стакану є значення $10-15^\circ$, яке може бути використано при розливанні слябів різної ширини аж до 1500–1600 мм. При виборі оптимального кута розкриття зануреного стакану може бути рекомендовано корекцію у бік зменшення кута розкриття (близько $5-8^\circ$), яка враховує те, що кут витікання струменя в процесі розливання більше номінального кута розкриття, оскільки на нього впливають верхні циркуляційні потоки.

Ширина кристалізатора значною мірою визначає вибір кута розкриття бічних отворів зануреного стакану. Так, для слябів невеликої ширини, використання занурених стаканів з кутом розкриття від -20° до 5° нераціонально в силу взаємодії потоків сталі, які витікають з бічних отворів зануреного стакану з твердою коринкою металу, яка твердне на стінках кристалізатора. У той же час для слябів шириною від 1500 мм значення кута розкриття у діапазоні від -5° до 5° забезпечує оптимальні умови руху потоків в кристалізаторі, коливань на меніску, а також кристалізації твердої коринки на вузьких стінках кристалізатора.

Ключові слова

Машина безперервного лиття заготовок (МБЛЗ), кристалізатор, занурений стакан, кут нахилу бічних отворів, зона циркуляції, сляб.

Summary

A.P. Verzilov, Candidate of Engineering Sciences, Senior Researcher,
e-mail: verzilovalex@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0003-0463-5006>

A.A. Gorshkova, Engineer of 1 category, e-mail: mlu@ptima.kiev.ua

Yu.A. Smirnov, PhD (Econom.), Associate Professor, Leading Engineer

A.R. Verzilova, Engineer of 1 category

*Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine
(Kyiv, Ukraine)*

Study of the influence of opening angle of the outlet holes of submerged entry nozzles on the nature of the outflow of steel in the mold of continuous casting machine (CCM) on a physical model

When designing the submerged entry nozzle (SEN) for the conditions of a particular metallurgical production, special attention is paid to the shape and angle of opening of the side holes. The shape of the outlet holes determines the mass flow rate of steel and the shape of the jet, and the opening angle of the side holes determines the angle of flow of the metal jet and the whole pattern of movement of the metal flows in the mold, number and direction of the circulation flows.

As a result of the research, it was revealed the influence of the opening angle of the outlet holes of the SEN on the nature of the flow inside the mold and established the optimum opening angle of its side openings.

The processes of metal outflow in the mold of slab continuous casting machines (CCM) were studied on the physical model while changing the opening angle of the side holes of the SEN in the range from -20° to 20° with a step of 5° . In this case, it was noted the existence of two fundamentally different patterns of metal outflow in the mold, which are characterized by one or two circulation zones. The change in one-circulation pattern to a two-circulation one is observed in the range from -10° to -5° . It was established, that the rational value of the angle of opening of the side holes of the SEN is $10-15^\circ$, which can be used for casting slabs of various widths up to 1500–1600 mm. When choosing the optimal opening angle of the SEN, a correction towards decreasing the opening angle (about $5-8^\circ$) can be recommended, which takes into account that the jet outflow angle during casting is greater than the nominal opening angle, as it is influenced by upper circulation flows.

The width of the mold largely determines the choice of the opening angle of the side holes of the SEN. Therefore, for slabs of small width, the use of SEN with a disclosure angle from -20° to 5° is irrational, due to the interaction of the flows flowing out of the SEN with a solid metal crust, which is crystallized on the walls of the mold. At the same time for slabs with a width of 1500 mm the opening angle in the range from -5° to 5° provides optimal conditions for the movement of flows in the mold, oscillations on the meniscus, as well as solidification of the solid crust on the narrow walls of the mold.

Keywords

Continuous casting machine (CCM), mold, submerged entry nozzle (SEN), angle of inclination of side holes, circulation zone, slab.

Л.В. Опрышко, зав. отделением «Материаловедения, экспертизы и технологий производства труб и изделий из черных и цветных металлов и сплавов», зав. лабораторией «Материаловедения и технологий производства труб и изделий для тепловой и атомной энергетики», e-mail: liudmila.opryshko@gmail.com

Т.В. Головняк, зав. сектором «Экспертных исследований металлопродукции из черных и цветных металлов и сплавов», e-mail: tatyana.golovniak@gmail.com

Государственное предприятие «Научно-исследовательский и конструкторско-технологический институт трубной промышленности имени Я.Е. Осады» (ГП «НИТИ»), Днепр, Украина

Качество металла котельной трубной заготовки производства ПАО «Днепропетровский металлургический комбинат»

В статье приводятся результаты выполненных по актуальным стандартам и методикам комплексных исследований качественных показателей металла котельных горячекатаных трубных заготовок, изготовленных ПАО «Днепропетровский металлургический комбинат» из слитков непрерывной разливки стали 20 двух плавов кислородно-конверторной выплавки. Результаты этих исследований позволили оценить способность действующей на этом предприятии технологии производства получать качественную трубную заготовку для изготовления котельных труб, предназначенных для паровых котлов и трубопроводов с высокими и сверхкритическими параметрами пара. Установлено, что действующая на заводе технология выплавки и разливки стали не обеспечивает в полной мере изготовление котельных трубных заготовок в соответствии с требованиями нормативной документации и требует дальнейшего исследования и совершенствования. В макроструктуре металла трубных заготовок выявлены осевая ликвация и светлая полоса (контур), степень развития которых превышала установленные нормы, а также недопустимое точечное загрязнение краевого. Установлено, что наличие в металле заготовки краевого точечного загрязнения, наряду с превышающими нормы неметаллическими включениями, приводит к образованию в металле труб недопустимых расслоений по раскатанным загрязнениям.

Характерная особенность макроструктуры металла исследованных горячекатаных трубных заготовок – наличие остатков литой структуры, которые негативно влияют на формирование требуемой микроструктуры металла изготавливаемых из них котельных труб и соответственно – на их служебные свойства. Показана необходимость увеличения норм отбора проб от котельных горячекатаных непрерывнолитых трубных заготовок производства ПАО «Днепропетровский металлургический комбинат», а также потребность введения ранее не применяемых в нормативной документации норм по степени развития остатков литой структуры в макроструктуре металла этих заготовок.

Полученные результаты исследований имеют важное научное и практическое значение. Они послужили основой для разработки современных технических условий на котельную горячекатаную трубную заготовку из углеродистой стали производства ПАО «Днепропетровский металлургический комбинат», а также – для разработки и внедрения на этом предприятии мероприятий по совершенствованию технологии производства котельных трубных заготовок, с учетом требований разработанных технических условий. Это позволит ПАО «Днепропетровский металлургический комбинат» производить качественную конкурентоспособную трубную заготовку и снизит дефицит в Украине котельной трубной заготовки из углеродистой стали.

Ключевые слова: слиток непрерывной разливки, котельная трубная заготовка, макроструктура, осевая ликвация, точечное загрязнение краевое, остатки литой структуры, жаропрочность, технологическая пластичность.

Основными элементами котельного агрегата тепловой электростанции являются трубы по ТУ 14-3-460/ТУ У 27.2-05757883-207 «Трубы стальные бесшовные для паровых котлов и трубопро-

водов» из различных по химическому составу (степени легирования) сталей. Наибольшая доля (до 60–80 %) приходится на трубы из котельной стали марки 20.

Сложные условия работы котлоагрегатов тепловых электростанций (ТЭС) (высокая температура газов, высокие давление и температура пара, большие напряжения, повышенная коррозия и эрозия металла в течение длительного времени) обуславливают жесткие требования к используемым для их изготовления трубам: по состоянию поверхности, химическому составу, структуре, физико-механическим характеристикам, в том числе служебным свойствам (характеристикам жаропрочности) [1–3].

Требуемый комплекс качественных показателей металла котельных труб и, соответственно, их эксплуатационную надежность в течение расчетного срока службы (не менее 100 тыс. часов) обеспечивают не только параметры технологии изготовления труб (горячее и холодное формоизменение, термическая обработка), но и использование высококачественной трубной заготовки. Для производства котельных труб используют только трубную заготовку, изготавливаемую по специально разработанным и включенным в ТУ 14-3-460/ТУ У 27.2-05757883-207 техническим условиям. В технических условиях на котельную трубную заготовку, в отличие от нормативной документации на заготовку обычного качества, предусмотрены более жесткие требования по качеству поверхности, химическому составу, макроструктуре, загрязненности неметаллическими включениями и др., а самое главное, введены нормы по пределам длительной прочности и текучести при повышенных температурах [4, 5].

В последнее время резко возросла потребность теплоэнергетики Украины в котельных трубах по ТУ 14-3-460/ТУ У 27.2-05757883-207, в том числе из углеродистой стали. Следует отметить, что большинство труб в действующих котлоагрегатах ТЭС (ТЭЦ) исчерпали свой расчетный и парковый ресурс и требуют немедленной замены.

Сложившаяся политическая и экономическая ситуация в Украине, зависимость трубных заводов Украины от российской заготовки и дефицит котельной трубной заготовки потребовали поиска в Украине новых производителей котельной трубной заготовки. Потенциальным производителем такой заготовки является ПАО «Днепропетровский металлургический комбинат» (ПАО «ДМК»), г. Каменское, имеющее техническую возможность для изготовления горячекатаной непрерывнолитой трубной заготовки из углеродистой стали.

Для оценки способности действующей на ПАО «ДМК» технологии производства обеспечивать получение заготовки из углеродистой стали для изготовления котельных труб в полном соответствии с требованиями ТУ 14-3-460/ТУ У 27.2-05757883-207 и разработки современных технических условий на эту заготовку потребовалось проведение исследований качественных показателей металла котельной горячекатаной непрерывнолитой заготовки данного производителя.

Производство на ПАО «ДМК» опытных котельных горячекатаных непрерывнолитых заготовок из стали 20 и исследование их качественных показателей осуществляли с учетом требований разработанной ГП «НИТИ» Технической спецификации (далее – ТС).

Техническая спецификация была разработана на основе современных требований к качеству котельной трубной заготовки, результатов многолетних исследований ГП «НИТИ» и опыта различных заводов по промышленному производству котельных трубных заготовок и труб из них, а также – с учетом особенностей технологии изготовления трубной заготовки на ПАО «ДМК». Указанная ТС послужила основой для разработки в дальнейшем технических условий на котельную трубную заготовку производства ПАО «ДМК» (ТУ У 24.1-05757883-218 «Заготовка трубная катаная для котельных труб»). Исследование характеристик жаропрочности металла заготовок осуществляли на соответствие требованиям указанных технических условий.

Объектом исследования послужили опытные горячекатаные непрерывнолитые заготовки диаметром 130 мм (после механической обработки – диаметром 122 мм) из котельной стали марки 20 кислородно-конверторной выплавки двух плавок (условные номера 1 и 2), а также исходные слитки размером 335×400 мм одной из исследованных плавок (с условным номером 1).

Исследование макроструктуры металла слитков осуществляли на поперечных темплетях, отобранных в начале, середине и конце 1, 2, 3 и 6-го ручьев разливки, а также на продольных темплетях, отрезанных в начале и конце указанных выше ручьев разливки.

Для исследования макроструктуры горячекатаных трубных заготовок обеих плавок были произвольно отобраны поперечные темплеты: от заготовок плавки с условным номером 1, изготовленные из слитков всех четырех указанных выше ручьев разливки, а от заготовок плавки с условным номером 2, соответствующие слиткам 2-го ручья разливки, так как только эти слитки подвергали деформации в трубную заготовку.

Оценку макроструктуры металла слитков проводили в соответствии с требованиями СОУ МПП 77.040-191 «Заготовка непрерывнолитая для производства сортового проката и трубных заготовок. Метод контроля макроструктуры», горячекатаных трубных заготовок – в соответствии с требованиями ГСТУ 3-012 «Шкалы оценки макроструктуры заготовки, прокатанной из непрерывнолитого металла».

Микроструктуру металла исследовали с помощью оптического микроскопа Axiovert 200 MAT до и после травления в реактиве Нитала при 100 и 500 кратных увеличениях. Контроль загрязненности неметаллическими включениями металла трубных заготовок осуществляли методом Ш6 по ГОСТ 1778, величины зерна – по ГОСТ 5369.

Пределы текучести при повышенных температурах (250, 400 и 450 °С) и длительной прочности (при температуре 450 °С за 100 тыс. часов) металла трубных заготовок, нормы которых установлены нормативной документацией на котельную заготовку, определяли на термически обработанных (в лабораторных условиях) образцах. Жаропрочным испытаниям подвергали трубную заготовку плавки с условным номером 1.

Для оценки возможности подвергать трубную заготовку производства ПАО «ДМК» горячей

деформации в процессе трубного передела и определения оптимальной температуры ее нагрева перед прошивкой исследовали технологическую пластичность металла трубной заготовки плавки с условным номером 1 (в состоянии поставки, без термической обработки) путем проведения испытаний на растяжение и горячее скручивание в интервале температур 950–1150 °С и 1100–1250 °С соответственно. Первоначально для проведения испытаний на растяжение и на горячее скручивание был выбран одинаковый температурный интервал (1100–1250 °С), который на основании первых результатов был изменен для испытаний на растяжение в сторону более низких температур.

Испытания на растяжение при повышенных температурах проводили по ГСТУ EN 10002, на длительную прочность – по ГОСТ 10145. Предел длительной прочности металла указанной заготовки за 100 тыс. часов определяли путем линейной экстраполяции логарифмической зависимости времени до разрушения от испытательного напряжения. Испытания на горячее скручивание выполняли в соответствии с требованиями технологической инструкции ГП «НИТИ» № 244-64 «Инструкция по проведению испытаний на горячее скручивание».

Результаты исследований. Химический состав металла исследованных 2-х опытных плавков соответствовал, в основном, требованиям ТС, за исключением массовой доли алюминия, превышающей в 1,4–2,4 раза установленную ТС норму (табл. 1). Ограничение содержания остаточного алюминия (также как и азота) связано с его негативным влиянием на длительную прочность котельной стали [3, 6].

Металл исследованных темплетов, отобранных от слитков, характеризовался неоднородным макрокристаллическим строением, отсутствием по всему сечению четко выраженных кристаллических зон (корковой, столбчатых кристаллов и равноосных кристаллов) (рис. 1). Участки зоны столбчатых кристаллов различной степени развития наблюдались, в основном, вдоль трех сторон прямоугольного сечения (участок максимального развития, как правило, – по месту одного из малых радиусов при разливке). В макроструктуре металла слитков просматривались также участки с хаотично разориентированными столб-

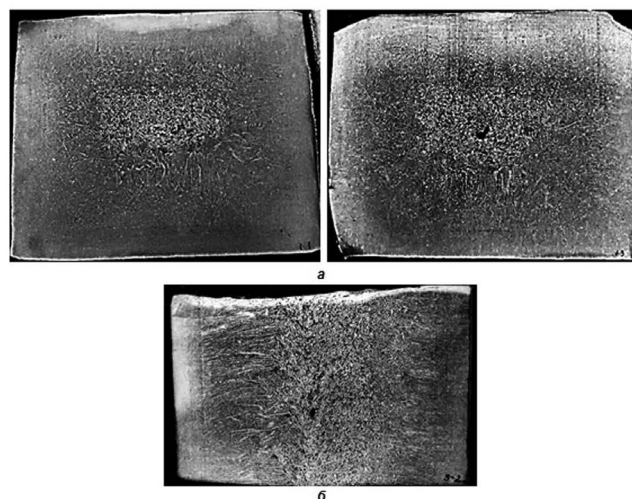


Рис. 1. Характерный вид макроструктуры металла исследованных слитков непрерывной разливки стали 20: а – поперечное; б – продольное сечение, $\times 0,2$

чатыми кристаллами. Зона равноосных кристаллов занимала ~ 30 % площади поперечного сечения слитков. Отмечено смещение теплового центра кристаллизации относительно оси слитков на 5–15 мм (наиболее наглядно проявившееся на продольных темплетях).

Отличительная особенность макроструктуры металла исследованных слитков – наличие ярко выраженной химической неоднородности. На поперечных темплетях выявлена осевая ликвация 3,0 балла в виде скоплений светло и темно травящихся пятен (преимущественно эллипсовидной формы), на продольных темплетях – осевая V-образная ликвация. В макроструктуре поперечных темплетов выявлен также светлый контур, в том числе, в виде двухслойной полосы. Достоверно оценить степень развития светлого контура не представлялось возможным из-за слабого травления периферийных участков, обусловленного сложностью подготовки макротемплетов сечением 335×400 мм.

В макроструктуре металла исследованных слитков выявлены осевая пористость до 4,0 балла; трещины осевой зоны, ликвационные полосы и трещины по сечению, ликвационные полосы и трещины угловые до 3,0 балла, а также – недопустимая для

Таблица 1

Химический состав металла стали 20 исследованных плавков

Условный номер плавки	Массовая доля элементов, %									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P	N ₂	Al
1	0,20	0,24	0,52	0,18	0,036	0,036	0,005	0,013	0,008	0,017
2	0,19	0,21	0,50	0,20	0,037	0,036	0,003	0,015	0,010	0,029
Требования ТС на трубную заготовку	0,17-0,24	0,17-0,37	0,35-0,65	не более						
				0,25	0,25	0,30	0,020	0,025	0,012	0,012

котельного металла точечная неоднородность краевая до 2,0 балла (обозначение этого дефекта в других нормативных документах – «краевое точечное загрязнение» или «точечное загрязнение краевое»).

Полученные результаты исследований макроструктуры металла слитков связаны как с особенностями оборудования и технологии кислородно-конверторной выплавки и непрерывной разливки на ПАО «ДМК», так и с нарушениями технологических процессов их производства [7–10].

Выявленные особенности макроструктуры металла исследованных слитков оказали влияние на формирование макроструктуры металла изготовленных из них горячекатаных трубных заготовок. Характерный вид макроструктуры металла исследованных горячекатаных трубных заготовок обеих плавов показан на рис. 2.



Рис. 2. Характерный вид макроструктуры металла исследованных горячекатаных трубных непрерывнолитых заготовок стали 20, $\times 0,4$

В осевой зоне всех исследованных темплетов от заготовок двух плавов выявлена осевая ликвация (реликвация), повторяющая вид и форму этого дефекта в исходном слитке и занимающая площадь ~ 25–30 %. Этот дефект макроструктуры трудно поддавался оценке по шкале Б.2. ГСТУ 3-012 (дефект может быть оценен недопустимым технической спецификацией 4,0 баллом по занимаемой зоне относительно диаметра заготовки, а по своей структуре и виду не подходит под описание 4,0 балла шкалы Б.2.). В макроструктуре металла практически всех проконтролированных темплетов в поверхностной зоне шириной ~ до 10 мм наблюдалась также светлая полоса (контур) различной степени развития (от 1,0 балла до недопустимого технической спецификацией 2,5 балла) в виде 2-х, а в ряде случаев, 3-х (в том числе прерывистых) светлых полос шириной ~ до 7 мм. Степень развития других допустимых ТС дефектов макроструктуры в металле исследованных заготовок (пористость осевая и общая, ликвационные полосы общие, угловые и центральной зоны) не превышала норм технической спецификации. В макроструктуре металла проконтролированных темплетов от заготовок двух плавов выявлено недопустимое ТС точечное загрязнение краевое (1,5 балла). С учетом причин образования этого дефекта и особенностей непрерывной разливки стали не исключена вероятность наличия в металле опытных заготовок точечного загрязнения краевого большей степени развития [7–9].



Рис. 3. Характерные микроструктуры металла изготовленной из трубной заготовки производства ПАО «ДМК» котельной трубы размером 53,0 $\times$ 3,5 мм из стали 20 (после нормализации), $\times 100$ (уменьшено в 1,4 раза)

Исследования показали, что выявленные особенности макрокристаллического строения металла опытных слитков не позволили в процессе горячей прокатки их в трубную заготовку, даже с коэффициентом вытяжки 7,9, в полной мере «проработать» литую структуру. В макроструктуре металла всех исследованных темплетов, отобранных от трубных заготовок обеих плавов, выявлены нерегламентированные в настоящее время нормативной документацией на заготовку остатки литой структуры до 2,0 балла. Наличие остатков литой структуры в металле исходной заготовки не позволяет получить в процессе трубного передела, даже после проведения последующей нормализации с отдельного нагрева, однородную по периметру и толщине стенки микроструктуру металла котельных труб (рис. 3), обеспечивающую их удовлетворительные служебные свойства и способность подвергаться различному формоизменению при изготовлении элементов котлов и трубопроводов [11–15]. Поскольку эта особенность макроструктуры характерна для металла трубной заготовки производства ПАО «ДМК», возникла необходимость введения в нормативную документацию данного производителя контроля наличия остатков литой структуры и разработки норм по степени развития указанного дефекта макроструктуры.

Качество металла исходного слитка оказало влияние и на формирование микроструктуры металла горячекатаных заготовок. Микроструктура металла по сечению заготовок обеих плавов (наружные и промежуточные слои, осевая зона) – феррито-перлитная, с неравномерным распределением структурных составляющих, с развитой структурной полосчатостью и наличием локальных участков с остатками литой структуры, с ориентацией по видманштетту различной степени грубости (рис. 4). Величина аустенитного зерна



Рис. 4. Фрагменты микроструктуры металла исследованных горячекатаных трубных заготовок из котельной стали 20, $\times 100$ (уменьшено в 1,4 раза)

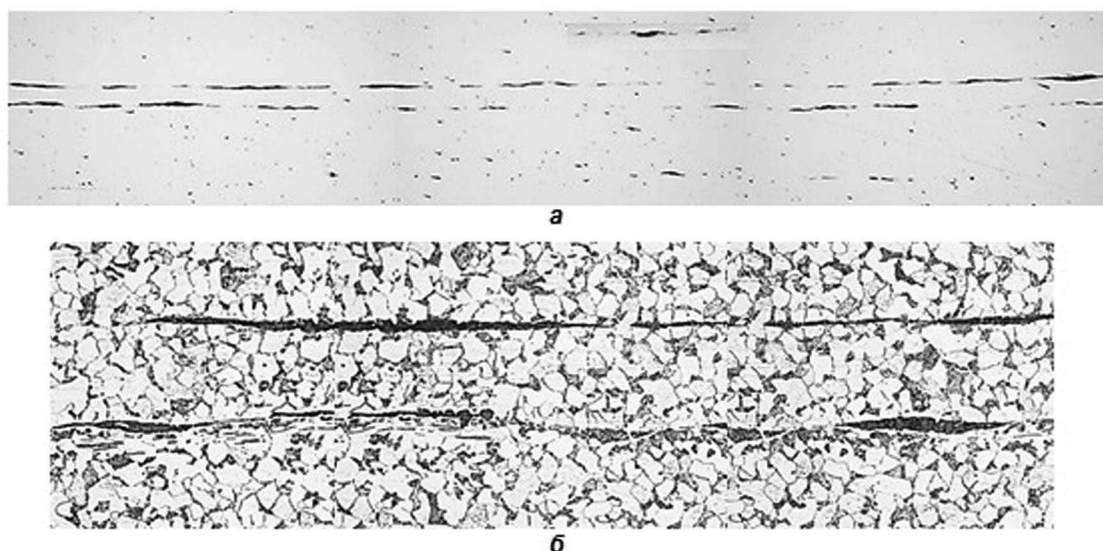


Рис. 5. Раскатанные загрязнения в металле изготовленной из трубной заготовки производства ПАО «ДМК» котельной трубы размером 50,0×5,0 мм из стали 20: а – ×25 (уменьшено в 2 раза); б – ×200 (уменьшено в 1,4 раза)

в металле проконтролированных заготовок обеих исследованных плавов соответствовала 9-му предельно допустимому ТС номеру (получение мелкого зерна нежелательно для удовлетворительной жаропрочности котельной стали [1, 2, 16]).

По загрязненности неметаллическими включениями металл исследованных темплетов от заготовок обеих плавов удовлетворял требованиям ТС. Основные виды неметаллических включений – силикаты недеформирующиеся и силикаты хрупкие (до 3,0 балла), сульфиды (до 2,0 балла) и оксиды точечные (до 1,0 балла). Однако в металле изготовленных из этих заготовок труб были выявлены различной степени грубости недопустимые расслоения по раскатанным загрязнениям исходной трубной заготовки (в том числе, из-за наличия в макроструктуре металла заготовок точечного загрязнения краевого) (рис. 5). Все это указывает на необходимость увеличения норм отбора проб для достоверного контроля качества металла котельных заготовок производства ПАО «ДМК».

Особенности структурного состояния металла исследованной заготовки оказали влияние и на результаты испытаний на длительную прочность. Значение предела длительной прочности металла исследованной трубной заготовки за 100 тыс. часов при температуре 450 °С составило 73 Н/мм² и находилось в интервале допустимого нормативной документацией на котельную трубную заготовку 20%-ного снижения от нормы. При этом длительная пластичность (относительное удлинение разрушенных образцов) при различных испытательных напряжениях находилась в достаточно широком интервале значений: 15,00–47,91 %.

Значения предела текучести при температурах 250, 400 и 450 °С металла исследованной трубной заготовки удовлетворяли нормам разработанных для ПАО «ДМК» технических условий (ТУ У 24.1-05757883-218).

Однако при проведении испытаний на растяжение при более высоких температурах наблюдали

Таблица 2

Результаты высокотемпературных испытаний на растяжение трубной заготовки

№ п/п	Предел прочности, σ_B , Н/мм ²	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	Относительное удлинение, δ_5 , %	Относительное сужение, ψ , %
Температура испытания 950 °С				
1	40,1	25,4	81,5	> 90
2	41,2	25,2	83,0	> 90
Температура испытания 1000 °С				
3	35,3	19,2	74,0	> 90
4	34,0	23,5	74,0	> 90
Температура испытания 1025 °С				
5	33,4	15,0	75,5	> 90
6	33,1	15,5	67,5	> 90
Температура испытания 1050 °С				
7	22,3	6,7	65,5	> 90
8	29,2	9,0	63,0	> 90
Температура испытания 1075 °С				
9	25,1	11,3	72,5	> 90
10	25,2	12,9	77,5	> 90
Температура испытания 1100 °С				
11	18,2	5,8	85,0	> 90
12	19,7	6,1	61,0	> 90

значительное падение прочностных свойств и повышенное течение металла заготовки (табл. 2), не характерное для металла котельной трубной заготовки из углеродистой стали традиционных производителей. Значения предела прочности при температуре 1100 °С (нижний предел первоначально выбранного температурного интервала испытаний на растяжение при исследовании технологической пластичности) в 1,5–2,0 раза меньше справочных данных для стали марки 20. Поэтому было принято решение проводить испытания на растяжение при более низких температурах: в интервале 950–1100 °С. Прочностные свойства металла исследованной трубной заготовки при температурах ниже 1100 °С также оказались ниже справочных данных.

Результаты испытаний на горячее скручивание образцов, вырезанных из осевой и периферийной зон трубной заготовки, (кривые зависимости средних значений числа скручиваний и усилий деформирования от температуры испытаний) представлены на рис. 6. Наименьшее усилие деформирования и наибольшее число скручиваний как для осевой, так и промежуточной зоны получено при температуре испытаний 1225 °С. Металл осевой зоны исследованной заготовки характеризовался более низкими пластическими свойствами во всем исследованном интервале температур. Разница в значениях числа скручиваний металла осевой и промежуточной зон заготовки по мере увеличения температуры испытаний практически не менялась. При этом, разница усилий деформирования (скручивания) металла осевой и промежуточной зон уменьшалась по мере увеличения температуры испытаний, и при температурах 1225 и 1250 °С усилия деформирования металла заготовки двух исследованных зон отличались незначительно. При всех испытательных температурах, также как и при высокотемпературных испытаниях на растяжение, наблюдали сильное течение металла образцов трубной заготовки, особенно – при температуре 1200 °С и более.

Выявленные особенности поведения металла исследованной трубной заготовки при проведении исследований технологической пластичности (путем высокотемпературных испытаний на растяжение и горячее скручивание) объясняются структурным состоянием металла заготовки, обусловленным спецификой технологического процесса ее производства на ПАО «ДМК», и требуют дальнейшего исследования.

Выводы

1. Установлена необходимость совершенствования технологии выплавки и непрерывной разливки котельной стали 20 на ПАО «ДМК», а также – проведения дальнейших исследований для получения котельных трубных заготовок и труб высокой эксплуатационной надежности в полном соответствии с требованиями нормативной документации.

2. Результаты исследований качественных показателей металла трубных заготовок, в том числе

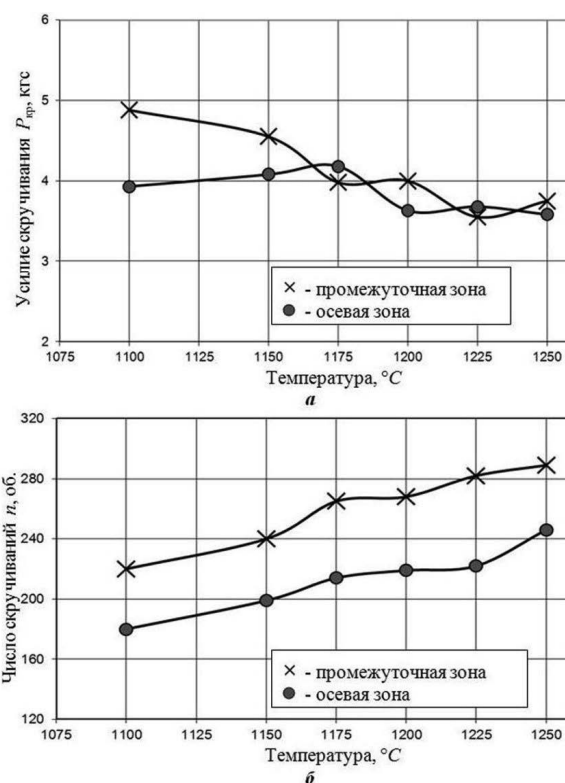
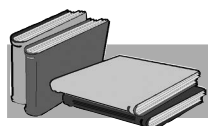


Рис. 6. Зависимость средних значений усилий деформирования (скручивания) $P_{ср}$ (а) и числа скручиваний n (б) металла исследованной трубной заготовки от температуры испытания

изготовленных из них труб, позволили разработать современные технические условия на котельную горячекатаную трубную заготовку из углеродистой стали производства ПАО «ДМК» и послужили основой для разработки и внедрения на этом предприятии мероприятий по совершенствованию технологии выплавки и разливки котельной стали.

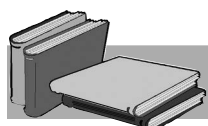
3. Показана перспективность использования трубной заготовки производства ПАО «ДМК» для изготовления труб ответственного назначения из углеродистой стали, используемых в объектах повышенной опасности Украины.



ЛІТЕРАТУРА

1. Антикайн П.А. Металлы и расчеты на прочность котлов и трубопроводов. М.: Энергоиздат, 1990. 386 с.
2. Крутасова Е.И. Надежность металла энергетического оборудования. М.: Энергоиздат, 1981. 240 с.
3. Ланская К.А. Жаропрочные стали. М.: Metallurgiya, 1969. 247 с.
4. ТУ 14-1-1529-2003. Заготовка трубная катаная и кованая для котельных труб. Технические условия. [Действуют с 2004-01-01]. М.: ЦНИИчермет, 2003. 32 с.
5. ТУ 14-1-5185-2019. Заготовка трубная из стали марки 20-ПВ, выплавленной на железе прямого восстановления, для котельных труб. Технические условия. [Действуют с 2019-04-01]. М.: ЦНИИчермет, 2019. 11 с.
6. Ланская К.А., Куликова Л.В., Яровой В.В. Микролегирующие и примесные элементы в низколегированной в Cr-Mo-V стали. М.: Metallurgiya, 1989. 176 с.
7. Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В., Смирнов А.Н. Производство стали: в 4 т. М.: Теплотехника, 2009. Т. 4: Непрерывная разливка. 528 с.
8. Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В. Современная технология производства стали. М.: Теплотехника, 2007. 528 с.
9. Ботников С.А. Современный атлас дефектов непрерывнолитой заготовки и причины возникновения прорывов кристаллизующейся корочки металла. Издание второе. Волгоград, 2011. 97 с. URL: http://www.dias-ltd.ru/upload/rd/botnikov_sovremenniy_atlas_defectov.pdf
10. Опришко Л.В. Макроструктура непрерывнолитых заготовок для производства котельных труб. *Металл и литье Украины*. 2012. № 5. С. 15–19.
11. Опришко Л.В., Перепелиця Т.В., Герасименко П.В. Особливості структури та властивостей котельних труб із недеформованої безперервнолитої заготовки вуглецевої сталі. *Металознавство та обробка металів*. 2012. № 4. С. 3–9.
12. Опришко Л.В., Головняк Т.В., Герасименко П.В. та ін. Формування структури котельних гарячекатаних труб у виробництві їх із недеформованих безперервнолитих заготовок. *Металознавство та обробка металів*. 2015. № 1. С. 3–9.
13. Опришко Л.В., Головняк Т.В., Герасименко П.В. та ін. Структура і властивості котельних труб з безперервнолитої заготовки. *Металознавство та обробка металів*. 2016. № 1. С. 54–59.
14. Опришко Л.В., Головняк Т.В., Герасименко П.В. Опыт использования недеформированной непрерывнолитой заготовки при прокатке на ТПА 50-200 котельных труб. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2015. № 3. С. 40–44.
15. Опришко Л.В., Головняк Т.В., Полтава И.И. Особенности качественных показателей металла котельных труб, изготовленных из непрерывнолитой заготовки ООО «ДНЕПРОСТАЛЬ». *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2019. № 1–2. С. 46–53.
16. Опришко Л.В., Головняк Т.В. Вплив розміру зерна фериту на характеристики жароміцності котельних труб з вуглецевої сталі. *Металознавство та обробка металів*. 2012. № 3. С. 15–20.

Надійшла 19.08.2019



REFERENCES

1. Antikain, P.A. (1990). Metals and calculation for the strength of boilers and piping. Moscow: Energoizdat, 386 p. [in Russian].
2. Krutasova, E.I. (1981). Reliability of metal power equipment. Moscow: Energoizdat, 240 p. [in Russian].
3. Lanskaia, K.A. (1969). Heat resistance steel. Moscow: Metallurgiya, 247 p. [in Russian].
4. Rolled and forged billets for boiler tubes. Technical specification. (2003). TU 14-1-1529-2003 from 01 January 2004. Moscow: TsNIIchermet, 32 p. [in Russian].
5. Billets of 20-PV steel smelted from directreduced iron for boiler tubes. Technical specification. (2019). TU 14-1-5185-2019 from 01 April 2019. Moscow: TsNIIchermet, 11 p. [in Russian].
6. Lanskaia, K.A., Kulikova, L.V., Yarovoi, V.V. (1989). Microalloying and impurity elements in low alloy Cr-Mo-V steel. Moscow: Metallurgiya, 176 p. [in Russian].
7. Dyudkin, D.A., Kisilenko, V.V., Smirnov, A.N. (2009). Steel production. Continuous casting. Vol. 4. Moscow: Teplotekhnika, 528 p. [in Russian].
8. Dyudkin, D.A., Kisilenko, V.V. (2007). Modern steel production technology. Moscow: Teplotekhnika, 528 p. [in Russian].
9. Botnikov, S.A. (2011). Modern atlas of defects in continuous casting and causes of breakouts of crystallizing crust of metal. Second edition. Volgograd, 97 p. URL: http://www.diasltd.ru/upload/rd/botnikov_sovremenniy_atlas_defectov.pdf [in Russian].

10. Opryshko, L.V. (2012). Macrostructure in the continuously cast billets in making of boiler tubes. *Metal and Casting of Ukraine*, no. 5, pp. 15–19 [in Russian].
11. Opryshko, L.V., Perepelytsia, T.V., Gerasimenko, P.V. (2012). Features of structure and properties of hot-rolled tubes produced from non-deformed continuously cast billets of carbon steel. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv. Metal science & Treatment of metals*, no. 4, pp. 3–9 [in Ukrainian].
12. Opryshko, L.V., Golovniak, T.V., Gerasimenko, P.V. et al. (2015). Structure formation in hot-rolled boiler tubes during their production from non-deformed continuously cast billets. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv. Metal science & Treatment of metals*, no. 1, pp. 3–9 [in Ukrainian].
13. Opryshko, L.V., Golovniak, T.V., Gerasimenko P.V. et al. (2016). Structure and properties of hot-rolled boiler tubes made from continuously cast billets. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv. Metal science & Treatment of metals*, no. 1, pp. 54–59 [in Ukrainian].
14. Opryshko, L.V., Golovniak, T.V., Gerasimenko, P.V. (2015). Experience of usage of unstrained continuously cast section while rolling on pipe-rolling plant 50-200 of boiler tubes. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'. Metallurgical and Mining Industry*, no. 3, pp. 40–44 [in Russian].
15. Opryshko, L.V., Golovniak, T.V., Poltava, I.I. (2019). Features of quality indicators of metal of boiler tubes rolled from continuously cast billets produced by Dniprostal Metallurgical Works LLC. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'. Metallurgical and Mining Industry*, no. 1–2, pp. 46–53 [in Russian].
16. Opryshko, L.V., Golovniak, T.V. (2012). Influence of ferrite grain size on heart resistance characteristics of carbon steel boiler tubes. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv. Metal science & Treatment of metals*, no. 3, pp. 15–20 [in Ukrainian].

Received 19.08.2019

Анотація

Л.В. Опришко, зав. відділенням «Матеріалознавства, експертизи та технології виробництва труб та виробів з чорних і кольорових металів і сплавів», зав. лабораторією «Матеріалознавства та технології виробництва труб та виробів для теплової і атомної енергетики»,
e-mail: liudmila.opryshko@gmail.com
Т.В. Головняк, зав. сектором «Експертних досліджень металопродукції з чорних і кольорових металів і сплавів», e-mail: tatyana.golovniak@gmail.com

Державне підприємство «Науково-дослідний та конструкторсько-технологічний інститут трубної промисловості ім. Я.Ю. Осади» (ДП «НДТІ»), Дніпро, Україна

Якість металу котельної трубної заготовки виробництва ПАТ «Дніпровський металургійний комбінат»

В статті наведено результати виконаних за актуальними стандартами і методиками комплексних досліджень якісних показників металу котельних гарячекатаних трубних заготовок, що виготовлені ПАТ «Дніпровський металургійний комбінат» із злитків безперервного розливання сталі 20 двох плавов киснево-конверторної виплавки. Результати цих досліджень дозволили оцінити спроможність діючої на цьому підприємстві технології отримувати якісну трубну заготовку для виготовлення котельних труб, що призначені для парових котлів та трубопроводів з високими і надкритичними параметрами пару. Встановлено, що діюча на заводі технологія виплавки та розливання сталі повністю не забезпечує виготовлення котельних трубних заготовок в відповідності з вимогами нормативної документації та потребує подальшого дослідження і вдосконалення. В макроструктурі металу трубних заготовок виявлено осьову ліквіацію та світлу смужку (контур), ступень розвитку яких перевищувала встановлені норми, а також неприпустиме точкове забруднення крайове. Встановлено, що наявність в металі заготовки точкового забруднення крайового, поряд з неметалевими включеннями, що перевищують норми, призводять до утворення в металі труб неприпустимих розшарувань по розкатаним забрудненням.

Характерна особливість макроструктури металу досліджених гарячекатаних трубних заготовок – наявність залишків литої структури, які негативно впливають на формування необхідної мікроструктури металу труб, що виготовляють з цих заготовок, та відповідно – на їх службові властивості. Показано необхідність збільшення норм відбору проб від котельних гарячекатаних трубних заготовок виробництва ПАТ «Дніпровський металургійний комбінат», а також потребу введення раніше не використовуваних в нормативній документації норм зі ступеня розвитку залишків литої структури в макроструктурі металу заготовок.

Отримані результати досліджень мають важливе наукове та практичне значення. Вони послужили основою для розробки сучасних технічних умов на котельну гарячекатану трубну заготовку із вуглецевої сталі виробництва ПАТ «Дніпровський металургійний комбінат», а також – для розробки та впровадження на цьому підприємстві заходів з вдосконалення

технології виробництва котельних трубних заготовок, з урахуванням вимог розроблених технічних умов. Це дозволить ПАТ «Дніпровський металургійний комбінат» виготовляти якісну конкурентоздатну трубну заготовку та знизить дефіцит в Україні котельної трубної заготовки із вуглецевої сталі.

Ключові слова

Злиток безперервного розливання, котельна трубна заготовка, макроструктура, осьова ліквіація, точкове забруднення крайове, залишки литої структури, жароміцність, технологічна пластичність.

Summary

L.V. Opryshko, Head of the Department for Materials Science, Expertise and Technologies for the Production of Tubes and Products from Ferrous and Non-Ferrous Metals and Alloys, Head of the Laboratory for Materials Science and Technologies for the Production of Tubes and Products for Thermal and Nuclear Power Engineering, e-mail: liudmila.opryshko@gmail.com
T.V. Golovniak, Head of the Sector for Expert Studies of Metal Products from Ferrous and Non-ferrous Metals and Alloys, e-mail: tatyana.golovnyak@gmail.com

State Enterprise "Ya. Ye. Osada Scientific Research Tube Institute" (State Enterprise "SRTI"), Dnipro, Ukraine

Quality of metal of the boiler tube billets manufactured by PJSC "Dneprovsky Iron & Steel Integrated Works"

The article presents results of comprehensive studies of qualitative indicators of metal of the hot-rolled tube billets manufactured by PJSC "Dneprovsky Iron & Steel Integrated Works" from continuously cast ingots of '20' steel grade taken from 2 heats of oxygen-converter smelting. The studies were performed according to current standards and methods. The results of these studies have made it possible to assess ability of the production technology used at this enterprise to produce high-quality tube billets for the manufacture of boiler tubes designed for steam boilers and pipelines operating at high and supercritical steam parameters. It has been established, that the current steelmaking and casting technology used at the Works does not fully ensure the manufacture of boiler tube billets in accordance with requirements of regulatory documents and requires further study and improvement. Axial segregation and a light band (contour) were revealed in the macrostructure of metal of the tube billets the degree of development of which exceeded the established norms, as well as unacceptable edge point pollution. It was established that presence of the edge point pollution along with non-metallic inclusions in the billet metal exceeding the established norms result in formation of unacceptable laminations in locations of the contaminants expanded by rolling the tube metal.

Metal macrostructure of the hot-rolled tube billets under study features presence of cast structure residues negatively affecting formation of the proper microstructure of metal of the boiler tubes manufactured from these billets and, accordingly, the tube service properties. The necessity of increasing norms of sampling from hot-rolled continuously cast tube billets manufactured by PJSC "Dneprovsky Iron & Steel Integrated Works" as well as the necessity of introducing requirements to the degree of development of the cast structure residues observed in the metal macrostructure of these billets previously not used in regulatory documents were shown.

The obtained study results are of great scientific and practical value. They have served as a basis for development of a modern Technical Specification for hot-rolled carbon steel boiler tube billets manufactured by PJSC "Dneprovsky Iron & Steel Integrated Works" as well as for working out and implementation of measures to improve the technology of production of boiler tube billets at this enterprise taking into account requirements of the developed Technical Specification. This will allow PJSC "Dneprovsky Iron & Steel Integrated Works" to produce competitive high-quality tube billets and reduce shortage of the carbon steel tube billets in Ukraine.

Keywords

Continuously cast billet, boiler tube billet, macrostructure, axial segregation, point edge pollution, residues of cast structure, heat resistance, processing plasticity.

А.В. Харченко¹, канд. техн. наук, ст. науч. сотр., доц. кафедры металлургии,
e-mail: odds@i.ua, <https://orcid.org/0000-0003-3717-3872>, Web of Science ResearcherID: S-8907-2017

Р.В. Синяков², канд. техн. наук, ст. науч. сотр, начальник отдела конвертерного производства, e-mail: rvsr@ukr.net,
<https://orcid.org/0000-0003-4910-4444>

Н.В. Личконенко¹, ст. преподаватель кафедры металлургии, e-mail: nvlichkon75@ukr.net,
<https://orcid.org/0000-0002-7960-061X>, Web of Science ResearcherID: AAA-2713-2020

¹Инженерный институт Запорожского национального университета (Запорожье, Украина)

²Технологическая компания «Мин Цинь» (Пекин, КНР)

Вторичное электротермическое легирование и рафинирование низколегированной стали

В работе приведены схема установки и результаты исследований нового способа внепечной обработки стали, основанного на смещении равновесия в системе «металл-шлак-газ» под действием электрического заряда, приложенного к жидкому шлаку – вторичного электротермического легирования и рафинирования (ВЭЛР). Термодинамическое моделирование ВЭЛР на основе метода химических потенциалов Гиббса подтверждает высокую эффективность данного процесса и хорошо согласуется с полученными ранее результатами экспериментальных исследований. В зависимости от полярности электрического заряда, приложенного к шлаку, ВЭЛР может применяться как собственно для раскисления-легирования и десульфурации, так и для окислительного рафинирования и обезуглероживания жидкой стали. В работе выполнено исследование влияния удельного заряда шлака на давление газовой фазы, содержание примесей и легирующих элементов в процессе вторичного электротермического легирования и рафинирования низколегированной стали. Определены основные параметры ВЭЛР для технологических операций раскисления, легирования, десульфурации, дефосфорации, а также окислительного рафинирования и обезуглероживания жидкой стали. Для легирования стали щелочноземельными металлами технология ВЭЛР позволяет использовать металлургические шлаки вместо дефицитной порошковой проволоки, что, в свою очередь, способствует получению конкурентоспособной стали с минимальными затратами. В отличие от других методов внепечного легирования и рафинирования технология ВЭЛР имеет ряд преимуществ, в числе которых возможность частичной утилизации конвертерных и доменных шлаков, значительное уменьшение загрязнения стали неметаллическими включениями в процессе обработки, уменьшение выбросов и дымообразования, высокая экономическая эффективность.

Ключевые слова: сталь, легирование, рафинирование, заряд шлака, термодинамика, кальций, магний.

Введение. Вопрос о возможности использования технологии вторичного электротермического легирования и рафинирования стали (ВЭЛР) неоднократно возникал при анализе распределения серы между металлом и шлаком в процессе электрошлакового переплава постоянным током. Так, в работе [1] было показано, что коэффициент распределения серы $(S)/[S]$ изменялся более чем в два раза при изменении полярности приложенного к электродам напряжения. Однако отсутствие адекватных физико-химических моделей многокомпонентных систем «металл-шлак-газ» не позволяло эффективно управлять данным процессом и оставляло лишь эм-

пирические возможности для разработки отдельных технологических приемов, не выходящих за рамки данного металлургического агрегата, данной технологии выплавки, заданной марки стали и заданного состава шлака. Термодинамическое моделирование системы «металл-шлак-газ» с применением метода химических потенциалов Гиббса [2, 3] позволило разработать теоретические основы и технологию ВЭЛР.

В ряде работ по результатам теоретических и экспериментальных исследований были изложены возможности ВЭЛР по эффективному легированию и рафинированию жидкой стали [4–8]. Было показано, что использование метода ВЭЛР для

легирования низколегированной стали в модернизированных установках печь-ковш позволяет получить следующие основные преимущества:

1. Экономия дорогостоящих ферросплавов, синтетических шлаков и порошкообразных модификаторов.
2. Возможность утилизации рядовых конвертерных, мартеновских и доменных шлаков.
3. Возможность проведения десульфурации и дефосфорации без введения реагентов, повышающих содержание неметаллических включений.
4. Возможность введения в расплав высокоактивных легирующих добавок с максимальной степенью усвоения.
5. Уменьшенное газовыделение и пылеобразование по сравнению с существующими методами легирования и раскисления стали.

Одной из технологических особенностей ВЭЛР является существенное уменьшение массы шлака по ходу позитивного процесса, то есть процесса, в котором электрический заряд шлака является положительным. Как показывают теоретические расчеты, этот эффект сопровождается не только переходом анионов в металл, но и образованием газовой фазы при увеличении заряда шлака выше некоторого порогового уровня. Повышенный заряд шлака позволяет не только понизить содержание серы, кислорода и неметаллических включений в металле до сверхнизких величин, но и получить модифицированную сталь с высоким содержанием кальция и магния. Как известно, в абсолютном большинстве марок стали содержание этих элементов не регламентируется и фактически не превышает тысячных долей процента.

При проведении экспериментальных исследований [5] фиксировалось уменьшение массы шлака и интенсивное газообразование, однако вопрос о массе, давлении и составе газовой фазы оставался открытым. Следует отметить, что газообразование препятствует интенсификации позитивного процесса ВЭЛР и способствует уменьшению его эффективности, поскольку из шлака в газовую фазу уходят и безвозвратно теряются ценные легирующие элементы, такие как марганец, кальций и магний.

При рассмотрении влияния заряда шлака на процесс ВЭЛР возникает также вопрос о выборе подходящей удельной величины универсальной независимой переменной. Представляется целесообразным выбрать в качестве таковой отношение заряда шлака, выраженное в Фарадеях, к числу молей шлака. Поскольку один Фарадей (F) равен заряду одного моля электронов, то переменная, выбранная таким образом, будет показывать число элементарных зарядов, приходящихся на один атом (ион) шлака, с соответствующим знаком. Такая переменная в дальнейшем будет именоваться удельным зарядом шлака, обозначаться как q и иметь размерность $F/\text{моль}$.

Схема простейшей установки ВЭЛР приведена на рис. 1 [4, 9]. На жидкий шлак 3 через графитированные электроды специальной формы 5 подается постоянное напряжение от источника 6. Предполагается, что металл в печи-ковше постоянно перемешивается путем продувки инертным газом.

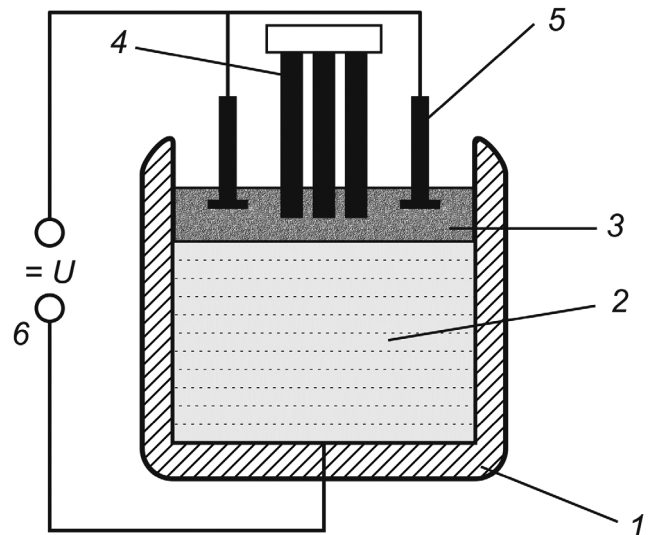


Рис. 1. Принципиальная схема ВЭЛР: 1 – кожух установки печь-ковш; 2 – расплав металла; 3 – жидкий шлак; 4 – электроды подогрева; 5 – электроды ВЭЛР; 6 – источник постоянного напряжения

Постановка задачи исследования. В работе ставится задача выполнить термодинамическое моделирование системы металл-шлак-газ в процессе ВЭЛР с учетом возможного газовыделения; определить массу, давление и состав газовой фазы; разработать технологию уменьшения потерь легирующих элементов при увеличении положительного заряда шлака; определить основные параметры ВЭЛР для низколегированных сталей.

Методика проведения экспериментов. В качестве объекта исследования выбрали раскисненную жидкую сталь марок 09Г2С, 12ГС и 30ГС при температуре 1600 °С, покрытую слоем равновесного шлака. Массу металла принимали равной 150 т, начальную массу шлака – 1,5 т. В составе печного шлака содержалось 20 % FeO, 20 % SiO₂, 10 % MnO, 45 % CaO, 3 % MgO, 1,5 % Al₂O₃, 0,3 % S и 0,2 % P₂O₅. Такой состав шлака является типичным для шлака окончания конвертерной плавки. Кроме того, вдобавок к низколегированным сталям, исследовали углеродистый полупродукт состава: 0,05 % C, 0,001 % Si, 0,12 % Mn, 0,035 % S, 0,015 % P. Такой же полупродукт использовали для получения низколегированных сталей.

Результаты исследований. Как видно на рис. 2, при изменении величины удельного заряда шлака q для каждой из рассматриваемых марок стали существует область спокойного металла с полным отсутствием газовыделения. Эта область расширяется при повышении внешнего давления. Данный факт может рассматриваться как очевидный элемент технологии уменьшения потерь анионов в газовой фазе при положительном процессе. При повышении удельного заряда шлака свыше 1 $F/\text{моль}$ кривые давления ведут себя сходным образом для всех марок стали, выходя на горизонтальный участок при 180 кПа. Это означает, что повышением внешнего давления до 200 кПа можно добиться полного подавления газовыделения.

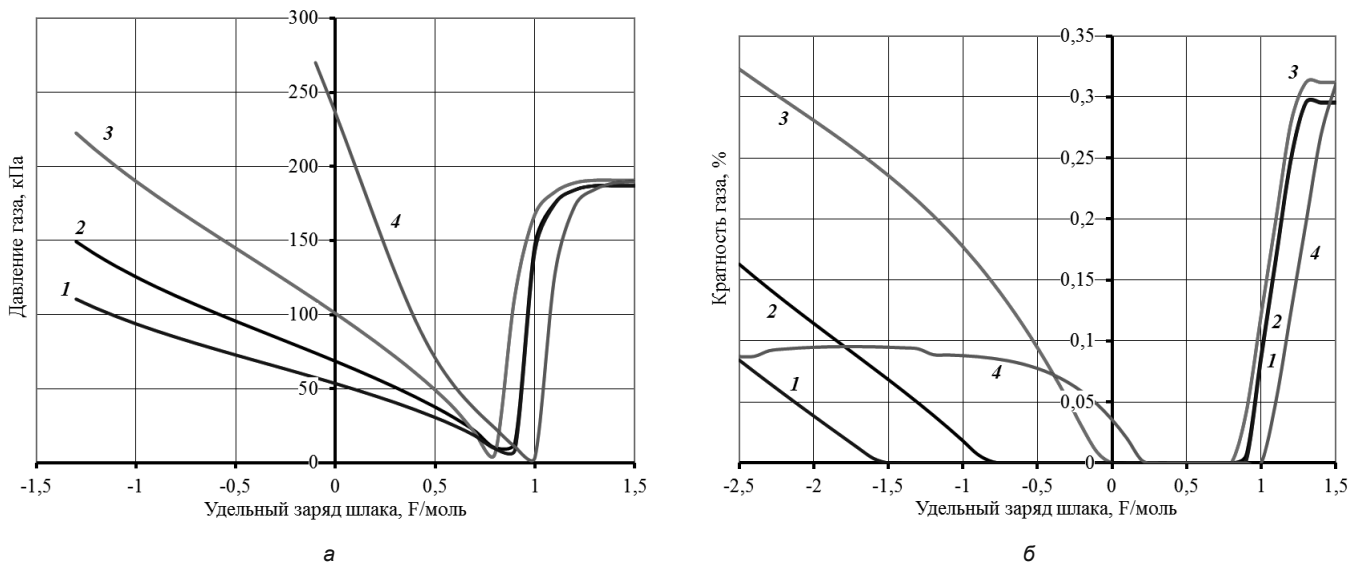


Рис. 2. Влияние удельного заряда шлака на давление (а) и кратность (б) газовой фазы: 1 – 09Г2С; 2 – 12ГС; 3 – 30ГС; 4 – полупродукт

Все кривые на рис. 2, а имеют характерные минимумы в интервале $q = 0,75-1,0$ F/моль, при которых жидкий металл приобретает устойчивость к вакуумированию, что важно учитывать при рафинирующих переплавах в вакууме с применением постоянного тока и наведением шлака. При снижении внешнего давления ниже значений на кривых начинается выделение газовой фазы, как видно на рис. 2, б. В суммарном давлении газовой фазы преобладает парциальное давление СО в левой ветви каждой кривой и парциальное давление паров Са и Mg в правой ее части.

Придание шлаку отрицательного заряда позволяет провести окислительное рафинирование, которое сопровождается переходом катионов кислорода в металл и встречным переходом анионов, в том числе фосфора, в шлак. При таком негативном процессе наблюдается увеличение массы шлака за счет окисления железа и других примесей. Кроме того, образуется газовая фаза с преобладанием СО в ре-

зультате окисления углерода в жидком металле. На рис. 3 показано изменение содержания углерода в стали при окислительном рафинировании в негативном процессе ВЭЛР. Для всех исследуемых сталей эта величина монотонно уменьшается при увеличении отрицательного удельного заряда до $-4,5$ F/моль. Горизонтальные участки кривых соответствуют упругости образования СО ниже внешнего атмосферного давления (100 кПа), когда выделение газовой фазы еще не началось.

В отличие от традиционного способа ввода щелочноземельных металлов в сталь в виде дорогостоящей порошковой проволоки с помощью трайбаппаратов технология ВЭЛР позволяет использовать для этого кальций и магний, содержащиеся в металлургических шлаках.

На рис. 4 и 5 показано влияние положительного заряда шлака на содержание кальция и магния в стали.

Очевидно, что относительно высокое парциальное давление паров кальция не позволяет получить высокое его содержание в стали при обычном атмосферном давлении, так что 0,04 % Са является пределом для всех исследуемых марок стали (рис. 4, а). Повышение внешнего давления до 200 кПа оказывается достаточным, чтобы довести содержание кальция в стали до 0,30–0,35 %, как видно на рис. 4, б. В этом случае большая часть кальция шлаковой фазы переходит не в газовую фазу, а в металл.

Следует отметить практически линейную зависимость содержания кальция от удельного заряда шлака на восходящих участках кривых при повышенном давлении. Это создает возможность надежного управления требуемым содержанием кальция в стали от следов до верхнего предела 0,35 %. Для дальнейшего увеличения содержания кальция в стали необходимо увеличивать долю СаО в шлаке и массу самого шлака.

Если содержание кальция в стали с увеличением положительного заряда шлака монотонно растет от весьма малых значений до верхнего предела, то со-

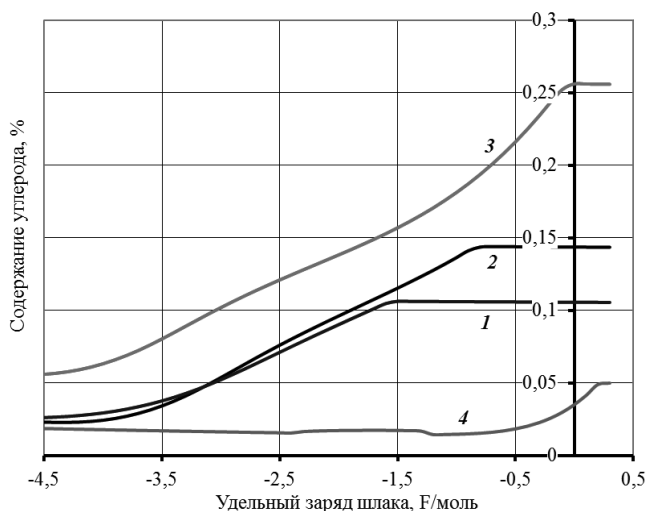
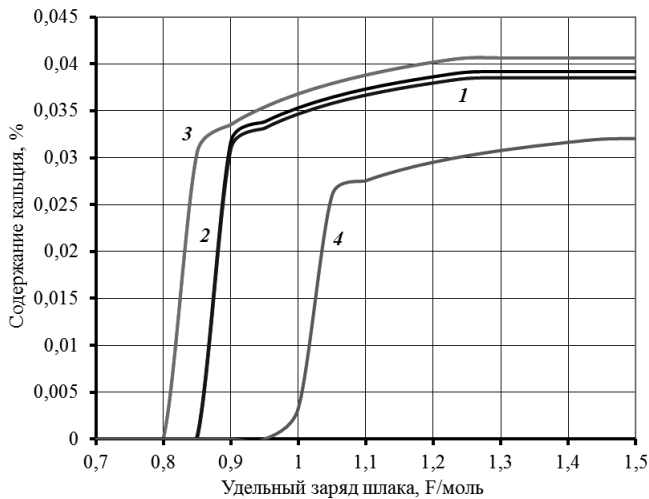
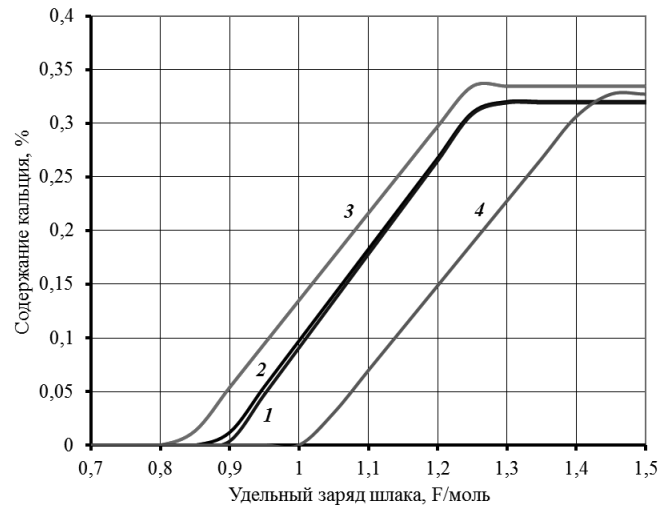


Рис. 3. Влияние удельного заряда шлака на содержание углерода в стали: 1 – 09Г2С; 2 – 12ГС; 3 – 30ГС, 4 – полупродукт



а



б

Рис. 4. Влияние удельного заряда шлака на содержание кальция в стали при внешнем давлении 100 кПа (а) и 200 кПа (б): 1 – 09Г2С; 2 – 12ГС; 3 – 30ГС; 4 – полупродукт

держание магния проходит через максимумы 0,020–0,026 %, приблизительно соответствующие минимальным давлениям образования газовой фазы, как видно на рис. 5, а. При дальнейшем увеличении заряда шлака содержание магния заметно уменьшается и стабилизируется на уровне 0,01 % при $q > 1,25$ F/моль. Это связано с тем, что часть магния уходит в газовую фазу. Повышение внешнего давления до 200 кПа практически устраняет максимум на кривых (рис. 5, б), но не увеличивает максимальное содержание магния в стали. Для получения стали с более высоким содержанием магния необходимо увеличивать долю MgO в шлаке.

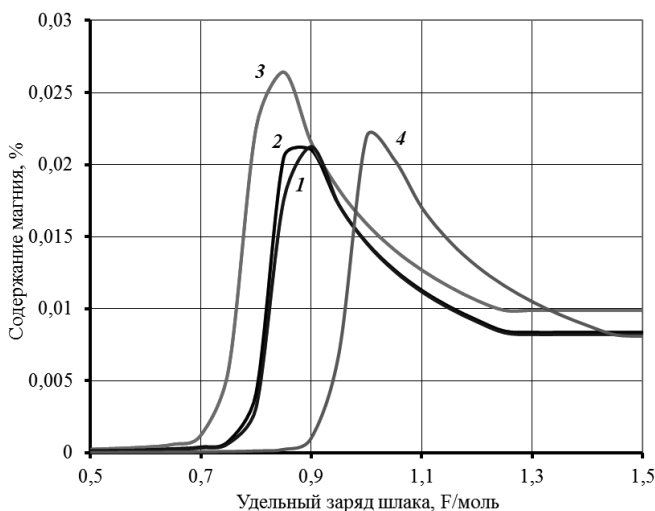
Интересно отметить, что модифицированную сталь с высоким содержанием кальция и магния и сверхнизким содержанием серы и кислорода можно получить даже с использованием нелегированного полупродукта и конвертерного шлака.

На рис. 6, а проиллюстрировано, что как в позитивном, так и в негативном процессе можно добиться

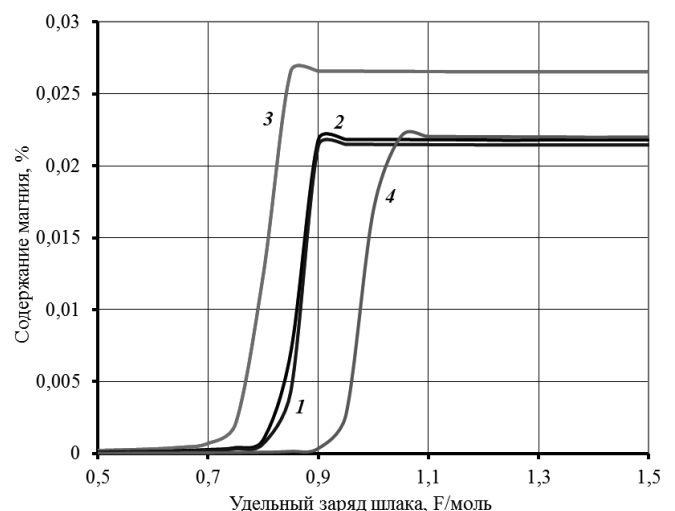
существенного снижения содержания серы; кислород удаляется только в позитивном процессе (рис. 6, б).

В позитивном процессе наблюдается переход катионов кислорода и серы в шлак в результате смещения равновесия в подсистеме металл-шлак. В негативном процессе снижение содержания серы возможно за счет увеличения массы шлака и его сульфидной емкости. Однако после негативного процесса следует скачивать насыщенный примесями шлак и далее проводить позитивный процесс с новым шлаком для удаления из металла избыточного кислорода.

Теоретически с помощью ВЭЛР можно практически полностью удалить серу и кислород из металла за счет эффективного смещения равновесия в системе металл-шлак-газ. Однако при насыщении шлака кислородом и серой шлаковая фаза становится термодинамически нестабильной, и может начаться ее испарение раньше, чем произойдет полное удаление серы. Вопрос о термодинамической устойчивости



а



б

Рис. 5. Влияние удельного заряда шлака на содержание магния в стали при внешнем давлении 100 кПа (а) и 200 кПа (б): 1 – 09Г2С; 2 – 12ГС; 3 – 30ГС; 4 – полупродукт

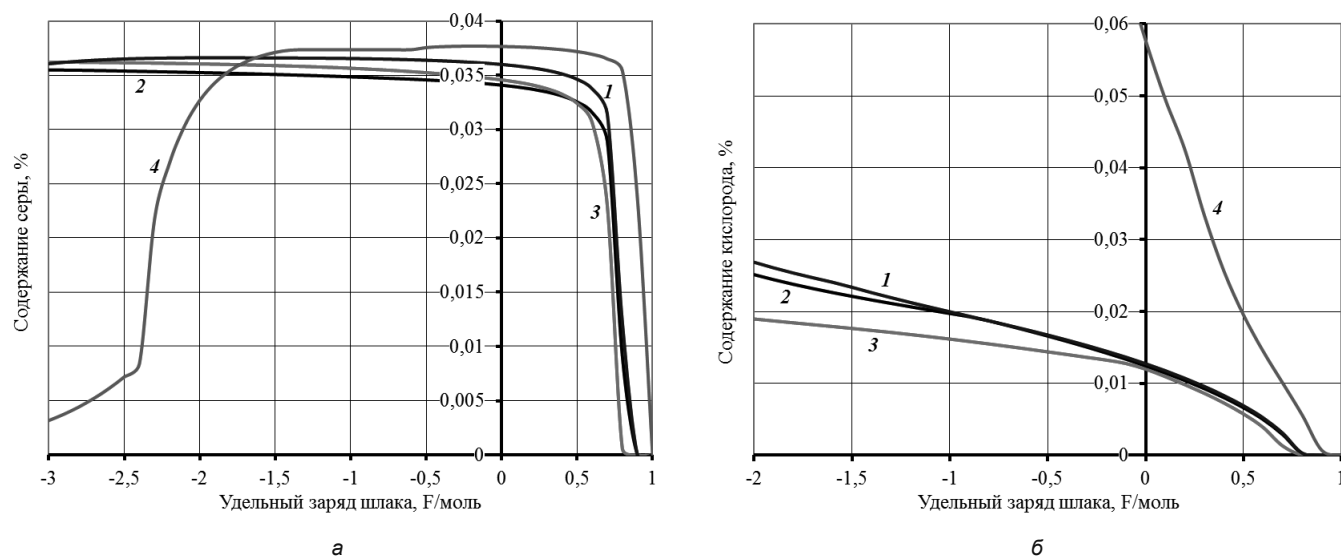


Рис. 6. Влияние удельного заряда шлака на содержание серы (а) и кислорода (б) в стали: 1 – 09Г2С; 2 – 12ГС; 3 – 30ГС; 4 – полупродукт

Основные параметры ВЭЛР при различных технологических операциях

Технологическая операция	Удельный заряд шлака, F/моль	Оптимальные параметры*) шлака и металла	Достижимый результат
Раскисление	0,4...0,5	$\leq 20 \%$ (FeO)	$\leq 0,003 \%$ [O]
Окислительное рафинирование, обезуглероживание	-4,5...-2,0	$\geq 0,1 \%$ [C]	$\leq 0,03 \%$ [C] $\leq 0,005 \%$ [Si]
Десульфурация	0,6...0,8	$\leq 20 \%$ (FeO), $\leq 0,3 \%$ (S)	$\leq 0,003 \%$ [S]
Дефосфорация	-2,0...-1,5	$\leq 0,2 \%$ (P_2O_5), $\leq 0,1 \%$ [Si]	$\leq 0,005 \%$ [P]
Легирование Mn, Si, Cr, Al	0,5...0,8	$\leq 20 \%$ (FeO), $\geq 10 \%$ (MnO), (SiO_2), (Cr_2O_3), $\geq 5 \%$ (Al_2O_3)	$\Delta[Mn] = 0,15...0,30 \%$ $\Delta[Si] = 0,10...0,50 \%$ $\Delta[Cr] = 0,15...0,30 \%$ $\Delta[Al] = 0,01...0,10 \%$
Легирование Ca, Mg	0,8...1,2	$\leq 20 \%$ (FeO), $\geq 20 \%$ (CaO), $\geq 5 \%$ (MgO)	0,035...0,35 % [Ca] 0,020...0,030 % [Mg]

*) Оптимальные параметры шлака и металла требуют корректировки применительно к другим маркам стали

неэлектронейтральной шлаковой фазы достаточно сложен и требует отдельного исследования, в том числе рассмотрения функции стабильности ψ , введенной Люписом [10].

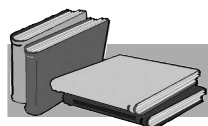
В таблице приведены основные параметры ВЭЛР при различных технологических операциях, в том числе удельный заряд шлака, оптимальные параметры шлака и металла и достигаемый результат.

Выводы

Термодинамическое моделирование ВЭЛР на основе метода химических потенциалов Гиббса подтверждает высокую эффективность данного процесса и хорошо согласуется с полученными ранее результатами экспериментальных исследований. В зависимости от полярности электрического заряда, приложенного к шлаку, ВЭЛР может применяться как

собственно для раскисления-легирования и десульфурации, так и для окислительного рафинирования и обезуглероживания жидкой стали.

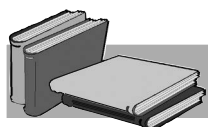
Установлено, что в процессе ВЭЛР увеличение как положительного, так и отрицательного удельного заряда шлака по абсолютной величине приводит к образованию газовой фазы, объем выделения которой зависит от внешнего давления. При атмосферном давлении в позитивном процессе значительная часть кальция уходит в газовую фазу, что не позволяет получить его содержание в стали свыше 0,04 %. Повышение внешнего давления до 200 кПа при удельном заряде шлака $q \geq 1$ F/моль увеличивает верхний предел содержания кальция в стали до 0,35 %. Для легирования стали щелочноземельными металлами технология ВЭЛР позволяет использовать металлургические шлаки вместо дорогостоящей порошковой проволоки.



ЛІТЕРАТУРА

1. Дакуорт У.Э., Хойл Г. Электрошлаковый переплав. М.: Металлургия, 1973. 192 с.
2. Харченко А.В., Синяков Р.В., Личконенко Н.В. Применение метода химических потенциалов Гиббса в черной металлургии. *Зб. наукових праць ЗДІА. Металургія*. 2017. Вип. 2 (38). С. 20–25.
3. Харченко А.В., Синяков Р.В. Термодинамическая модель многокомпонентной жидкой шлаковой фазы. *Зб. наукових праць ЗДІА. Металургія*. 2016. Вип. 2 (36). С. 16–22.
4. Харченко А.В., Личконенко Н.В., Горяйнова Н.В. Вторичное легирование и рафинирование стали в установках пещ-ковш. *Зб. наукових праць ЗДІА. Металургія*. 2012. Вип. 1 (26). С. 17–21.
5. Харченко А.В., Лаптев Д.А., Лупол Д.А. и др. Экспериментальные исследования технологии вторичного электротермического легирования и рафинирования. *Зб. наукових праць ЗДІА. Металургія*. 2014. Вип. 1 (31). С. 30–35.
6. Харченко А.В., Кириченко А.Г., Белокоп Ю.А. и др. Термодинамика и кинетика процесса вторичного электротермического легирования и рафинирования металла. *Металургія: наукові праці Запорізької державної інженерної академії*. 2015. Вип. 1 (33). С. 9–13.
7. Харченко А.В., Личконенко Н.В. Вторичное электротермическое легирование и рафинирование металла с участием газовой фазы. *Зб. наукових праць ЗДІА. Металургія*. 2016. Вип. 1 (35). С. 9–13.
8. Харченко А.В., Синяков Р.В. Вторичное электротермическое легирование и рафинирование стали. *Зб. наукових праць XV Всеукраїнської науково-практичної конференції «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра»*, КПІ ім. Ігоря Сікорського, 11.04.2017, Київ. С. 1208–1218.
9. Патент України № 132087. МПК: C21C 7/06 (2016.01), u201809172. Спосіб позапічної обробки сталі / О.В. Харченко, Р.В. Синяков, С.А. Воденніков, Н.В. Лічконенко; заявл. 06.09.2018; опубл. 11.02.2019, Бюл. № 3. 5 с.
10. Люпис К. Химическая термодинамика материалов. М.: Металлургия, 1989. 503 с.

Надійшла 10.10.2019



REFERENCES

1. Duckworth, W.E., Hoyle, G. (1973). Electroslag Refining. Moscow: Metallurgiya, 192 p. [in Russian].
2. Kharchenko, A.V., Sinyakov, R.V., Lichkonenko, N.V. (2017). Application of the Gibbs method of chemical potentials in ferrous metallurgy. *Metallurgy: Proceedings of Zaporizhzhya State Engineering Academy*, iss. 2 (38), pp. 20–25 [in Russian].
3. Kharchenko, A.V., Sinyakov, R.V. (2016). Thermodynamic model of a multicomponent liquid slag phase. *Metallurgy: Proceedings of Zaporizhzhya State Engineering Academy*, iss. 2 (36), pp. 16–22 [in Russian].
4. Kharchenko, A.V., Lichkonenko, N.V., Goryainova, N.V. (2012). Secondary alloying and refining of steel in ladle furnace units. *Metallurgy: Proceedings of Zaporizhzhya State Engineering Academy*, iss. 1 (26), pp. 17–21 [in Russian].
5. Kharchenko, A.V., Laptev, D.A., Lupol, D.A. et al. (2014). Experimental studies of the technology of secondary electrothermal alloying and refining. *Metallurgy: Proceedings of Zaporizhzhya State Engineering Academy*, iss. 1 (31), pp. 30–35 [in Russian].
6. Kharchenko, A.V., Kirichenko A.G., Belokon, Yu.A. et al. (2015). Thermodynamics and kinetics of the process of secondary electro-thermal alloying and metal refining. *Metallurgy: Proceedings of Zaporizhzhya State Engineering Academy*, iss. 1 (33), pp. 9–13 [in Russian].
7. Kharchenko, A.V., Lichkonenko, N.V. (2016). Secondary electro-thermal alloying and refining of a metal with the participation of the gas phase. *Metallurgy: Proceedings of Zaporizhzhya State Engineering Academy*, iss. 1 (35), pp. 9–13 [in Russian].
8. Kharchenko, A.V., Sinyakov, R.V. (2017). Secondary electro-thermal alloying and refining of steel. *Proceedings of XV All-Ukrainian Scientific-Practical Conference "Special metallurgy: yesterday, today, and tomorrow"*, KPI im. Igor Sikorsky, 04/11/2017, Kyiv, pp. 1208–1218 [in Russian].
9. Kharchenko, O.V., Sinyakov, R.V., Vodennikov, S.A., Lichkonenko, N.V. (2019). Method of out-of-furnace steel processing. Ukrainian Patent no. 132087, MPK: C21C 7/06 (2016.01), u201809172. State Register of Patents Ukraine on the useful model 02/11/2019, zaivl. 06.09.2018; opubl. 11.02.2019, Biul. no. 3, 5 p. [in Ukrainian].
10. Lupis, K. (1989). Chemical thermodynamics of materials. Moscow: Metallurgiya, 503 p. [in Russian].

Received 10.10.2019

Анотація

О.В. Харченко¹, канд. техн. наук, ст. наук. співр., доц. кафедри металургії, e-mail: odds@i.ua, <https://orcid.org/0000-0003-3717-3872>, Web of Science ResearcherID: S-8907-2017

Р.В. Синяков², канд. техн. наук, ст. наук. співр., начальник відділу конвертерного виробництва, e-mail: rvsr@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0003-4910-4444>

Н.В. Лічконенко¹, ст. викладач кафедри металургії, e-mail: nvlichkon75@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0002-7960-061X>, Web of Science ResearcherID: AAA-2713-2020

¹Інженерний інститут Запорізького національного університету (Запоріжжя, Україна)

²Технологічна компанія «Мін Цинь» (Пекін, КНР)

Вторинне електротермічне легування і рафінування низьколегованої сталі

В роботі наведено схему установки і результати досліджень нового способу позапічної обробки сталі, заснованого на зміщенні рівноваги в системі «метал-шлак-газ» під дією електричного заряду, прикладеного до рідкого шлаку – вторинного електротермічного легування та рафінування (ВЕЛР). Термодинамічне моделювання ВЕЛР на основі методу хімічних потенціалів Гіббса підтверджує високу ефективність даного процесу і добре узгоджується з отриманими раніше результатами експериментальних досліджень. Залежно від полярності електричного заряду, прикладеного до шлаку, ВЕЛР може застосовуватися як власне для розкислення-легування і десульфурзації, так і для окислювального рафінування та зневуглицювання рідкої сталі. У роботі виконано дослідження впливу питомого заряду шлаку на тиск газової фази, вміст домішок і легуючих елементів в процесі вторинного електротермічного легування та рафінування низьколегованої сталі. Визначено основні параметри ВЕЛР для технологічних операцій розкислення, легування, десульфурзації, дефосфорації, а також окислювального рафінування та зневуглицювання рідкої сталі. Для легування стали лужноземельними металами технологія ВЕЛР дозволяє використовувати металургійні шлаки замість дефіцитного порошкового дроту, що, в свою чергу, сприяє отриманню конкурентоспроможної сталі з мінімальними витратами. На відміну від інших методів позапічного легування та рафінування технологія ВЕЛР має ряд переваг, в числі яких можливість часткової утилізації конвертерних і доменних шлаків, значне зменшення забруднення сталі неметалевими включеннями в процесі обробки, зменшення викидів і димоутворення, висока економічна ефективність.

Ключові слова

Сталь, легування, рафінування, заряд шлаку, термодинаміка, кальцій, магній.

Summary

A.V. Kharchenko¹, PhD (Engin.), Senior Research Scientist, Associate Professor at the Department of Metallurgy, e-mail: odds@i.ua, <https://orcid.org/0000-0003-3717-3872>, Web of Science ResearcherID: S-8907-2017
R.V. Sinyakov², PhD (Engin.), Senior Research Scientist, Head of Converter Production Department, e-mail: rvsr@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0003-4910-4444>
N.V. Lichkonenko¹, Senior Lecturer at the Department of Metallurgy, e-mail: nvlichkon75@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0002-7960-061X>, Web of Science ResearcherID: AAA-2713-2020

¹*Engineering Institute of Zaporizhzhia National University (Zaporizhzhia, Ukraine)*

²*Ming Xing Technology Company (Beijing, China)*

Secondary electrothermal alloying and refining of low-alloyed steel

The paper presents unit general scheme and research results for a new method of out-of-furnace steel processing based on an equilibrium shift in the metal-slag-gas system under the action of an electric charge applied to liquid slag – secondary electrothermal alloying and refining (SEAR). Thermodynamic modeling of SEAR based on the Gibbs method of chemical potentials confirms the high efficiency of this process and is in good agreement with the experimental results obtained previously. Depending on the polarity of the electric charge applied to the slag, SEAR can be used both for deoxidation, alloying, and desulfurization, as well as for oxidative refining and decarburization of liquid steel. The study reveals the influence of the specific charge of slag on the pressure of the gas phase, the content of impurities and alloying elements in the process of secondary electrothermal alloying and refining of low-alloyed steel. The main parameters of SEAR for technological operations of deoxidation, alloying, desulfurization, dephosphorization, and also oxidative refining and decarburization of liquid steel are determined. For alloying steel with alkaline earth metals, the SEAR technology allows the use of metallurgical slag instead of scarce flux-cored wire, which, in turn, contributes to the production of competitive steel with minimal cost. Unlike other methods of out-of-furnace alloying and refining, SEAR technology has several advantages, including the possibility of partial utilization of converter and blast furnace slag, a significant reduction in pollution by non-metallic inclusions during processing, reduction of emissions and smoke generation, and high economic efficiency.

Keywords

Steel, alloying, refining, slag charge, thermodynamics, calcium, magnesium.

Развитие идеологии построения калибровок инструмента для холодной прокатки труб из сплавов на основе титана

Статья посвящена освещению вопросов калибровки и стойкости деформирующего инструмента станов холодной прокатки труб (ХПТ) при производстве труб из титановых сплавов. Проанализировано состояние и тенденции методов построения калибровок для холодной прокатки труб из сплавов на основе титана. Рассмотрены основные типы калибровок, их преимущества и недостатки, а также задачи, которые ставятся перед современными калибровками. Отмечены выводы и рекомендации, имеющие прямое отношение к улучшению качества холоднокатаных труб именно из титановых сплавов путем повышения точности их размеров. Рассмотрены данные о влиянии величины развалки на точность прокатываемых труб на станах ХПТ. В ходе анализа было проведено сравнение калибровок, основанное на геометрии поперечного сечения эллипса и овала Кассини. Выделенные преимущества овала Кассини позволяют улучшить точность поперечного сечения прокатываемых труб и предоставить широкие возможности по распределению обжатий при проектировании калибровок. Это позволяет рекомендовать овал Кассини к использованию в качестве профиля поперечного сечения калибров. Рассмотрена актуальность замкнутых решений при качественном анализе влияния планируемых технологических режимов процесса холодной прокатки труб на выбор ширины ручья калибров. Выполнены исследования зависимости объемов прокатанных труб из титановых сплавов от износостойкости калибров станов ХПТ. Определены зависимости износостойкости калибров от объемов прокатанных труб из титановых сплавов, что продемонстрировало наглядное влияние химического состава материала калибров на их износостойкость в ходе работы. Полученные в ходе исследования результаты позволили сделать ряд важных выводов по возможности развития методик построения калибровок рабочего инструмента станов ХПТ и предложить рекомендации по повышению износостойкости калибров при холодной прокатке труб из сплавов на основе титана.

Ключевые слова: трубы, титан, сплавы, холодная прокатка труб, калибровка прокатного инструмента, овал Кассини, износостойкость калибров.

Калибровка рабочего инструмента станов холодной пильгерной прокатки труб (ХПТ) является основополагающим элементом технологии производства высокоточных труб из титановых сплавов. При этом под калибровкой инструмента станов ХПТ обычно понимают определение размеров и формы ручьев калибров и оправок, их профилирование. Задание калибровки состоит в обеспечении заданного распределения обжатия металла по длине рабочего конуса прокатываемой трубы в очаге деформации. При этом необходимо определить, во-первых, профиль ручья калибров, который может быть выполнен в виде постоянной или переменной конусности при линейно-конусном или криволинейном профиле оправки, во-вторых, выбрать параметры изменения профиля ручья калибров в поперечных сечениях по всей длине очага деформации от заготовки до прокатанной трубы вдоль конуса деформации. Этими параметрами являются форма ручья по гребню ка-

либра (в виде дуги окружности, эллипса и др.), величина развалки ручья, угол выпуска, форма кривой выпуска, степень тесноты ручья и др. Каждый из этих параметров в отдельности, а также в сочетании с действием других параметров, существенно влияет на качество прокатываемых труб. Особую роль они играют при производстве холоднокатаных труб из специальных труднодеформируемых сталей и сплавов, в частности сплавов на основе титана.

Вопросам калибровки рабочего инструмента станов ХПТ посвящены десятки, а может быть и сотни исследований, выполненных на разных этапах развития теории и технологии пильгерной прокатки труб [1–5 и др.]. Детально проанализировать результаты, выводы и рекомендации всех работ не представляется возможным из-за ограничений по объему текста данной статьи. Поэтому отметим лишь выводы и рекомендации, не вызывающие возражений с теоретической точки зрения, подтвержденные

производственной практикой и имеющие прямое отношение к улучшению качества холоднокатаных труб именно из титановых сплавов путем повышения точности их размеров [6].

В получившей широкое распространение и признание книге [2] рассмотрены различные подходы к выбору профиля ручья вдоль оси холодной прокатки труб на станах ХПТ при использовании конусных оправок. Калибровка ручья по методу Я.Е. Осады строится исходя из условия соблюдения изначально заданного изменения относительных деформаций по длине рабочего конуса. В основу графо-аналитического метода расчета калибровки ручья, предложенного в развитие подхода Я.Е. Осады, положено условие соблюдения падающего режима относительных деформаций по толщине стенки трубы вдоль рабочего конуса. Методика П.К. Тетерина расчета калибровки гребня ручья основана на принципе уменьшения абсолютных обжатий по длине очага деформации (хода клетки). В основу метода профилирования ручья калибров, разработанного Ю.Ф. Шевакиным, так же, как и в методе Я.Е. Осады, положен принцип изменения относительных деформаций по длине ручья, но уточняется зависимость (линейная или логарифмическая) изменения деформаций. В методе Первоуральского Новотрубного завода (НТЗ) относительная деформация уменьшается по мере увеличения упрочнения металла в процессе прокатки.

Метод НТЗ профилирования гребня ручья калибров стана ХПТ рационально дополнить более строгой по сравнению с приведенной в [2] зависимостью предела текучести металла от степени деформации и учетом изменения его температуры при прокатке труднодеформируемых сталей и сплавов, что весьма важно при определении технологии производства труб из сплавов на основе титана. Учитывая нынешние возможности компьютерной техники, увеличение громоздкости уравнений, используемых в связи с включением в расчет температурных эффектов, не создает непреодолимых трудностей решения. Отметим, что методика НТЗ была одной из первых, в которой предпринята попытка непосредственно в расчетах профиля ручья калибров учесть изменения сопротивления деформации металла при прокатке труб на станах ХПТ.

Для условий теплой (при температурах 150–300 °С) прокатки труб с увеличенными обжатиями за проход была разработана калибровка КТП (калибровка для теплой прокатки), предусматривающая увеличение конусности профиля ручья в зоне редуцирования и смещение обжатий к началу обжимной зоны [4, с. 123].

В монографии [4, с. 115–157] названные выше методики отнесены к калибровкам первого и второго поколения. Их недостаток состоит, прежде всего, в использовании при определении профиля гребня ручья эмпирических коэффициентов, которые в большинстве случаев применимы лишь к некоторым конкретным условиям производства холоднокатаных труб. А главное различие состоит в том, какому принципу удовлетворяет убывание относительных де-

формаций по длине обжимной зоны – в соответствии со снижением пластичности прокатываемого металла или исходя из условия обеспечения постоянства силы прокатки. Убывание относительных деформаций по длине очага деформации может выбираться также исходя из какого-либо другого рационального подхода. При анализе этих методов калибровки складывается впечатление, что применяя различные кривые, согласно которым изменяется профиль ручья калибров, авторы стремились обеспечить постоянство силы прокатки по ходу клетки стана ХПТ и тем самым исключить влияние непостоянства упругих деформаций клетки и валкового узла на точность прокатываемых труб.

Калибровки третьего поколения предусматривают криволинейную форму развертки гребня ручья и криволинейную форму образующей оправки. К третьему поколению отнесены [4, с. 138] калибровки КПО (калибровка пропорциональных обжатий) и калибровка фирмы Mannesmann-Meeg. Согласно данным, приведенным в книге [4], эти калибровки способствуют будто бы меньшему упрочнению (наклепу) металла по длине рабочего конуса и, следовательно, позволяют увеличить степень деформации за проход, например, при прокатке труб из стали ШХ-15 до 75 % и даже более.

Отмеченное в экспериментах влияние характера распределения обжатий по диаметру и толщине стенки трубы в очаге деформации при прокатке на упрочнение (наклеп) деформированного металла пока не получило однозначной трактовки, объяснения. Видимо, наблюдаемый эффект [4, с. 141–143] обусловлен различной степенью проработки структуры прокатываемого металла при одинаковой относительной степени деформации (вытяжке), но в различном соотношении величин обжатия трубы по диаметру и толщине стенки, которое определяется в том числе и профилем ручья калибров стана ХПТ. Можно ожидать, что эта тема послужит предметом более глубокого материаловедческого исследования.

Применительно к прокатке труб из сплавов на основе титана можно сделать следующее заключение в отношении методов профилирования калибров и оправок станов ХПТ. Известные методы определения профиля гребня ручья калибров базируются на сформулированных П.Т. Емельяненко научных положениях проектирования ручья калибров при пильгерной прокатке труб на станах ХПТ. Авторы всех известных методов расчета ширины калибров станов ХПТ исходят из выдвинутого П.Т. Емельяненко постулата, что ширина ручья калибра должна быть равной диаметру ручья в сечении, отстоящем от рассматриваемого сечения на расстоянии, соответствующего объему подачи металла перед рабочим ходом клетки. Разумеется, что речь идет о подаче перед прямым ходом клетки. Частные решения, предложенные названными выше и многими другими учеными, представляют различные варианты подхода П.Т. Емельяненко с использованием разных кривых, описывающих распределение обжатий по длине рабочего конуса, введением приемлемых допущений,

упрощений и поправочных коэффициентов, установленных экспериментально. При этом авторы предлагаемых методик профилирования калибров станов ХПТ ставили, как правило, разные цели.

Например, стремились достичь соответствия профиля калибров изменению свойств деформируемого металла, обеспечить условие постоянства силы прокатки, повысить производительность процесса прокатки за счет увеличения степени деформации трубы (заготовки) за проход, улучшить точность прокатываемых труб и др. Большинство из названных методов калибровки имеют право на жизнь. Нет причин отдавать предпочтение на все возможные случаи какому-то одному методу калибровки, несмотря на его достоинства или недостатки. Ведь выбор метода расчета калибровок для использования в промышленности на конкретном заводе зависит от производственных условий (сортамента и требований к продукции, набора станов ХПТ разных типоразмеров и конструкций, многих других факторов).

Многие разработчики методов построения калибровок для прокатки труб на станах ХПТ понимают и понимают, что положенный в основу профилирования калибров метод П.Т. Емельяненко при всех его несомненных достоинствах не учитывает свойства прокатываемого металла. При использовании этого метода получается, что параметры профилей калибров и оправок являются одинаковыми для прокатки труб из труднодеформируемых сплавов и, скажем, из свинца. Дело даже не в том, что сила прокатки труб из стали и свинца будет различной и, соответственно, не одинаковыми будут упругие деформации рабочего инструмента и прокатной клетки. Главное – это необходимо помнить и учитывать, что пластическое течение в продольном и поперечном направлениях при деформировании разных, а иногда даже одних и тех же металлов, но с отличающейся структурой (размеров и формой зерен, частиц второй фазы, кристаллографической текстурой и т. д.), часто неодинаково.

Причина такого явления состоит в так называемой «нормальной пластической анизотропии» металлов [7, с. 83].

Коэффициент нормальной пластической анизотропии, как известно, характеризует различие в свойствах металла, измеренных в нормальном и параллельном плоскости образца направлениях. Он определяется отношением деформаций по ширине и толщине образца при его растяжении. Образцы, вырезанные из одной и той же стали, при растяжении могут удлиняться за счет утонения или путем уменьшения их ширины в зависимости от структуры. Классическим примером здесь является процесс глубокой вытяжки деталей из тонколистовой стали 08Ю. В зависимости от формы зерен феррита и кристаллографической текстуры стали во время штамповки из нее, например, цилиндрических колпачков при испытаниях по методу Свифта, металл может деформироваться по-разному – с образованием фестонов или без них. Аналогично при холодной пильгерной прокатке труб из титановых α и β сплавов, имеющих

разную структуру и свойства, пластическое течение металла может быть различным в продольном и поперечном направлениях. Этот аспект требует детального исследования не только применительно к производству холоднокатаных труб из сплавов на основе титана, а и для развития теории пильгерной прокатки в целом.

При производстве высокоточных труб не менее важной и сложной задачей является определение формы поперечного профиля ручья калибров. В работе [4, с. 150, 157] справедливо отмечено, что методика расчета развала калибров является предметом «know-how» разработчиков калибровок. Особое значение ширина калибров станов ХПТ приобретает при производстве холоднокатаных труб с высокими требованиями к точности размеров диаметра и толщины стенки [8–9], в частности, труб из сплавов на основе титана [6]. Ширина ручья калибров при прокатке определяет возможность течения деформируемого металла в продольном и окружном направлениях и поэтому влияет на точность прокатываемых труб. В монографиях [1–5] и многих других публикациях отмечается, что недостаточная ширина ручья калибров может приводить к дефектам «закат» и «закусывание» металла прокатываемых труб. С другой стороны, чрезмерная ширина ручья калибров увеличивает их разностенность, а также может вызывать трещинообразование и ухудшение микрорельефа поверхности труб, особенно из малопластичных сталей и сплавов. Для предупреждения названных дефектов необходимо при прокатке уменьшать величину подачи, что соответственно снижает производительность станов, повышает себестоимость труб. Отмеченные аспекты выбора оптимальной ширины ручья калибров известны. Но они представляют «вершину айсберга» в рассматриваемой теме, которая гораздо сложнее связана с технологией холодной прокатки труб.

Следует согласиться с мнением авторов работ [4–5, 10–13 и др.], что известные формулы для расчета ширины калибров станов ХПТ не всегда отвечает современным требованиям производственного процесса. Развитие машиностроения, авиастроения, судостроения и других отраслей промышленности потребовало разработки и освоения новых сталей и сплавов специального назначения, в том числе, новых сплавов на основе титана, производство холоднокатаных труб из которых заметно усложнилось. Кроме того, в связи с усовершенствованием конструкции станов и вспомогательного оборудования базовая технология холодной прокатки труб заметно продвинулась вперед по сравнению со временем, когда классические решения [1–3 и др.] были предложены. Многие известные формулы для расчета ширины и формы калибров станов ХПТ получены при принятии ряда упрощений и допущений, погрешность от внесения которых не оценена. Сказанное в полной мере касается и предложенных эмпирических коэффициентов, введенных для приближения полученных решений к реальным условиям производства. Ныне повсеместная компьютеризация расчетов исключила

необходимость существенного упрощения решений из-за громоздкости исходных аналитических выражений. Однако замкнутые решения и конечные формулы не потеряли своей актуальности при качественном анализе влияния планируемых технологических режимов процесса холодной прокатки труб на выбор ширины ручья калибров станов ХПТ.

Формула Я.Е. Осады, построенная на базе предложенного П.Т. Емельяненко принципа, имеет вид [1, с. 274]:

$$B = D + 2 \cdot \frac{\sqrt{t_x + 2V_y(tg\gamma_x - tg\alpha_x)} - t_x}{tg\gamma_x - tg\alpha_x} \cdot tg\gamma_x, \quad (1)$$

где B_x , D_x , t_x – ширина калибра, диаметр и толщина стенки трубы в контрольном сечении; V_y – объем подачи; α_x , γ_x – углы конусности ручья калибра и оправки. Индекс «х» обозначает координату рассматриваемого сечения рабочего конуса.

Удельный объем подачи V_y определяется [5, с. 206] формулой:

$$V_y = \frac{R_3 + r_3}{R_x + r_x} \cdot m t_3,$$

где R_3 и r_3 – наружный и внутренний радиусы заготовки; R_x и r_x – соответственно те же радиусы рабочего конуса в рассматриваемом сечении; t_3 – толщина стенки заготовки; m – величина подачи.

В условиях, когда величина $tg\alpha$ близка к нулю ($tg\alpha \rightarrow 0$) или когда $tg\gamma \approx tg\alpha$, что наблюдается на предкалибровочном или калибровочном участках рабочего конуса при применении оправок с криволинейной образующей, формула (1) упрощается и принимает удобный для анализа вид [10]:

$$B_x = D_x + 2m \frac{R_3 + r_3}{R_x + r_x} \cdot \frac{t_3}{t_x} \cdot tg\gamma_x. \quad (2)$$

Заметим, что по структуре формула (2) подобна формуле (65), приведенной в книге [2, с. 211]. Выражение

$$\frac{R_3 + r_3}{R_x + r_x} \cdot \frac{t_3}{t_x} = \mu_x$$

представляет собой коэффициент вытяжки в сечении x , равный отношению площади поперечного сечения исходной заготовки к площади поперечного сечения рабочего конуса прокатываемой трубы в сечении x .

Выражение (2) легко преобразуется в зависимость $\frac{B_x}{D_x}$ от размеров заготовки, а также от радиуса R_x и толщины стенки t_x прокатываемой трубы в сечении x и угла конусности ручья калибров в этом сечении:

$$\frac{B_x}{D_x} = 1 + m \cdot \frac{2R_3 t_3 - t_3^2}{2R_x^2 t_x - R_x t_x^2} \cdot tg\gamma. \quad (3)$$

Анализ формул (2) и (3) приводит к бесспорному заключению, что относительная величина развала калибров должна возрастать прямо пропорционально величине подачи, которую планируют применять

при прокатке $\frac{B_x}{D_x}$ труб, и тангенсу угла конусности образующей ручья калибров $tg\gamma$. Кроме того,

в работе [9] отмечено, что поскольку произведение $(R_3 + r_3)t_3$ для конкретного сортамента труб есть величина постоянная, то при неизменности других условий отношение находится в обратной зависимости от R_x и t_x . Это значит, что чем больше R_x и t_x отли-

чаются от R_3 и $\frac{B_x}{D_x} t_3$, тем относительная величина

развала калибров в сечении x должна быть большей. То есть, чем большее обжатие будет получать заготовка по диаметру и толщине стенки, тем развал калибров на соответствующих участках рабочего конуса должен быть большим, независимо от конусности ручья калибров и планируемой подачи при прокатке. Вполне логичным является вывод, что величина обжатия трубы по диаметру влияет сильнее.

Касательно количественных рекомендаций, то согласно [1, с. 276, 279], выбирать ширину ручья калибров следует исходя из условий деформации прокатываемой трубы в зоне ее редуцирования. При этом в сечении, соответствующем началу ручья, ширину калибра рекомендуется устанавливать в 1,015 раза большей диаметра трубной заготовки. В монографиях [2, с. 210–212] и [4, с. 164–166] приводятся более сложные математические выражения для определения формы и размеров поперечного сечения ручья калибров, учитывающие, в частности, величину упругой деформации системы «клеть-валки» и износ ручья по его ширине и глубине. Предлагаются эмпирические коэффициенты, уточняющие расчеты ширины ручья по длине рабочего конуса прокатываемой трубы. Однако предполагаемые коэффициенты для учета вынужденного уширения деформируемого металла и износа калибров имеют настолько большой диапазон величин (от 1,80 до 1,05), что целесообразность их применения вызывает сомнение. Авторы [4] считают, что известные формулы не дают приемлемые для практического использования значения ширины ручья калибров. Именно поэтому производители холоднокатаных труб из сплавов на основе титана свои разработки в этой теме не раскрывают.

Эффективность поперечного профиля калибров станов ХПТ с позиций уменьшения разностенности прокатываемых труб зависит не только от правильно выбранной ширины ручья, но также и от его формы в поперечном сечении. При этом основными параметрами ручья калибра, характеризующими его форму, являются профиль по гребню ручья, чаще всего в виде дуги эллипса или образованный одной, двумя дугами окружностей [4–5, 11 и др.], угол выпуска и линия выпуска (круглая или «по прямой»). Согласно данным работы [1, с. 278], угол выпуска ручья калибров обычно составляет 15–20°. Достаточно подроб-

но применяемые на практике формы ручья калибров станок ХПТ рассмотрены в работах [4, с. 165–170; 5, с. 64–70; 11 и др.]. В монографии [4] подчеркивается, что в недалеком прошлом большинство трубных заводов имели в своем составе шлифовальные станки, позволявшие выполнять ручей калибров только эллипсоидной формы с выпусками по радиусу. В настоящее время предприятия уже оснащены станками с числовым программным управлением (ЧПУ), обеспечивающими воспроизводство расчетного профиля ручья калибров любой формы с точностью до $\pm 0,02$ мм. В этой связи весьма перспективным представляется выполнение ручья калибров с овальным профилем заданной формы в поперечном сечении.

С точки зрения обеспечения высокой точности прокатываемых труб, особенно из сплавов на основе титана, склонных к трещинообразованию при прокатке, эллипсную форму ручья калибров нельзя признать оптимальной. Вследствие эллипсности ручья калибров при многократном повороте прокатываемых на станах труб происходит многообразный изгиб-разгиб трубы в очаге деформации. Из-за такого чередования сжимающих и растягивающих деформаций приповерхностные слои прокатываемого металла претерпевают дополнительное упрочнение. Пластичность его исчерпывается, в результате чего могут возникать микротрещины на внутренней поверхности труб. Правильно выбранная овальная форма ручья калибров должна существенно уменьшить знакопеременный изгиб прокатываемой трубы в очаге деформации. Кроме того, в случае овальной формы ручья калибра можно ожидать некоторого изменения в благоприятном направлении течения деформируемого металла.

Известно, что эллипс представляет собой плоскую кривую второго порядка, состоящую из множества точек, сумма расстояний которых от фокусов эллипса постоянна и равна длине его большей оси. Использование малого количества точек для задания геометрии эллипса, при изготовлении калибров на станках с ЧПУ, может привести к нарушению формы эллипса и, как следствие, к искажению параметров калибровки. С другой стороны, использование большого количества контрольных точек усложняет расчеты и изготовление калибров. Так, при поперечном сечении ручья калибров в виде эллипса необходимо балансировать между громоздкостью расчетов и точностью выполнения заданного профиля калибров. Овал Кассини, например, математически и графически выражается в виде выпуклой замкнутой кривой четвертого порядка, состоящей из множества точек, произведение которых от двух ее фокусов постоянно. То есть, эллипс – это кривая постоянной суммы расстояний до двух фиксированных точек (полюсов). Овал Кассини – кривая, являющаяся геометрическим местом точек, произведение расстояний от которых до двух фиксированных точек (фокусов) постоянно. В уравнении этой кривой содержится два независимых параметра: c – половина расстояния между фокусами и a – корень квадратный из произведения расстояний от фокусов до любой точки кривой. С

точки зрения формы овала существенно отношение параметров a и c , но не их величины. Применительно к использованию овала Кассини при построении профиля ручья калибров необходимо учитывать, что кривая становится овалом, а именно выпуклой замкнутой кривой, при условии

$$0 < \frac{c}{a} \leq \frac{1}{\sqrt{2}},$$

то есть при

$$a \geq c\sqrt{2}.$$

Следует заметить, что при $c = 0$, то есть когда полюса совмещаются, овал Кассини вырождается в окружность. При профилировании калибров диаметр этой окружности в первом приближении можно принимать равным наружному диаметру прокатываемой трубы в рассматриваемом сечении очага деформации.

Достоинство профилирования калибров с использованием овала Кассини состоит еще и в том, что эта кривая обеспечивает плавный переход от дна ручья до его реборд. В этом случае форма ручья и форма выпусков описываются одной кривой, определяющей тесноту ручья калибра и характер течения металла в окружном и продольном направлениях очага деформации. Рекомендации по выбору оптимальных величин параметров овала Кассини при соответствующем профилировании ручья калибров станок ХПТ пока в технической литературе не приведены. Однако можно ожидать позитивные результаты исследований в этом направлении.

Анализируя результаты исследований влияния конусности гребня ручья калибров на возникновение трещин на внутренней поверхности труб из малопластичных металлов, в том числе из титановых сплавов, которые проявляют склонность к трещинообразованию, следует обратить внимание на статью [14]. В этой работе на примере холодной прокатки труб из сталей ОХ18Н10Т, 12Х18Н10Т, 12Х18Н9, ЭП-350 из заготовки, отношение толщины стенки к диаметру которой находится в пределах 0,05–0,12 (это основной сортament холоднокатаных труб из указанных сталей), показано, что главным фактором, определяющим образование трещин, является утолщение стенки на участке редуцирования в очаге деформации. При этом уменьшение дробности деформации, обеспечиваемое увеличением подачи в процессе прокатки, и снижение конусности ручья калибров ослабляют опасность образования трещин на внутренней поверхности труб. Согласно результатам работы [14], трещины на внутренней поверхности труб из сталей аустенитного класса и ЭП-350 образуются, если на участке редуцирования в очаге деформации стенка трубы утолщалась в 1,18–1,25 раза. Эти данные относительно эффекта дробности деформации должны служить в некотором смысле ограничением при производстве холоднокатаных труб из сплавов на основе титана с высокими требованиями к точности их размеров, поскольку увеличение дробности деформации при прокатке уменьшает разностенность труб.

Изложенный анализ и сделанные выводы относятся к решению прямой задачи, а именно, к проектированию калибровки в том числе, расчету ширины ручья калибров для прокатки из заготовки радиусом R_3 с толщиной стенки t_3 готовых труб заданного размера при регламентированных принятой на предприятии технологией величинах подачи, а значит, дробности деформации, скорости прокатки (количества двойных ходов клетки стана ХПТ в единицу времени). В частности, при производстве труб из сплавов на основе титана величину подачи на станах ХПТ-75 обычно устанавливают равной ~ 10 мм, поскольку на станах этого типоразмера прокатывают толсто-стенные трубы. На станах ХПТ-55 – равной ~ 5 мм, ХПТ-32 – равной ~ 3 мм. При прокатке труб из сплавов на основе титана, характеризующихся отношением $t_3/D \geq 0,05$, на практике рекомендуется применять подачу 5 мм, а при $t_3/D \leq 0,05$ – 3 мм. При заданных размерах заготовки и готовых труб суммарная степень деформации металла известна априори. Этой исходной информации достаточно для расчета по выбранной методике профиля ручья калибров, величины их развалки, а также конусности оправки и изготовления согласно расчетным данным рабочего инструмента для прокатки труб конкретного размера.

В производственных условиях, однако, нередко возникает обратная задача. Состоит она в том, что при наличии на предприятии комплекта профилированных калибров и оправки стана ХПТ для прокатки из заготовки конкретного размера труб заданных размеров необходимо определить режимы прокатки, которые будут гарантировать необходимую точность размеров труб и обеспечивать другие требуемые показатели качества готовой продукции. Такая обратная задача сводится прежде всего к определению величины подачи при холодной прокатке труб. Решение ее путем определения из уравнений (1)–(3) зависимости величины подачи m , как функции входящих в эти уравнения переменных, приводит к громоздким выкладкам. Поэтому рассчитывать приемлемое значение m проще методом подбора подходящей величины. Кроме того, на производстве иногда в готовом комплекте рабочего инструмента меняют оправку для прокатки труб того же диаметра, но с другой толщиной стенки. В этом случае параметры оправки (диаметр, конусность) подбирают под профиль ручья имеющихся в наличии калибров и под заказанную толщину стенки готовых труб. Такой подход применим в случае, если различие в толщинах стенки прокатываемых труб не превышает 35–50 %.

Затрагивая вопрос профилирования выпусков ручья калибров, следует сослаться на работы [5, 11], в которых приведены заслуживающие внимания обширные экспериментальные данные. Исходная предпосылка при проведении исследований, результаты которых изложены в этих публикациях, состоит в том, что разностенность труб, прокатанных на станах ХПТ, является результатом протекания двух процессов – раскатки (уменьшения) исходной разностенности заготовки и возникновения во время прокатки новой, наведенной разностенности труб. По

данным, приведенным в статье [11], доля наведенной разностенности в суммарной поперечной разностенности составляет 2–5 %. Но эти значения следует рассматривать как ориентировочные, поскольку со времени их определения прошло много времени, за которое существенно усовершенствованы технология и конструкции станов холодной прокатки труб. Неоднозначным является также вывод о том, что «с увеличением вытяжки и увеличением подачи способность стана исправлять разностенность уменьшается». Действительно в таких случаях наведенная при прокатке разностенность возрастает. Но, если увеличение вытяжки происходит при возрастании степени деформации заготовки, то разностенность прокатанных труб будет уменьшаться. С выводом о том, что при подаче и повороте прокатываемой трубы в обоих (переднем и заднем) положениях клетки стана КРВ разностенность уменьшается, следует согласиться. Практика свидетельствует, что такое технологическое решение позволяет уменьшить поперечную разностенность в $\sim 1,5$ раза по сравнению с общепринятым режимом – подачей перед прямым ходом клетки и поворотом перед ее обратным ходом.

Результаты исследований влияния формы профиля ручья калибра в поперечном сечении на разностенность труб из титанового сплава Gr2 приведены в работах [5, с. 66–70; 11]. Показано, что при прокатке на стане ХПТ-32 труб $28 \times 3,2 \rightarrow 19,05 \times 2,3$ мм их разностенность была меньшей в случае использования калибра с профилем ручья, образованным дугами окружностей с двумя радиусами («с выпуском по радиусу»), чем при профиле ручья, образованном эллипсами («по эллипсу»). Однако различие в разностенности 5,7 % и 6,1 % не является значительным. В этих же работах исследовано влияние величины угла 30 и 60° развалки профиля ручья калибров на точность труб из названного титанового сплава при прокатке на стане ХПТ-32 труб по маршруту $25 \times 4,1 \rightarrow 5,1 \times 24$ мм. Результаты производственных экспериментов показали, что разностенность труб при прокатке в калибрах с развалкой 30° была меньшей на 2,58 %, чем при калибрах с развалкой 60°. Авторами этих работ были выполнены также заслуживающие внимания эксперименты по прокатке труб размером $30 \times 3,5 \rightarrow 16,08 \times 1,9$ мм из титанового сплава Gr2 при изменении угла развалки ручья калибров вдоль конуса деформации от 60° в начале ручья до 25° в зоне калибровки. Несмотря на то, что однозначных результатов относительно влияния фактора изменения развалки ручья калибров на разностенность прокатанных в этих экспериментах труб не получено, направление исследований следует признать перспективным.

Оптимизируя величину угла выпуска ручья калибров, необходимо обратить внимание на прозвучавшее в статье [12] предложение устанавливать этот угол в зависимости от степени деформации по диаметру прокатываемой трубы. Предложение было высказано применительно к решению задачи повышения точности труб, прокатываемых на станах холодной периодической роликовой прокат-

ки (ХПТР). Но высказанная идея заслуживает изучения также для условий прокатки труб на станах ХПТ. Авторы этой статьи полагают, что при холодной периодической прокатке целесообразно угол поворота трубы выбирать в зависимости от угла выпуска калибров. В частности, на станах ХПТР рекомендовано угол поворота прокатываемой трубы устанавливать равным двойному углу выпуска ручья ролика.

Постоянно совершенствуются не только калибровки станов ХПТ и ХПТР, но и валковопилигримовых и непрерывных станов горячей прокатки труб [8 и др.]. Так, в статье [15] проанализировано состояние и тенденции развития производства холоднокатаных труб из сплавов на основе титана, отмечается, что для прокатки труб на непрерывном раскатном стане ТПА-80 традиционно применяют следующие типы калибров: в первой клетке – овальный со скругленными выпусками; со второй по шестую – круглые со скругленными выпусками; в седьмой и восьмой клетках – овальные. Недостатки этой калибровки заключаются в неравномерности деформаций прокатываемого металла по периметру калибров из-за наличия выпусков. Авторы указанной статьи предложили десятигранную форму калибра в поперечном сечении, которая по их мнению и результатам испытаний обладает преимуществами по сравнению с круглой формой, поскольку обеспечивает меньшую неравномерность деформации прокатываемых труб.

Другой пример. Пилигримовый способ горячей прокатки толстостенных труб большого диаметра по своей сути подобен процессу холодной прокатки труб на станах ХПТ. Совершенствование калибровок валков пилигримовых станов ведется в том же направлении, что и калибров станов ХПТ. Например, в работе [16] сообщается, что для уменьшения неравномерности деформации в поперечном сечении прокатываемой трубы-гильзы профиль калибра пилигримового стана выполняют с переменным углом выпуска. То есть, при выборе калибровок валков пилигримовых станов особое внимание уделяется определению угла и формы выпусков, как и при профилировании калибров станов ХПТ.

Повышение жесткости клетей станов ХПТ последнего поколения [4] положительно сказывается на точности прокатываемых труб. Известны предложения учитывать упругую деформацию прокатных клетей, валковых систем, оправок и калибров станов ХПТ при их профилировании [4, с. 150–157]. Несмотря на полезность этих предложений реализация их сопряжена со значительными трудностями как научного, так и практического плана. Отметим следующее.

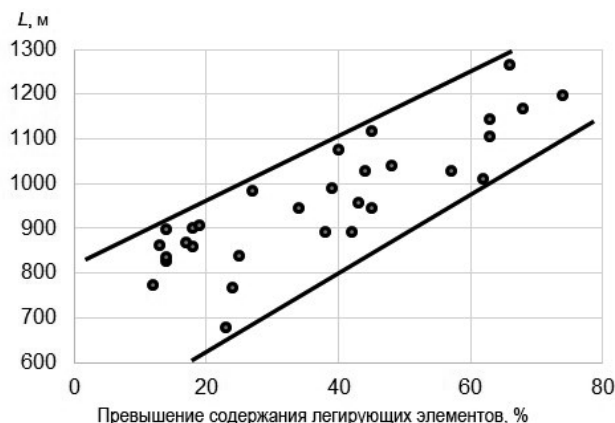
Процесс холодной прокатки труб на станах ХПТ характеризуется пошаговым деформированием прокатываемой заготовки. При этом на каждом шаге, при каждом следующем двойном ходе клетки повторяются обжатия и напряженное состояние металла в очаге деформации, величины упругих деформаций валкового узла, калибров, оправки и непосредственно клетки по мере ее возвратно-поступательных движений (двойных ходов). Поэтому допустимо прогнозировать создание в перспективе систем автоматического ре-

гулирования процесса пильгерной прокатки, которые будут непрерывно отслеживать силу прокатки и возникающие упругие деформации всех узлов стана ХПТ и на основании получаемой информации подстраивать положение нажимных винтов и параметры процесса для минимизации отклонений от нормы размеров прокатываемых труб. При производстве труб из дорогостоящих металлов, какими являются сплавы на основе титана, такое развитие их производства вполне вероятно.

На точность прокатываемых труб существенно влияет износ ручья калибров по их глубине и ширине. Авторы монографии [2, с. 211] подчеркивают необходимость учета этого фактора при проектировании калибровок станов ХПТ. Однако предложенные в монографии рекомендации носят слишком общий характер и поэтому требуют привязки к условиям конкретного производства.

Автором данной статьи выполнены исследования зависимости объемов прокатанных труб из титановых сплавов от износостойкости калибров станов ХПТ. Установлено, что продолжительность эксплуатации калибров и, соответственно, количество труб, прокатанных одной парой калибров, существенно зависят от химического состава стали 60ХФА, из которой они были изготовлены. Согласно ДСТУ 3-009-0, содержание легирующих элементов в стали 60ХФА составляет, %: С (0,55–0,65); Мn (0,5–0,8); Si (0,17–0,37), V (0,1–0,2), Cr (0,8–1,1). На практике содержание этих легирующих элементов в стали изменяется случайным образом в пределах требований ДСТУ 3-009-0 от минимальных значений до максимальных. Такие изменения химического состава стали даже в сравнительно узких диапазонах заметно влияют на износостойкость и продолжительность эксплуатации калибров, а в результате – на точность прокатываемых труб из титановых сплавов. Недостаточная износостойкость калибров нередко приводит к их замене на новые (к перешлифовке) и в целом ухудшает экономические показатели производственного процесса.

На рисунке показана зависимость количества прокатанных метров труб на стане ХПТ-55 из



Зависимость количества (L в метрах) прокатанных труб на стане ХПТ-55 от превышения минимального содержания легирующих элементов в составе стали 60ХФА, из которой изготовлены калибры

титанового сплава от содержания легирующих элементов в стали 60ХФА, из которой были изготовлены калибры. По оси абсцисс на рисунке отложены величины относительной разности между суммарным содержанием легирующих элементов в стали каждой пары калибров и суммой минимальных значений содержания каждого элемента в стали 60ХФА, согласно ДСТУ 3-099-0, выраженной в процентах. Количество метров труб, прокатанных на одной паре калибров, является мерой нагружения калибров за компанию их эксплуатации, до выхода за пределы допустимых размеров профиля и формы их ручья. Подобным образом оценивается износ, например, валков листовых станов [7, с. 113–116; 17].

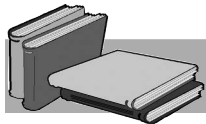
Согласно приведенным на рисунке данным, износостойкость калибров существенно возрастает при увеличении суммарного содержания легирующих элементов в составе стали 60ХФА, из которой калибры были изготовлены. Учитывая эту закономерность, можно рекомендовать ужесточение требований к содержанию легирующих элементов в стали 60ХФА, выплавляемой по ДСТУ 3-009-0 и используемой для изготовления калибров станов ХПТ. При производстве труб из сплавов на основе титана, обусловленное такой рекомендацией удорожание стоимости калибров будет перекрыто положительным эффектом от применения калибров с повышенной износостойкостью.

Решение задачи повышения точности холоднокатаных труб из сплавов на основе титана обеспечи-

вает не только исключение случаев отклонения их размеров за пределы обусловленных стандартами допусков по диаметру и толщине стенки, а и создает предпосылки для массового производства труб в минусовом поле допусков. Количество отгружаемых заказчикам холоднокатаных труб из титановых сплавов измеряется в метрах. При диаметре и толщине стенки труб в минусовом поле допусков их длина в метрах увеличивается. Поскольку холоднокатаные трубы из титановых сплавов стоят дорого, то приращение их метража за счет уменьшения поля допусков приводит к ощутимому экономическому эффекту у производителя этой продукции.

Выводы

Выполненный анализ позволяет утверждать, что резервы повышения точности холоднокатаных труб из титановых сплавов далеко не исчерпаны. В этой теме дальнейшего углубленного исследования заслуживают вопрос влияния структуры и свойств сплавов на их пластическое течение в очаге деформации при пильгерной прокатке, возможности развития методик построения калибровок рабочего инструмента станов ХПТ, направления реализации на этих станах комплекса систем автоматического управления процессом прокатки.

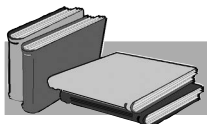


ЛІТЕРАТУРА

1. Орро П.И., Осада Я.Е. Производство стальных тонкостенных бесшовных труб. Харьков – Москва: Metallurgizdat, 1951. 416 с.
2. Кофф З.А., Соловейчик П.М., Алешин В.А., Гриншпун М.И. Холодная прокатка труб. Свердловск: Metallurgizdat, 1962. 430 с.
3. Шевакин Ю.Ф. Калибровка и усилия при холодной прокатке труб. М.: Metallurgizdat, 1963. 269 с.
4. Фролов В.Ф., Данченко В.Н., Фролов Я.В. Холодная пильгерная прокатка труб. Монография. Днепропетровськ: «Пороги», 2005. 255 с.
5. Григоренко В.У., Пилипенко С.В., Головченко О.П. Розвиток методу розрахунку параметрів процесу холодної пильгерної прокатки труб і калібровки інструмента. Дніпропетровськ: «Пороги», 2015. 2127 с.
6. Мищенко А.В. Состояние и тенденции развития производства холоднокатаных труб из сплавов на основе титана. *Металл и литье Украины*. 2019. № 3–4 (310–311). С. 58–68.
7. Мелешко В.И., Чекмарев А.П., Мазур В.Л., Качайлов А.П. Отделка поверхности листа. М.: Metallurgiya, 1975. 272 с.
8. Данченко В.Н., Фролов Я.В. Развитие научных основ процесса холодной и теплой пильгерной прокатки. В сб. «Розвиток теорії процесів виробництва труб». Дніпропетровськ: Системні технології, 2005. С. 134–156.
9. Кузнецов Е.Д. Развитие теории и практики производства прецизионных стальных труб. В сб. «Розвиток теорії процесів виробництва труб». Дніпропетровськ: Системні технології, 2005. С. 232–259.
10. Кузнецов Д.Е. Анализ методов расчета ширины калибров станов ХПТ. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2013. № 5. С. 50–51.
11. Пилипенко С.В. Исследование изменения разностенности труб в ходе прокатки на стане ХПТ. *Сталь*. 2016. № 3. С. 32–37.
12. Король Р.Н., Амиров И.М. Резервы повышения точности и качества труб, прокатанных на станах холодной периодической роликовой прокатки (ХПТР). *Металл и литье Украины*. 2007. № 5. С. 54–59.
13. Фролов Я.В., Дехтярев В.С. Развитие методов расчета калибровки станов ХПТ. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2009. № 2. С. 52–54.

14. Кучеренко В.Р., Хаустов Г.И., Коробочкин И.Ю., Кекух С.Н. Влияние редуцирования на качество внутренней поверхности труб при холодной прокатке. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 1979. № 2. С. 19–20.
15. Овчинников Д.В., Горожанин П.Ю., Бодров А.Ю., Орлов Г.А., Ашканов С.Е. Усовершенствованная калибровка валков непрерывного трубопрокатного стана. *Сталь*. 2014. № 9. С. 50–52.
16. Осадчий В.Я., Сафьянов А.В., Бураков Т.П. и др. Разработка и внедрение технологии производства бесшовных труб на ТПА с пилигримовым станом в валках новых калибровок. *Сталь*. 2016. № 2. С. 38–42.
17. Mazur, V.L., Nogovitsyn, A.V. Theory and Technology of Sheet Rolling. Numerical Analysis and Applications, Boca Raton: CRC Press, 2019. 479 p. URL: <https://www.crcpress.com/Theory-and-Technology-of-Sheet-Rolling-Numerical-Analysis-and-Applications/Mazur-Nogovitsyn/p/book/9780815387060>

Надійшла 01.11.2019



REFERENCES

1. Orro, P.I., Osada, Ya.E. (1951). Production of steel thin-walled seamless pipes. Har'kov – Moscow: Metallurgizdat, 416 p. [in Russian].
2. Koff, Z.A., Solovejchik, P.M., Aleshin, V.A., Grinshpun, M.I. (1962). Cold rolling pipes. Sverdlovsk: Metallurgizdat, 430 p. [in Russian].
3. Shevakin, Yu.F. (1963). Calibration and efforts during cold rolling of pipes. Moscow: Metallurgizdat, 269 p. [in Russian].
4. Frolov, V.F., Danchenko, V.N., Frolov, Ya.V. (2005). Cold pilger tube rolling. Monograph. Dnipropetrovs'k: "Porogi", 255 p. [in Russian].
5. Grigorenko, V.U., Pilipenko, S.V., Golovchenko, O.P. (2015). Rositon to the method of calculation parameters in the process of cold rolling pipe rolling and calibration of the tool. Dnipropetrovs'k: "Porogi", 2127 p. [in Ukrainian].
6. Mishchenko, A.V. (2019). Status and development trends of the production of cold-rolled pipes from titanium-based alloys. *Metal and Casting of Ukraine*, no. 3–4 (310–311), pp. 58–68 [in Russian].
7. Meleshko, V.I., Chekmarev, A.P., Mazur, V.L., Kachajlov, A.P. (1975). Finishing the surface of the sheet. Moscow: Metallurgiya, 272 p. [in Russian].
8. Danchenko, V.N., Frolov, Ya.V. (2005). Development of the scientific foundations of the process of cold and warm pilger rolling. *Rozvytok teorii protsesiv vyrobnytstva trub*. Dnipropetrovs'k: Systemni tekhnologii, pp. 134–156 [in Russian].
9. Kuznetsov, E.D. (2005). Development of the theory and practice of the production of precision steel pipes. *Rozvytok teorii protsesiv vyrobnytstva trub*. Dnipropetrovs'k: Systemni tekhnologii, pp. 232–259 [in Russian].
10. Kuznetsov, D.E. (2013). Analysis of methods for calculating the width of calibers of CPT mills. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*, no. 5, pp. 50–51 [in Russian].
11. Pilipenko, S.V. (2016). The study of changes in the difference in the pipes during rolling at the HPT mill. *Stal'*, no. 3, pp. 32–37 [in Russian].
12. Korol', R.N., Amirov, I.M. (2007). Reserves of improving the accuracy and quality of pipes rolled on cold periodic rolling mills (HPTR). *Metal and Casting of Ukraine*, no. 5, pp. 54–59 [in Russian].
13. Frolov, Ya.V., Dekhtiarev, V.S. (2009). Development of methods for calculating calibration of HPT mills. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*, no. 2, pp. 52–54 [in Russian].
14. Kucherenko, V.R., Haustov, G.I., Korobochkin, I.Yu., Kekukh, S.N. (1979). The effect of reduction on the quality of the inner surface of pipes during cold rolling. *Metallurgical and mining industry*, no. 2, pp. 19–20 [in Russian].
15. Ovchinnikov, D.V., Gorozhanin, P.Yu., Bodrov, A.Yu., Orlov, G.A., Ashkanov, S.E. (2014). Advanced calibration of rolls of a continuous tube mill. *Stal'*, no. 9, pp. 50–52 [in Russian].
16. Osadchii, V.Ya., Safianov, A.V., Burakov, T.P. et al. (2016). Development and implementation of the technology for the production of seamless pipes on TPA with a pilgrim mill in rolls of new calibrations. *Stal'*, no. 2, pp. 38–42 [in Russian].
17. Mazur, V.L., Nogovitsyn, A.V. (2019). Theory and Technology of Sheet Rolling. Numerical Analysis and Applications, Boca Raton: CRC Press, 479 p. URL: <https://www.crcpress.com/Theory-and-Technology-of-Sheet-Rolling-Numerical-Analysis-and-Applications/Mazur-Nogovitsyn/p/book/9780815387060>

Received 01.11.2019

Анотація

О.В. Міщенко, здобувач, e-mail: mishchenkooleksii@gmail.com

Національна металургійна академія України (Дніпро, Україна)

Розвиток ідеології розробки калібровок інструменту для холодної прокатки труб зі сплавів на основі титану

Статтю присвячено висвітленню питань калібровок і стійкості деформуючого інструменту станів холодної прокатки труб (ХПТ) при виробництві труб з титанових сплавів. Проаналізовано стан і тенденції методів побудови калібровок для холодної прокатки труб зі сплавів на основі титану. Розглянуто основні типи калібровок, їх переваги та недоліки, а також завдання, які ставляться перед сучасними калібровками. Відзначено висновки і рекомендації, які мають пряме відношення до поліпшення якості холоднокатаних труб саме з титанових сплавів шляхом підвищення точності їх розмірів. Розглянуто дані про вплив величини розвалки на точність труб, що прокатуються на станах ХПТ. В ході аналізу було проведено порівняння калібровок, засноване на геометрії поперечного перерізу еліпса і овалу Кассіні. Виділені переваги овалу Кассіні дозволяють поліпшити точність поперечного перерізу труб, що прокатуються, і надати широкі можливості по розподілу обтиснень при проектуванні калібровок. Це дозволяє рекомендувати овал Кассіні до використання в якості профілю поперечного перерізу калібрів. Розглянуто актуальність замкнутих рішень при якісному аналізі впливу планованих технологічних режимів процесу холодної прокатки труб на вибір ширини рівчака калібрів. Виконано дослідження залежності обсягів прокатаних труб з титанових сплавів від зносостійкості калібрів станів ХПТ. Визначено залежності зносостійкості калібрів від обсягів прокатаних труб з титанових сплавів, що продемонструвало наочний вплив хімічного складу матеріалу калібрів на їх зносостійкість в ході роботи. Отримані в ході дослідження результати дозволили зробити ряд важливих висновків з можливості розвитку методики побудови калібровок робочого інструмента станів ХПТ і запропонувати рекомендації щодо підвищення зносостійкості калібрів при холодній прокатці труб зі сплавів на основі титану.

Ключові слова

Труби, титан, сплави, холодна прокатка труб, калібрування прокатного інструменту, овал Кассіні, зносостійкість калібрів.

Summary

A.V. Mishchenko, Applicant, e-mail: mishchenkooleksii@gmail.com

National Metallurgical Academy of Ukraine (Dnipro, Ukraine)

Development of the ideology of calibrations of the tool for cold rolling of pipes from alloys based on titanium

The article is devoted to the issues of calibration and durability of the deforming tool of cold rolling tube mill (CRTM) in the production of titanium alloy pipes. The state and tendencies of methods of construction of calibrations for cold rolling of pipes from alloys based on titanium are analyzed. The main types of calibrations, their advantages and disadvantages, as well as the tasks that are set before modern calibrations are considered. Conclusions and recommendations directly related to improving the quality of cold-rolled pipes made of titanium alloys by increasing the accuracy of their dimensions are noted. The data on the influence of the size of the camber on the accuracy of rolled pipes in the CRTM was analyzed. The analysis compared calibrations based on the cross-sectional geometry of the Cassini ellipse and oval. The highlighted advantages of Cassini oval will improve the accuracy of the cross-section of rolled pipes and provide many opportunities for the distribution of crimps in the design of calibrations. This allows the Cassini oval to be recommended for use as a cross-sectional profile of calibres. The relevance of closed solutions in the qualitative analysis of the influence of the planned technological regimes of the cold rolling process of pipes on the choice of the width of the gauges is considered. The investigation of the dependence of the volume of rolled tubes from titanium alloys from wear calibres CRTM was carried out. Dependences of wear resistance of gauge on volumes of rolled pipes from titanium alloys are defined that showed the evident influence of the chemical composition of the material of gauges on their wear resistance during work. The results obtained in the course of the research allowed us to represent a number of important conclusions on the possibility of developing methods for constructing calibrations of working tools of CRTM and to suggest recommendations for improving the wear resistance of calibres during cold rolling of titanium-based alloy pipes.

Keywords

Pipes, titanium, alloys, cold rolling of pipes, calibration of rolling tools, Cassini oval, wear resistance of calibres.

В.А. Гнатуш, канд. техн. наук, незалежний аналітик, e-mail: vgnatush@gmail.com,
<https://orcid.org/0000-0003-0772-686X>

В.С. Дорошенко¹, д-р техн. наук, ст. наук. співр., ст. наук. співр., e-mail: doro55v@gmail.com,
<https://orcid.org/0000-0002-0070-5663>

¹Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

Сучасне застосування металевих сплавів для автомобілебудування

Виробництво транспортних засобів займає чільне місце в глобальній світовій економіці і є переднім краєм конкуренції як економічно розвинутих країн, так і потужних компаній у цій галузі, що належать до найбільш прибуткових в секторі машинобудування. В статті представлено аналіз ринку високоміцних залізобетонних та алюмінієвих сплавів для автомобілебудування з метою подальшого розвитку цієї галузі в Україні. Крім того, автотранспорт підвищеної прохідності потрібен для вирішення оборонних задач. Описано марки і хімічні склади сплавів, які найбільш передові світові компанії застосовують в конструкціях автомобілів. Зменшення використання сталевих прокатів буде компенсуватись збільшенням частки використання прокату та виливків з алюмінієвих сплавів, чому сприяє тенденція зростання випуску електромобілів. Серед нових матеріалів відзначено ізотермічно загартований високоміцний чавун (ADI), який має високі ливарні властивості і зносостійкість при меншій вартості обробки, ніж сталь. З ADI, в основному, виготовляють колінчаті та розподільні вали, шестерні, кронштейни для підвісок, крильчаток, корпусів клапанів, корпусів компресорів. ADI має високу здатність до демпфірування, завдяки чому деталі поглинають енергію в 2–5 раз більше, ніж деталі зі сталі, тому рівень шуму знижується приблизно на 8–10 децибел при його застосуванні у коробках передач. Така інформація може бути корисна конструкторам, ливарникам і металургам, які забезпечують конструювання, вибір матеріалів і розробляють технологію виготовлення металевих заготовок і деталей автомобілів з урахуванням зменшення їх ваги і забруднень від їх експлуатації, а також викладачам та студентам транспортних спеціальностей, фахівцям з утилізації металу старих авто для урахування складу металів і подальшого шихтування при їх виплавці і термообробці деталей з удосконаленими властивостями.

Ключові слова: високоміцні сталі, високоміцні алюмінієві сплави, ізотермічно загартований чавун, автомобілебудування, хімічний склад, механічні властивості.

Промисловість транспортних засобів займає чільне місце в глобальній світовій економіці. Органічною її складовою є виробництво і торгівля легковими та вантажними автомобілями. За даними Міжнародної організації підприємств автомобільної промисловості (Organisation Internationale des Constructeurs d'Automobiles, OICA) за період з 2001 по 2018 р. виробництво легкових і вантажних автомобілів в світі збільшилось з 56,3 до 96,2 млн шт. або в 1,7 рази (рис. 1) [1]. За підсумками 2018 р. лідерами світового автопрому є Китай (частка 28,9 %), США (11,8 %) і Японія (10,2 %), що разом становить 50,9 % світового виробництва.

При цьому сумарний експорт легкових (код 8703) і вантажних (код 8704) автомобілів в світі з 2001 по 2018 р., незважаючи на масштабні світові економічні кризи, збільшився з 360,9 до 913,7 млрд USD або в

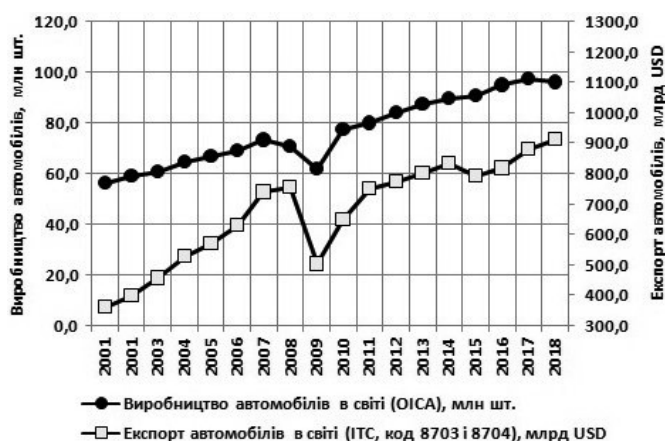


Рис. 1. Динаміка виробництва та експорту автомобілів (легкових і вантажних) у світі

Таблиця 1

Вагові та вартісні показники заміни традиційних металевих сплавів на нові міцнолегкі матеріали в автомобілях [3]

Замінювані традиційні сплави	Нові міцно-легкі матеріали	Деталі з міцно-легких матеріалів	
		Зменшення ваги, %	Відносна вартість, од.
Сталь низьковуглецева	Високоміцні сталі (High-strength steels, HSS)	10–25	1
Алюміній	Магній	25–35	1–1,5
Сталь	Полімерні композитні матеріали, посилені скловолокном	25–35	1–1,5
Сталь вуглецева	Нержавіюча сталь	20–45	1,2–1,7
Сталь, чавун	Алюміній	40–60	1,3–2
Сталь ливарна	Титан	40–55	1,5–10+
Сталь або чавун	Магній	60–75	1,5–2,5
Сталь або чавун	Алюмінієво-матричні композити	50–65	1,5–3+
Сталь	Полімерні композитні матеріали, посилені вуглецевим волокном	50–60	2–10+

2,5 рази. За підсумками 2018 р. п'ятірку країн, що лідирують, формують Німеччина (частка 18,2 %), Японія (11,9 %), Мексика (8,1 %), США (7,3 %) і Канада (4,9 %), що разом складає 50,4 % світового експорту легкових і вантажних автомобілів. Ці ж країни займають чільні місця в світовому виробництві металевих сплавів [2].

Одним з найсуттєвіших чинників існування людської цивілізації, окрім війн, є екологічна безпека. За оцінками в 2015 р. на планеті налічувалось 1,12 млрд автомобілів, які кожного дня споживали 85,26 млн барелів нафти. В свою чергу це супроводжується викидами в атмосферу парникових газів, переважно, вуглекислого газу. Однак слід відзначити, що за період 1975–2010 рр. в США викиди вуглецевого газу від легкових автомобілів зменшились на 51,4 %, а від легких

вантажівок – на 42,2 %. Основний шлях до зменшення споживання автомобілем продуктів переробки нафти і, відповідно, викидів вуглекислого газу, пролягає через зменшення ваги транспортного засобу. Вважається, що зменшення ваги середнього авто на 10 % призводить до скорочення витрат палива на 6–8 %.

При цьому, в середньому, вагу автомобіля формують: кузов (40 %), шасі (25 %), обладнання (20 %) та силова установка (15 %). Виграш у вазі автомобіля досягається шляхом заміни традиційних металевих сплавів на сучасні, більш міцні та легкі матеріали (табл. 1). Як бачимо, звичайні високоміцні низьколеговані сталі (HSS) зберігають свої економічні переваги перед іншими легкими матеріалами.

В той же час композитні матеріали залишаються дорогими через їх високу вартість і тривалий

Таблиця 2

Програми для світового автомобілебудування та виробників сталі [5]

Програма	Період дії	Показники
UltraLight Steel Autobody, ULSAB	1994–1998 рр.	В консорціумі приймали участь 35 компаній-виробників сталі в світі. Зменшення ваги автомобіля на 25 %, розробка високоміцних (High-Strength Steels, HSS) і надвисокоміцних (Ultrahigh Strength Steels, UHSS) марок сталей.
UltraLight Steel Autobody-Advanced Vehicle Concepts, ULSAB-AVC	1999–2002 рр.	В консорціумі приймали участь 33 компаній-виробників сталі в світі. Досягнення показника викидів CO ₂ на рівні 140 г/км. За рахунок дизайну транспортного засобу досягти зменшення його ваги на 20–30 %.
Future Steel Vehicle, FSV	2008–2020 рр.	В консорціумі приймають участь 10 компаній-виробників сталі в світі. Планується зменшення ваги авто на 35 % стосовно таких транспортних засобів, як електромобіль (Electric Vehicle, EV), авто на водневому паливі (Fuel Cell Electric Vehicle, FCEV) та гібридне авто (Hybrid Electric Vehicle, HEV).

Таблиця 3

Класифікація автомобільних сталей за механічними властивостями [7]

Група 1. Сталі з низькою межею міцності на розрив (менше 350 МПа)	Група 2. Сталі з середньою межею міцності на розрив (350–500 МПа)	Група 3. Сталі з високою межею міцності на розрив (500–800 МПа)	Група 4. Сталі з надвисокою межею міцності на розрив (більше 800 МПа)
Mild 140YS/270TS; BH 180YS/300TS; BH 210YS/320TS; BH 240YS/340TS.	BH 260YS/370TS; HSLA 280YS/350TS; HSLA 350YS/450TS; DP 300YS/500TS.	DP 350YS/600TS; TRIP 350YS/600TS; DP 500YS/800TS; TRIP 500YS/800TS; CP 700YS/800TS.	DP 700YS/1000TS; MS 950YS/1200TS; MS 1150YS/1400TS; MS 1250YS/1520TS; HS 950YS/1300TS.

Примітка: Сталі груп 3 і 4 відносяться до прогресивних високоміцних сталей (Advanced High Strength Steels, AHSS); TS – межа міцності на розрив.

виробничий цикл. Повільне зростання використання алюмінію замість сталі обумовлене вагою різницею в їх вартості. Аналіз витрат та вигод показує, що сталеві деталі є міцнішими та дешевшими, ніж еквівалентні за розмірами деталі, виготовлені з інших легких матеріалів [3].

Сплави системи залізо-вуглець. Для оптимізації екологічно-вагових параметрів автомобілів та в протидію виробникам алюмінієвих сплавів в 1994 р. 35 компаній-виробників сталі з 18 країн світу розробили та почали реалізовувати програму «Надлегкі сталі для автомобільного кузова» – UltraLight Steel Autobody (ULSAB) [4]. Активну участь у виконанні програми ULSAB брала WorldAutoSteel, автомобільна група Всесвітньої асоціації сталі (World Steel Association, WSA). Успішне виконання вказаної програми послугувало основою для подальшого прогресу та започаткування ще двох програм (табл. 2).

Автомобільний кузов згідно з програмою ULSAB складається з 94 основних деталей, крім дверей і капота, і важить 203 кг, що на 25 % менше, ніж середній базовий кузов [6]. Такі позитивні результати було досягнуто за рахунок розробки лінійки деформованих автомобільних сталей, які поділяють на чотири групи залежно від межі міцності (табл. 3).

Твердосплавні сталі (Bake Hardenable, BH) за хімічним складом містять max 0,06–0,11 % C, max 0,50 % Si, max 0,7–1,0 % Mn, max 0,060–0,120 % P, max 0,030 % S, max 0,015 % Al, max 0,12 % Ti, max 0,09 % Nb. Плоский прокат з BH-сталі використовується для виготовлення автомобільних кузовів, які потребують поєднання легкої здатності до формування та високої міцності. Особливістю BH-сталі є те, що термообробка проводиться під час нанесення фарби/цинування [8, 9].

Високоміцні низьколеговані сталі (high-strength low alloy, HSLA) за хімічним складом містять від 0,10 до 0,26 % C, від 0,5 до 1,65 % Mn, а також ніобій, цирконій, молибден, ванадій, титан. Відповідно до ASTM класифікації – це сталі A 572, A 588, A 606, A 607 тощо. Властивості цих сталей обумовлені як різними варіантами мікролегування, так і використанням контрольованої прокатки і прискореного охолодження. Слід відзначити, що ціна на прокат зі сталі HSLA формується, маючи за базу ціни на вуглецеві сталі, а не на леговані сталі. Прокат з HSLA-сталей має широкий діапазон застосування: від трубопроводів до будівельної та сільськогосподарської техніки, від комплектуючих до легкових автомобілів та до мостових конструкцій [10].

Двофазна сталь (Dual Phase, DP) за хімічним складом містить 0,10–0,17 % C, 0,8–1,5 % Mn, 0,2–0,5 % Si, 0–0,015 % Nb, 0–0,002 % B. DP-сталі мають мікроструктуру, що складається з часток твердого мартенситу в м'якій і пластичній феритовій матриці. За товщиною прокат з DP-сталі ділиться на три групи: менше 1,5 мм, 2–2,5 мм та понад 2,5 мм. Останній сортамент в гарячекатаному (г/к) виконанні використовується для диска автоколеса. Прокат г/к середньої групи застосовується для виготовлення бамперів і шасі вантажівок [9, 11].

Трансформаційно-пластична сталь (Transformation Induced Plasticity, TRIP) за хімічним складом містить 0,14–0,19 % C, 1,57–1,58 % Mn, 0,2–1,6 % Si, 0,013–0,018 % P, 0,025–0,028 % S, 0,04–0,08 % Cr, 0,02 % Ni, 0,002 % Cu, 0,036–0,043 % Al, 0,0–0,027 % Ti, 0,0–0,042 % Nb. Мікроструктура TRIP-сталей складається з аустеніту, вбудованого у первинну матрицю фериту, а також мартенситу та бейніту. Типова товщина плоского прокату з TRIP-сталей становить 2–5 мм для гарячекатаних марок і 0,6–1,5 мм для холоднокатаних марок. Ці сталі використовують для виготовлення складних деталей автомобілів (панель кузова автомобіля, балки тощо), де потрібна найкраща здатність до формування, а деталь не може виготовлятися зі сталей DP або CP [9, 12, 13].

Мартенситні сталі (Martensitic Steel, MS) за хімічним складом містять 0,12–0,26 % C, max 1,4 % Si, 0,5–2,1 % Mn, а також Ti, Nb, V, Cr, Mo, B, Cu, Ni. MS-сталі характеризуються мартенситною матрицею, що містить невелику кількість фериту та/або бейніту. У групі багатофазних сталей MS-сталі мають найвищий рівень міцності на розрив. З цієї сталі виготовляють для автомобілів поперечні балки, а також балки та арматуру бампера [14, 15].

Складнофазна сталь (Complex Phase Steel, CP) має такий хімічний склад: max 0,18–0,23 % C, max 0,80–1,00 % Si, max 2,20–2,70 % Mn, max 0,080 % P, max 0,015 % S, 0,015–2,0 % Al, max 1,00 % Cr + Mo, max 0,15 % Ti + Nb, max 0,20 % V, max 0,005 % B (EN 10346 та/або EN 10338). Високоміцна CP-сталь характеризується багатофазною мікроструктурою, що складається з тонкої феритної матриці і твердих включень бейніту, мартенситу та невеликої кількості аустеніту. Ці сталі поєднують високу міцність та пластичність з великим поглинанням енергії, тому їх використовують для виготовлення бамперів та інших подібних авто деталей [9, 16].

Ізотермічно загартований високоміцний чавун (Austempered Ductile Cast Iron, ADI). Початок застосування ADI відноситься до середини 1970-х у

комерційному транспорті в Європі. Чавун має мікро-структуру, що містить сферичний графіт, вкраплений у матрицю, яка представляє собою суміш бейнітного фериту та аустеніту, а також невелику кількість мартенситу та/або карбідів. Цей чавун використовується в автомобілебудуванні завдяки хорошій технологічності, високим механічним властивостям, зносостійкості та меншій вартості при обробці ніж сталі. Зазвичай цей чавун має такий номінальний хімічний склад: 3,6 % C, 2,5 % Si, 0,5 % Mn, 0,05 % Mg, а також такі легуючі елементи, як Mo, Ni, Cu, Cr і V. Чавун ADI, в основному, використовують для виготовлення колінчатих валів, розподільних валів, різного призначення шестерень, пружинних кронштейнів для підвісок, крильчаток, корпусів клапанів, корпусів компресорів тощо [9]. ADI також показує високу здатність до демпфірування, завдяки чому деталі поглинають енергію в 2–5 раз більше, ніж деталі зі сталі, тому рівень шуму знижується приблизно на 8–10 децибел при застосуванні цього матеріалу у коробках передач [9].

Алюмінієві сплави. Для зменшення ваги автомобілів та підвищення їх екологічності в останнє десятиліття використовують два варіанти: застосування надміцних сталей або вживання легованих алюмінієвих сплавів. Алюмінієві сплави мають більший потенціал зниження ваги, ніж сталі, але алюмінієві сплави характеризуються меншою схильністю до формування, ніж сталь. Крім того, вироби з алюмінієвих сплавів дорожчі за вартістю, ніж аналогічні вироби зі сталі. Тому автомобілі з алюмінієвим кузовом виготовляються тільки в сегменті преміум класу. Останні розробки та практичний досвід свідчать про те, що застосування алюмінієвих сплавів дозволяє зменшити вагу базового автомобіля на 25–40 %, в той час як використання надміцних сталей – на 20–30 % [17].

У 1997 р. в Західній Європі при виробництві автомобільних компонентів переважно використовували ливарні алюмінієві сплави (частка 78 %), а на деформовані алюмінієві сплави припадало 22 % (табл. 4).

Таким чином, в кінці XX століття в автомобілебудуванні найбільш широко використовувався алюмінієвий ливарний сплав AlSi9Cu3, частка якого стано-

вила майже 50 % усіх виливків. На другому та третьому місцях, відповідно, сплави AlSi7Mg (20 %) та AlSi10Mg (12 %).

На початку XXI століття у виробництві автомобілів широко застосовують деформовані алюмінієві сплави AA5754 H22, AA6082 T6 та AA7075 [17]. Сплав AA5754 (AlMg3) містить 2,60–3,60 % Mg, 0,10–0,60 % (Mn+Cr), max 0,20 % Zn, max 0,15 % Ti. Цей сплав має середню міцність серед алюмінієвих сплавів: 220–270 МПа і реалізується у вигляді листів і плит. Сплав 5754 виробництва компанії Aalco Metals Ltd, Великобританія, [19] має високу корозійну стійкість в морській воді та промисловій атмосфері. Він застосовується в таких спортивних автомобілях, як Jaguar XK, Lotus Evora та Chevrolet Corvette.

Сплав AA6082 T6 (Al Si1MgMn) містить 0,70–1,30 % Si, 0,60–1,20 % Mg, 0,40–1,00 % Mn, max 0,25 % Cr, max 0,20 % Zn, max 0,10 % Ti. Випускається у вигляді листів і плит. Має межу міцності мінімум 275–300 МПа і добре зварюється [19]. Він широко використовується для конструктивних кузовних компонентів, що виготовляються з застосуванням екструзії. Такі деталі застосовуються в таких розкішних автомобілях, як BMW 6, Jaguar XJ, Jaguar XK, Range Rover і Rolls-Royce Phantom.

До класу деформованих високоміцних алюмінієвих сплавів, що використовуються на транспорті (авто, авіація тощо), відноситься сплав AA7075 (AlZn5.5MgCu). Його типовий хімічний склад такий: 5,1–6,1 % Zn, 2,1–2,9 % Mg, 1,2–2,0 % Cu, 0,18–0,28 % Cr, max 0,4 % Si, max 0,2 % Ti, max 0,3 % Mn. Межа міцності сплаву 346–540 МПа. Недоліками сплаву є невисока корозійна стійкість та формуючість при кімнатній температурі [20, 21].

У зв'язку з тим, що деформовані високоміцні алюмінієві сплави формуються з труднощами при нормальних умовах, в Imperial College, Лондон, було розроблено та запатентовано технологію їх гарячого деформування Hot Forming and Quenching (HFQR) [22].

Перед початком 20-х років XXI століття більшість основних автовиробників розробляють технології виробництва плоского прокату зі сплавів серії AA7xxx

Таблиця 4

Структура використання алюмінієвих сплавів в автомобілебудуванні Західної Європи [18]

Тип сплаву	Марка сплаву	Марка по ISO	Частка, %
Сплави ливарні (78 %)	A 226	AlSi9Cu3	48
	A 356	AlSi7Mg	20
	A 360	AlSi10Mg	12
	A 413	AlSi12Cu	9
	A 413.2	AlSi12	7
	A 332/A 336	AlSi12CuNiMg	4
Сплави деформовані (22 %): екструзія; кування; прокатування	6060	AlMgSi0,5	35
	6016	AlSi1,2Mn0,4	15
	5754	AlMg3	14
	6082	AlMgSi1	11
	3003	AlMn1	10
	5182	AlMg4,5Mn0,4	9
	7020	AlZn5,4Mg1	6

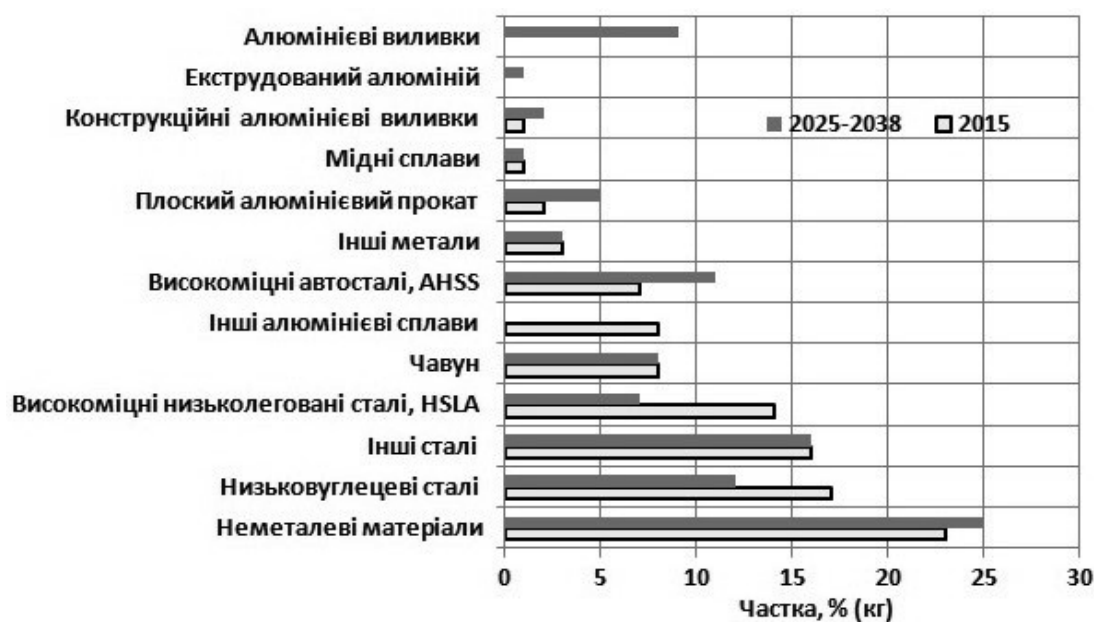


Рис. 2. Структура використання матеріалів в світовому автомобілебудуванні: стан і прогноз [24]

(Al-Zn-Mg), намагаючись досягти максимальної міцності. Однак ці сплави окрім більш високої вартості, недостатньо корозійностійкі, особливо враховуючи необхідність їх зварювання. Хоча недавні дослідження показали, що мінімізація вмісту міді в сплавах серії 7xxx забезпечує підвищення їх стійкості до корозійного розтріскування. Отже, сплави серії AA6xxx (Al-Mg-Si-Mn) залишаються основними матеріалами, що використовуються в автомобілебудуванні [23].

Перспективними для сфери автомобілебудування є сплави систем алюміній-літій та алюміній-скандій. Так, третє покоління сплавів алюміній-літій (Al-Li) може використовуватись для виготовлення компонентів автомобілів класу люкс завдяки їх поєднанню низької щільності, високої міцності та високої жорсткості. Слід відзначити, що в минулому ці сплави були зарезервовані для використання в аерокосмічній галузі. Прикладом сплавів Al-Li є високоміцні сплави 2195 (Al-Cu-Li-Mg) та 2050 (Al-Cu-Li), розроблені спеціально для задоволення потреб аерокосмічного та оборонного секторів. Алюмінієвий сплав зі скандієм (Al-Sc) відзначається високою міцністю, високою стійкістю до корозії та має хорошу зварюваність. Крім того, він зберігає свої характеристики при високих температурах, особливо в поєднанні з цирконієм. Цих властивостей сплаву можна досягти при внесенні скандію в межах від 0,1 до 1,0 %мас. Ці сплави є досить дорогими та більш орієнтованими на застосування в аерокосмічній галузі. Проте подальший розвиток та зменшення витрат на виробництво скандію збільшують вірогідність їх використання в автомобільній промисловості [23].

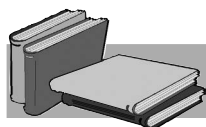
Висновки та прогноз

В результаті, як свідчить аналітика від Doug Richman, Kaiser Aluminum Corporation, США [24] (рис. 2), в 2025–2038 рр. у порівнянні з 2015 р. слід очікувати в світовому автомобілебудуванні збільшення частки використання прокату з високоміцних ста-

лей (Advanced High-Strength Steels, AHSS) з 7 до 11 %. При цьому буде мати місце зменшення частки прокату з низьковуглецевої сталі (Mild Steel) з 17 до 12 %, а з високоміцної низьколегованої сталі (High-strength Low Alloy, HSLA) – з 14 до 7 %. Це зменшення використання сталевих прокатів буде компенсуватись за рахунок збільшення частки використання прокату та виливків з алюмінієвих сплавів.

Таким чином, в статті представлено аналіз ринку високоміцних залізобетонних та алюмінієвих сплавів для автомобілебудування з метою інформування вітчизняних конструкторів, ливарників і металургів, що займаються подальшим розвитком цієї галузі в Україні та забезпечують конструювання, вибір матеріалів і розробляють технологію виготовлення металевих заготовок і деталей автомобілів з урахуванням зменшення їх ваги, забруднень від їх експлуатації і збереження навколишнього середовища. Крім того, автотранспорт підвищеної прохідності потрібен для вирішення оборонних завдань. Згідно з даними Держстату, в Україні в 2018 р. налічується 270 підприємств з виробництва автотранспорту, причепів тощо, і на них працює 62 тис. працівників. Також в Україні на 2018 р. зареєстровано 133 підприємства, що займаються ливарним виробництвом, з 6,2 тис. працівників; сталеве литво виробляють на 30 фірмах, чавунне – на 60, легкі кольорові метали – на 27 і інші кольорові метали – на 16.

Світові тенденції за прогнозами передбачають, що зменшення використання сталевих прокатів буде компенсуватись збільшенням частки використання прокату та виливків з алюмінієвих сплавів, чому сприяє зростання випуску електромобілів. Описана в статті інформація також може бути корисна викладачам і студентам транспортних спеціальностей, а також фахівцям з утилізації та рециклінгу металу старих авто для урахування складу металів, подальшого шихтування при їх виплавці і термообробці деталей з удосконаленнями експлуатаційними характеристиками.



REFERENCES

1. Organisation Internationale des Constructeurs d'Automobiles. URL: <http://www.oica.net>
2. International Trade Centre. URL: <http://www.intracen.org>
3. Demeri, M.Y. (2012). Advanced High-Strength Steels – Science, Technology, and Application. ASM International, 22 p. URL: <https://www.asminternational.org>
4. Paritud Bhandhubanyong, John T.H. Pearce. (2018). Materials on Wheels: Moving to Lighter Auto-bodies. *International Scientific Journal of Engineering and Technology (ISJET)*, vol. 2, no. 1, January–June 2018, pp. 27–36.
5. Hang Cho, Moon-Kee Kong. (2017). The Steel Industry over the Next Two Decades. POSCO Research Institute. *Asian Steel Watch*, vol. 03, June 2017, pp. 38–45. URL: <https://www.posri.re.kr>
6. ULSAB. URL: <https://www.worldautosteel.org/projects/ulsab/ultralight-steel-auto-body-ulsab-programme/>
7. Bzdok, M.S. (2008). Lightweighting Materials. 5. Automotive Metals – Steel. FY 2008 Progress Report, 141 p. URL: <https://www.energy.gov>
8. Thyssen Krupp. Bake-hardening steels BHZ. Product information. May 2016, version 1, p. 14. URL: <https://www.thyssenkrupp-steel.com/>
9. Prah, U., Ramazani, A., Berme, B. (2013). Advanced Steels for Transport Applications. Structural Materials and Processes in Transportation. Edited by Dirk Lehmhus et al. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, pp. 1–47.
10. High-Strength Low-Alloy Steels. ASM International, 2001, pp. 193–202. URL: <https://www.asminternational.org>
11. Granbom, Ylva (2010). Structure and mechanical properties of dual phase steels: An experimental and theoretical analysis. Doctoral thesis. Royal Institute of Technology. Stockholm, Sweden, p. 66. URL: <https://www.diva-portal.org/>
12. Dimatteo, A., Lovicu, G. (2006). Microstructures and properties of Transformation Induced Plasticity steels. *La metallurgia italiana*, no. 11–12/2006, pp. 37–41. URL: <http://www.aimnet.it>
13. Transformation-Induced Plasticity (TRIP) Steel. URL: <https://www.worldautosteel.org/>
14. Yukihiro Utsum, Atsuhiko Shiraki. (2017). Martensitic Steel Sheets of 1300 and 1500 MPa Grades. *Kobelco Technology Review*, no. 35, Jun. 2017, pp. 34–38.
15. Martensitic (MS) Steel. URL: <https://www.worldautosteel.org/>
16. Complex-phase steels. Voestalpine Steel Division. 06/2019, p. 3. URL: <https://www.voestalpine.com/steel>
17. Tisza, M., Lukács, Zs. (2018). High strength aluminum alloys in car manufacturing. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 418 (2018), 8 p. URL: <https://iopscience.iop.org>
18. Zapp, P., Rombach, G., Kuckshinrichs, W. (2002). The Future of Automotive Aluminium, p. 5. URL: <http://www.metallurgie.rwth-aachen.de>
19. Aalco Metals Ltd, UK. URL: <http://www.aalco.co.uk/products/aluminium.aspx>
20. Aluminum 7075-T6; 7075-T651. Aerospace Specification Metals Inc. URL: <http://asm.matweb.com/>
21. P. Vijaya Kumar, G. Madhusudhan Reddy, K. Srinivasa Rao. (2015). Microstructure, mechanical and corrosion behavior of high strength AA7075 aluminium alloy friction stir welds – Effect of post weld heat treatment. *Defence Technology* 11 (2015), pp. 362–369. URL: <https://pdfs.semanticscholar.org/73bc/b48960cfc34edb1f5c112176b0789b6fc84e.pdf>
22. Tisza, M. (2017). High-strength steels and aluminium alloys in lightweight body manufacturing. *Archives of Materials Science and Engineering*. December 2017, Volume 88, pp. 68–74.
23. Goran Djukanovic (2019). Aluminium Alloys in the Automotive Industry: a Handy Guide. Feb. 28, 2019, p. 7. URL: <https://aluminiuminsider.com/aluminium-alloys-automotive-industry-handy-guide/>
24. Doug Richman. (2017). Mega trends in Advanced Automotive Metals. T3 Manufacturing Summit. April 24–25, 2017, 19 p. URL: <https://www.cargroup.org>

Received 01.11.2019

Аннотация

В.А. Гнатуш, канд. техн. наук, независимый аналитик,
e-mail: vgnatush@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0003-0772-686X>
В.С. Дорошенко¹, д-р техн. наук, ст. науч. сотр., ст. науч. сотр.,
e-mail: doro55v@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-0070-5663>

¹Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН
Украины (Киев, Украина)

Современное применение металлических сплавов для автомобилестроения

Производство транспортных средств занимает видное место в глобальной мировой экономике и является передним краем конкуренции как экономически развитых стран, так и крупных компаний в этой области, относящихся к наиболее прибыльным в секторе машиностроения. В статье представлен анализ рынка высокопрочных железоуглеродистых и алюминиевых сплавов для автомобилестроения с целью дальнейшего развития этой отрасли в Украине. Кроме того, автотранспорт повышенной проходимости нужен для решения оборонных задач. Описаны марки и химические составы сплавов, которые наиболее передовые мировые компании применяют в конструкциях автомобилей. Уменьшение использования стального проката будет компенсироваться увеличением доли использования проката и отливок из алюминиевых сплавов, чему способствует тенденция роста выпуска электромобилей. Среди новых материалов отмечен изотермически закаленный высокопрочный чугун (ADI), который имеет высокие литейные свойства и износостойкость при меньшей стоимости обработки, чем сталь. Из ADI, в основном, изготавливают коленчатые и распределительные валы, шестерни, кронштейны для подвесок, крыльчаток, корпусов клапанов, корпусов компрессоров. ADI обладает высокой способностью к демпфированию, благодаря чему детали поглощают энергию в 2–5 раз больше, чем детали из стали, поэтому уровень шума снижается примерно на 8–10 децибел при его применении в коробках передач. Такая информация может быть полезна конструкторам, литейщикам и металлургам, которые обеспечивают конструирование, выбор материалов и разрабатывают технологию изготовления металлических заготовок и деталей автомобилей с учетом уменьшения их веса и загрязнений от их эксплуатации, а также преподавателям и студентам транспортных специальностей, специалистам по утилизации металла старых авто для учета состава металлов и дальнейшей шихтовки при их выплавке и термообработке деталей с улучшенными свойствами.

Ключевые слова

Высокопрочные стали, высокопрочные алюминиевые сплавы, изотермически закаленный чугун, автомобилестроение, химический состав, механические свойства.

Summary

V.A. Gnatush, PhD (Engin.), Independent Analyst,
e-mail: vgnatush@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0003-0772-686X>
V.S. Doroshenko¹, Dr. Sci. (Engin.), Senior Research Scientist, Senior
Researcher, e-mail: doro55v@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-0070-5663>

¹*Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine
(Kyiv, Ukraine)*

Modern use of metal alloys for the automotive industry

Vehicle manufacturing is at the forefront of the global world economy and is the forefront of competition from both economically advanced countries and powerful companies in the industry that are among the most profitable in the engineering sector. The article presents an analysis of the market for high-strength iron and carbon alloys for the automotive industry with a view to further developing this industry in Ukraine. In addition, off-road vehicles are required for defense purposes. The brands and chemical compositions of the alloys used by the world's most advanced companies in car designs are described. The decrease in the use of rolled steel will be offset by an increase in the use of rolled steel and castings made of aluminum alloys, which is fueled by the upward trend in electric vehicle output. Among the new materials is isothermally hardened austempered ductile iron (ADI), which has high foundry properties and durability at a lower cost of processing than steel. ADI mainly produces crankshafts and camshafts, gears, suspension brackets, impellers, valve housings, compressor housings. ADI has a high damping ability, which makes the parts absorb 2–5 times more energy than steel parts, so noise levels are reduced by about 8–10 decibels when used in gearboxes. Such information may be useful to designers, founders and metallurgists who provide the design, selection of materials and technology for the manufacture of metal billets and parts of vehicles, taking into account the reduction of their weight and pollution from their operation, as well as teachers and students of transport specialties, specialists in the utilization of metals of old cars to account for the composition of metals and subsequent blending in their melting and heat treatment of parts with advanced properties.

Keywords

High-strength steels, high-strength aluminum alloys, austempered ductile iron, automotive, chemical composition, mechanical properties.

ВОГНЕТРИВКІ МАТЕРІАЛИ ТА ВИРОБИ, ЯКІ ВИКОРИСТОВУЮТЬСЯ У МЕТАЛУРГІЇ

ISSN 2077-1304. Met. lit'e Ukr., vol. 27, 2019, № 10-12 (317-319), 82-88

<https://doi.org/10.15407/steelcast2019.10.082>

УДК 669.74.047

А.Н. Смирнов¹, д-р техн. наук, проф., вед. науч. сотр., e-mail: stalevoz@i.ua, <https://orcid.org/0000-0001-5247-3908>

Г.Г. Немсадзе², глава наблюдательного совета, e-mail: ngg@gir.ua, <https://orcid.org/0000-0001-6508-8208>

Р.А. Джоджуа², директор по стратегии и развитию, e-mail: rad@gir.ua

К.Н. Шарандин³, ген. директор, e-mail: sharandin@gir.ua

Д.В. Рябий^{3,1}, зам. ген. директора, e-mail: dmitriy.ryabyi@gir.ua

¹Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины (Киев, Украина)

²ПАО «ЗНВКИФ» «General Investment Resources» (Киев, Украина)

³ООО «ГИР-Инжиниринг» (Днепр, Украина)

Универсальные фильтрующие системы как эффективный способ повышения качества металлопродукции

В данной статье приведена разработанная универсальная фильтрующая система (УФС), позволяющая эффективно осуществлять рафинирование металла в промежуточном ковше машины непрерывного литья заготовки (МНЛЗ) в процессе разлива. Данная система была разработана на основании глубокого теоретического анализа, выполненного физического моделирования и промышленных исследований.

Выполнен ряд лабораторных исследований с применением моделей. Физическое моделирование позволило определить оптимальные конструктивные параметры элементов фильтрующей системы, выбрать оптимальное их количество и расположение в объеме промежуточного ковша, позволяющее достичь наибольшей эффективности удаления неметаллических включений и обеспечить стабильную и безопасную эксплуатацию промежуточного ковша на протяжении разлива серии металла на МНЛЗ.

В результате выполненных теоретических, лабораторных и промышленных исследований показано, что продувка жидкой ванны металла в промковше аргоном обеспечивает рафинирующий эффект в части удаления крупных неметаллических включений. Наибольший эффект может быть достигнут при использовании продувочных балок (блоков), обеспечивающих продувку в пузырьковом режиме.

Приведены результаты промышленных исследований на одном из металлургических предприятий с конвертерным производством стали, имеющем в своем составе несколько слябовых МНЛЗ. В промышленных условиях установлено, что при продувке стали аргоном в промковше количество крупных одиночных неметаллических включений ниже, чем в сравнительных слябах (без продувки).

Разработанная система «УФС» позволяет снизить диапазон общего индекса загрязненности металла неметаллическими включениями за счет комплексного подхода к рафинированию металла в промежуточном ковше. Необходимо отметить, что данная система обладает повышенной универсальностью, и полученный опыт может быть использован на других предприятиях отрасли вне зависимости от типа МНЛЗ и конструктивных особенностей промежуточного ковша.

Ключевые слова: МНЛЗ, промежуточный ковш, фильтрующая установка, повышение качества, неметаллические включения, продувка аргоном, рафинирование металла, УФС.

Непрерывная трансформация металлургического комплекса в последние 3–5 лет, связанная с дифференциацией выплавляемого сортамента и модернизацией технологических агрегатов, характеризуется ужесточением требований, предъявляемых к качеству металлопродукции.

Огромную роль в повышении качества непрерывного сортамента играют технологические системы, способствующие снижению загрязнения стали неметаллическими включениями, за счет обеспечения должного рафинирования в промковше. Ввиду того, что процесс непрерывной разлива стали является заключительным этапом сталеплавления, передела,

который непосредственно влияет на качество металлопродукции, то и рафинирование металла в промежуточном ковше необходимо рассматривать как важный и эффективный этап борьбы с неметаллическими включениями [1–4].

Развитие технологии продувки стали инертным газом в промковше сфокусировалось на достижении двух целей: транспортировка неметаллических включений к шлаку и обеспечение перемешивания жидкой ванны, способствующего увеличению площади поверхности раздела фаз «газ – жидкость – включения» [5–7].

Для эффективного рафинирования металла в объеме промковша используется целый ряд конструктивных особенностей и внутренних устройств: элементы типа «турбостоп», фильтрационные перегородки и пороги. Данные приспособления формируют движение конвективных потоков стали в промковше и обеспечивают всплытие в шлак неметаллических включений. Однако широкие возможности удаления неметаллических включений в промковше возможны только при условии обеспечения продувки металла инертным газом в пузырьковом режиме при сравнительно низких расходах вдуваемого аргона.

С целью организации продувки металла инертным газом в пузырьковом режиме применяются продувочные блоки, установленные непосредственно в днище промежуточного ковша и позволяющие обеспечить объем вдуваемого газа от 4 до 16 л/мин. Компания «GIR» имеет широкую исследовательскую базу, которая позволяет индивидуально подходить к каждому потребителю, исходя из технических особенностей предприятия. Ранее специалистами нашей компании была внедрена «фильтрующая система» и отработана технология на ПАО «Алчевский металлургический комбинат», которая впоследствии была доработана и адаптирована под условия ПАО «Днепродзержинский металлургический комбинат». Основным элементом данной системы являлась продувочная фурма, выполненная в виде кольца (рис. 1). Продувочная фурма (блок) занимает ту же позицию, что и гнездовой блок в традиционной конструкции, а подвод аргона осуществляется из той же продувочной системы, что предусмотрена на промежуточном ковше. Расстояние между керамическими продувочными трубками в блоке выбиралось таким образом, чтобы восходящие газожидкостные потоки перекрывались между собой на высоте 30–40 % от высоты налива металла в промежуточном ковше. В технологическом плане применение продувочных элементов с малым диаметром отверстий позволяет диспергировать пузырьки газа и обеспечивать продувку в пузырьковом



Рис. 1. Общий вид кольцевого продувочного блока

режиме, не вовлекая в перемешивание покровный шлак. Данная система позволила достичь более высокой чистоты слябов по неметаллическим включениям при минимальных удельных затратах и отсутствии трудоемких операций.

В настоящей работе представлена высокоэффективная универсальная фильтрующая система, разработанная компанией «GIR», которая внедряется на одном из металлургических предприятий, оборудованном слябовой МНЛЗ. Данная система включает в себя три позиции:

- «турбостоп», оригинальной конструкцией которого предусмотрено направление и распределение потоков жидкого металла вдоль границы раздела фаз «шлак-металл», что в свою очередь, обеспечивает интенсивную ассимиляцию неметаллических включений шлаком, за счет увеличения удельной площади контакта;

- защитная перегородка, основной функцией которой является торможение потоков металла, движущихся по дну промковша, и которая позволяет увеличить время пребывания металла в промковше;

- продувочный блок, через который в расплав подается инертный газ.

В качестве основных продувочных элементов использованы корундовые трубки, в которых выполнены «калиброванные» каналы определенного диаметра. Оригинальная конструкция продувочного блока предполагает, что продувочные трубки устанавливаются на определенном расстоянии друг от друга, а между ними находятся щелевые каналы. Данная вариация дутьевых компонентов позволяет с помощью «калиброванных» отверстий сформировать «завесу» мелких пузырьков аргона, обеспечивая большую удельную поверхность раздела фаз, которая



Рис. 2. Общий вид разработанной продувочной балки

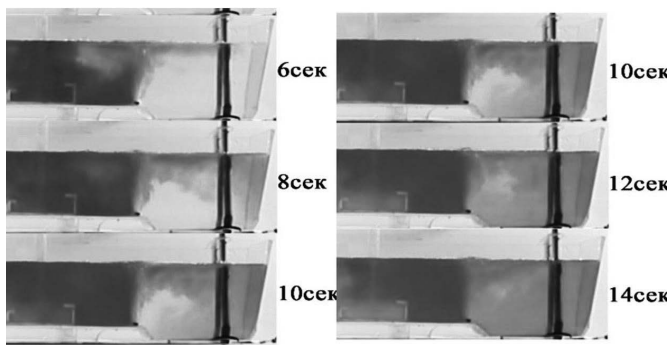


Рис. 3. Динамика распространения подкрашенных потоков жидкости при использовании продувочной балки совместно с металлоприемником

обладает флотационными свойствами, то есть «захватом» включений, с последующим всплытием в шлак, а щелевые каналы за счет направленных потоков позволяют эффективно удалять укрупненные включения. Общий вид разработанной продувочной балки отображен на рис. 2.

Выбор схемы расположения и геометрических параметров элементов системы «УФС», а также диаметра калибровочных отверстий в продувочных барах осуществлялся на основании результатов физического моделирования, которые представлены на рис. 3–4 [8–9].

Общая схема расположения элементов системы УФС в промежуточном ковше представлена на рис. 5.

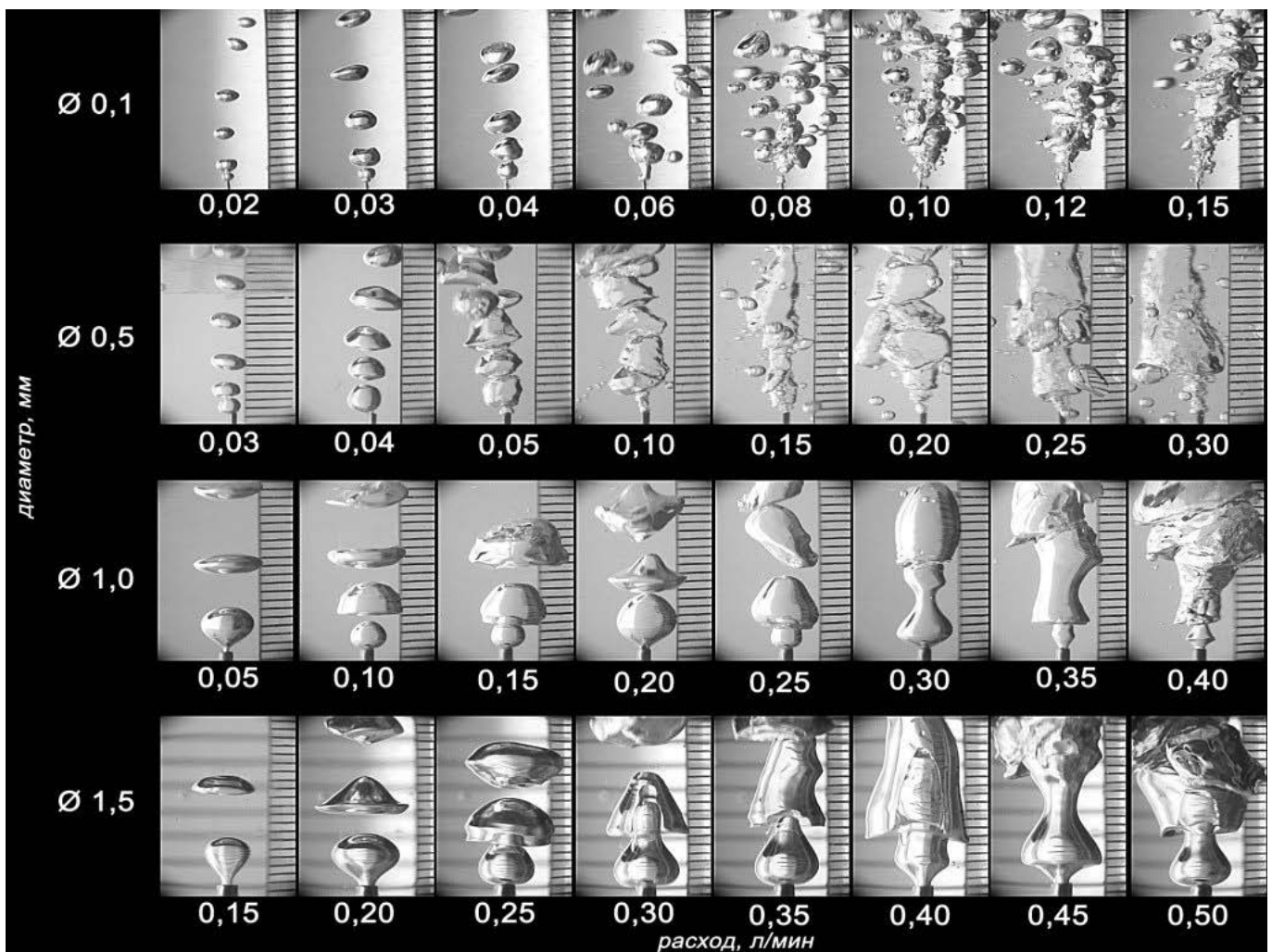


Рис. 4. Физическое моделирование характера образования пузырьков инжектируемого газа

Инсталляция «УФС» в промковш и монтаж аргопровода не вызовет дополнительных трудностей, что свидетельствует о ее универсальности. Промежуточный ковш с инсталлированными в него элементами системы УФС приведен на рис. 6.

Продувочный блок обеспечивал стабильную газопроницаемость в течение всего периода эксплуатации и возможность оперативной корректировки величины расхода газа при продувке в диапазоне от 4 до 16 л/мин.

Сравнительный анализ эффективности трансформации характера перемешивания стали в пром-

ковше при наличии продувочных балок на количество и состав неметаллических включений в непрерывнолитых сляках и готовом прокате проводили путем разливки 3 опытно-промышленных серий (15 плавов в каждой) на МНЛЗ.

Контроль работоспособности продувочных блоков осуществлялся во временные отрезки, соответствующие замене сталеразливочного ковша. Так, при падении уровня металла в промежуточном ковше на 300–350 мм наблюдалось интенсивное бурление и разбрызгивание шлака в области выхода пузырьков аргона. В ходе эксплуатации продувочные балки обе-

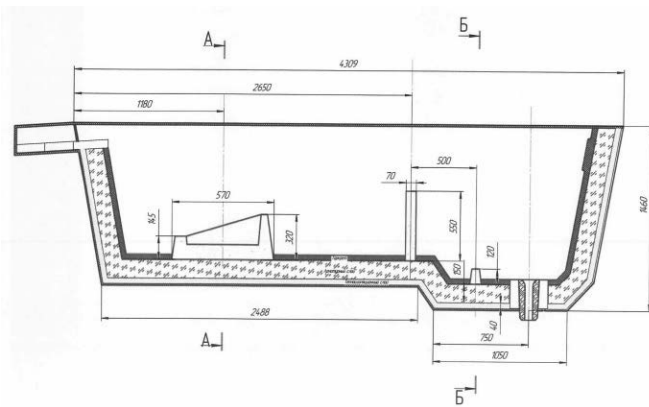


Рис. 5. Общая схема расположения элементов УФС в промежуточном ковше

спечивали стабільну газопроницаемость в течение всего периода эксплуатации и возможность оперативной корректировки величины расхода газа при продувке в диапазоне от 4 до 16 л·мин⁻¹.

После разливки серии на МНЛЗ (15 плавов) и раскантовки промежуточного ковша было отмечено, что все элементы «УФС» сохранили свою целостность (рис. 7).



Рис. 7. Промежуточный ковш с установленной УФС после разливки серии в 15 плавов

Полученные данные после раскантовки промежуточного ковша свидетельствуют о высокой износостойкости компонентов и позволяют использовать их при разливке более длинных серий.



Рис. 6. Промежуточный ковш с установленными в него элементами системы УФС

Сравнительная оценка химического состава и характера распределения неметаллических включений в образцах из листового проката опытных (с применением продувки аргоном) и сравнительных (без продувки аргоном в промковше) слэбов осуществлялась по двум широко применяемым стандартам: ДСТУ 4061, EN 1008 3-3 2006. Установлено, что в опытном и сравнительном металле встречаются преимущественно хрупкие силикатные включения до 0,5 балла в опытном и до 0,7 балла в сравнительном, силикатные недеформируемые включения до 0,7 балла и сульфидные включения до 1,6 балла в опытном и до 1,9 балла в сравнительных образцах (рис. 8, б). Необходимо отметить, что как в опытных, так и в сравнительных образцах отсутствовали включения оксидной группы («строчечные оксиды», «точечные оксиды»). На всех нетравленных микрошлифах встречаются неметаллические включения в виде скоплений (конгломератов) мелких включений округлой и неправильной геометрической формы (рис. 8, в).

Следует отметить, что в образцах из опытных и сравнительных слэбов наблюдается высокий балл недеформирующихся крупных силикатов (рис. 8, а), что указывает на высокую загрязненность стали этими включениями. На микрошлифах всех плавов

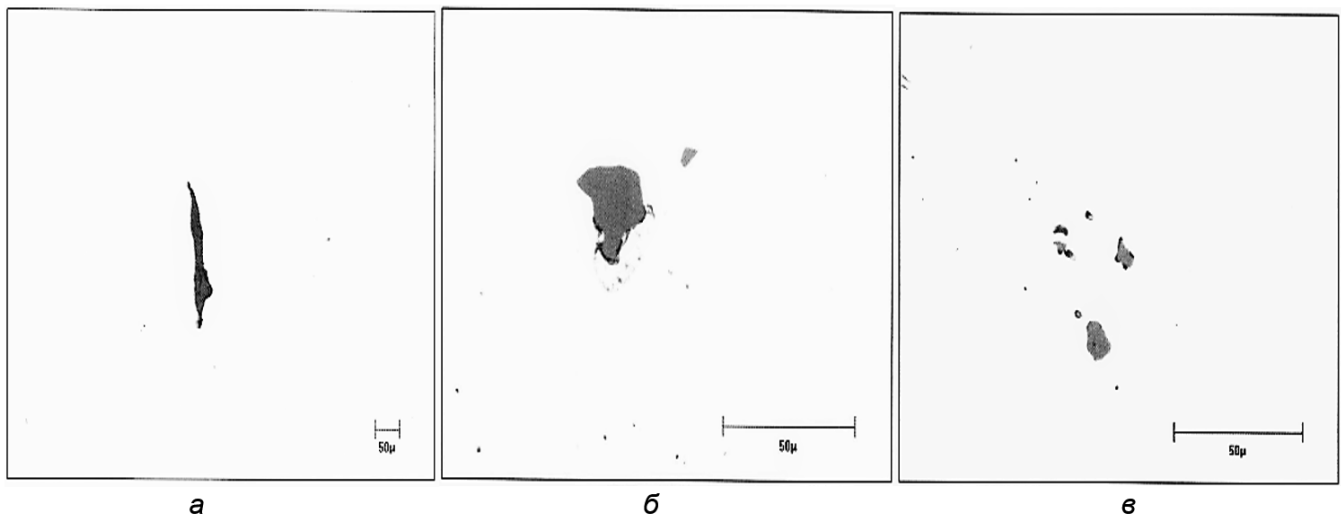


Рис. 8. Характерные типы неметаллических включений, которые обнаружены в исследуемых образцах из опытного и сравнительного металла

крупные силикатные включения округлой формы располагаются близко к поверхности (на глубине 0,092–0,84 мм), а некоторые даже выходят на поверхность. Количество и размеры силикатов в теле слабов заметно уменьшаются. Это позволяет предположить, что наличие крупных силикатов следует связывать с работой шлакообразующей смеси и развитием процессов волнообразования в кристаллизаторе.

Наилучшие результаты рафинирования металла достигнуты при расходе вдуваемого газа через продувочный блок 7–9 л/мин. Данный расход позволяет обеспечить стабильную газопроницаемость в течение всего периода эксплуатации, при этом поверхность покровного шлака над блоком практически не подвергалась «бурлению» и разрушению. Стоит отметить, что при более высоких расходах газа на уровне 12–15 л/мин наблюдается интенсивное бурление в зоне выхода пузырьков, что обуславливает дополнительное загрязнение стали в промковше из-за вовлечения частиц шлака в циркуляционную зону металла.

Согласно полученным данным, при интенсивном бурлении в опытном металле наблюдается некоторое увеличение количества крупных неметаллических включений (бал 2–2,5). Этот факт следует рассматривать как свидетельство того, что вдувание аргона в промковш должно быть ограничено определенным расходом, который не вызывает бурления.

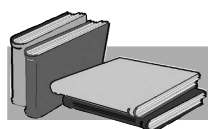
Выводы

В результате выполненных теоретических, лабораторных и промышленных исследований показано,

что продувка жидкой ванны металла в промковше аргоном обеспечивает рафинирующий эффект в части удаления крупных неметаллических включений. Наибольший эффект может быть достигнут при использовании продувочных балок (блоков), обеспечивающих продувку в пузырьковом режиме с диаметром пузырьков менее 3 мм. При этом продувочные балки необходимо располагать в днище промковша в поперечном положении относительно движения циркуляционных потоков.

В промышленных условиях установлено, что при продувке стали аргоном в промковше количество крупных одиночных неметаллических включений на 14–27 % ниже, чем в сравнительных слябах (без продувки). Наилучшие результаты рафинирования металла достигнуты при расходе вдуваемого газа через продувочный блок 7–9 л/мин. Данный расход позволяет обеспечить стабильную газопроницаемость в течение всего периода эксплуатации, при этом поверхность покровного шлака над блоком практически не подвергалась «бурлению» и разрушению. Стоит отметить, что при более высоких расходах газа на уровне 12–15 л/мин наблюдается интенсивное бурление в зоне выхода пузырьков, что обуславливает дополнительное загрязнение стали в промковше из-за вовлечения частиц шлака в циркуляционную зону металла.

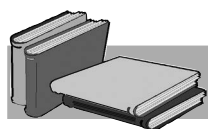
Разработанная система «УФС» позволяет снизить диапазон общего индекса загрязненности металла неметаллическими включениями за счет комплексного подхода к рафинированию металла в промежуточном ковше.



ЛІТЕРАТУРА

1. Sahai Y., Emi T. *Tundish Technology for Clean Steel Production*. New Jersey: World Scientific, 2008. 329 p.
2. *Casting Volume* / Editor A.W. Cramb. Pittsburgh, PA: The AISE Steel Foundation, 2003. 886 p.
3. Zhang L., Thomas B.G. State of the Art in Evaluation and Control of Steel Cleanliness. *ISIJ International*. 2003. Vol. 43. No. 3. P. 271–291.
4. H. Kimura, M. Mori, R. Miura et al. Innovative Technologies in Continuous Casting Tundish. *Nippon Steel Technical Report*. № 61, April, 1994. P. 22–28.
5. S. Garcia-Hernandez, J.J. de Barreto, J.A. Ramos-Banderas, G. Solorio-Diaz. Modeling study of the vortex and short circuit flow effect on inclusion removal in a slab tundish. *Steel Research International*. 2010. Vol. 81. № 36. P. 453–460.
6. Geoffrey Brooks, Yuhua Pan, Subagyo, Ken Coley. Modeling of trajectory and residence time of metal droplets in slag-metal-gas emulsions in oxygen steelmaking. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2005. Vol. 36. № 4. P. 525–535.
7. H. Solhed, L. Jonsson, P. Jonsson. A theoretical and Experimental Study of Continuous Casting Tundish Focusing on Slag-Steel Interaction. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2002. Vol. 33. No. 2. April. P. 173–185 (13).
8. Смирнов А.Н., Ефимова В.Г., Кравченко А.В. Разработка конструкции кольцевого пористого огнеупорного продувочного блока для рафинирования стали в промежуточном ковше МНЛЗ. *Новые огнеупоры*. 2014. № 6. С. 3–8.
9. Смирнов А.Н., Ефимова В.Г., Кравченко А.В. Исследование условий всплытия неметаллических включений при продувке аргоном жидкой ванны промежуточного ковша МНЛЗ. Сообщение 1. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2013. № 11. С. 8–13.

Надійшла 22.08.2019



REFERENCES

1. Sahai, Y., Emi, T. (2008). Tundish Technology for Clean Steel Production. New Jersey: World Scientific, 329 p.
2. Cramb, A.W. (Ed.) (2003). Casting Volume. Pittsburgh, PA: The AISE Steel Foundation, 2003. 886 p.
3. Zhang, L., Thomas, B.G. (2003). State of the Art in Evaluation and Control of Steel Cleanliness. *ISIJ International*, vol. 43, no. 3, pp. 271–291.
4. Kimura, H., Mori, M., Miura, R. et al. (1994). Innovative Technologies in Continuous Casting Tundish. *Nippon Steel Technical Report*, no. 61, April, pp. 22–28.
5. S. Garcia-Hernandez, J.J. de Barreto, J.A. Ramos-Banderas, G. Solorio-Diaz. (2010). Modeling study of the vortex and short circuit flow effect on inclusion removal in a slab tundish. *Steel Research International*, vol. 81, no. 36, pp. 453–460.
6. Geoffrey Brooks, Yuhua Pan, Subagyo, Ken Coley. (2005). Modeling of trajectory and residence time of metal droplets in slag-metal-gas emulsions in oxygen steelmaking. *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 36, no. 4, pp. 525–535.
7. Solhed, H., Jonsson, L., Jonsson, P. (2002). A theoretical and Experimental Study of Continuous Casting Tundish Focusing on Slag-Steel Interaction. *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 33, no. 2. April, pp. 173–185 (13).
8. Smirnov, A.N., Efimova, V.G., Kravchenko, A.V. (2014). Development of the ring porous flushing block design for steel refining in the intermediate ladle of the CCM. *New refractories*, no. 6, pp. 3–8 [in Russian].
9. Smirnov, A.N., Efimova, V.G., Kravchenko, A.V. (2013). Investigation of conditions of nonmetallic inclusions surfacing during argon blowing of the intermediate ladle of CCM. Message 1. *News from universities. Ferrous metallurgy*, no. 11, pp. 8–13 [in Russian].

Received 22.08.2019

Анотація

О.М. Смірнов¹, д-р техн. наук, проф., пров. наук. співр., e-mail: stalevoz@i.ua, <https://orcid.org/0000-0001-5247-3908>

Г.Г. Немсадзе², голова наглядової ради, e-mail: ngg@gir.ua, <https://orcid.org/0000-0001-6508-8208>

Р.А. Джоджуа², директор зі стратегії та розвитку, e-mail: rad@gir.ua

К.М. Шарандін³, ген. директор, e-mail: sharandin@gir.ua

Д.В. Рябий^{3,1}, зам. ген. директора, e-mail: dmitriy.ryabyi@gir.ua

¹Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

²ПАТ «ЗНВКІФ «General Investment Resources» (Київ, Україна)

³ТОВ «ГІР-Інжиніринг» (Дніпро, Україна)

Універсальні фільтруючі системи як ефективний спосіб підвищення якості металопродукції

У даній статті наведено розроблену універсальну фільтруючу систему (УФС), що дозволяє ефективно здійснювати рафінування металу в проміжному ковші машини безперервного лиття заготовки (МБЛЗ) в процесі розливання. Дану систему було розроблено на підставі глибокого теоретичного аналізу, виконаного фізичного моделювання і промислових досліджень.

Виконано ряд лабораторних досліджень із застосуванням моделей. Фізичне моделювання дозволило визначити оптимальні конструктивні параметри елементів фільтруючої системи, а також вибір оптимальної кількості та розташування елементів в обсязі проміжного ковша, що дозволяє досягти найбільшої ефективності видалення неметалевих включень і забезпечити стабільну і безпечну експлуатацію проміжного ковша протягом розливання серії металу на МБЛЗ.

В результаті виконаних теоретичних, лабораторних і промислових досліджень показано, що продування рідкої ванни металу в промковші аргонном забезпечує рафінуючий ефект в частині видалення великих неметалевих включень. Найбільшого ефекту може бути досягнуто при використанні продувних балок (блоків), що забезпечують продувку в бульбашковому режимі.

Наведено результати промислових досліджень на одному з металургійних підприємств з конвертерним виробництвом

сталі, що має в своєму складі кілька слябових МБЛЗ. У промислових умовах встановлено, що під час продування сталі аргонном в промковші кількість великих одиничних неметалевих включень нижча, ніж у порівняльних слябах (без продувки). Розроблена система «УФС» дозволяє знизити діапазон загального індексу забрудненості металу неметалевими включеннями за рахунок комплексного підходу до рафінування металу в проміжному ковші. Необхідно відзначити, що дана система має підвищену універсальність, і отриманий досвід може бути ретрансльовано на інші підприємства галузі незалежно від типу МБЛЗ і конструктивних особливостей проміжного ковша.

Ключові слова

МБЛЗ, проміжний ківш, фільтруюча установка, підвищення якості, неметалеві включення, продування аргонном, рафінування металу, УФС.

Summary

A.N. Smirnov¹, Dr. Sci. (Engin.), Professor, Leading Researcher, e-mail: stalevoz@i.ua, <https://orcid.org/0000-0001-5247-3908>

G.G. Nemsadze², Head of the Supervisory Board, e-mail: ngg@gir.ua, <https://orcid.org/0000-0001-6508-8208>

R.A. Dzhodzhua², Director for Strategy and Development, e-mail: rad@gir.ua

K.N. Sharandin³, CEO, e-mail: sharandin@gir.ua

D.V. Ryabyi^{3,1}, Deputy Director, e-mail: dmitriy.ryabyi@gir.ua

¹*Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)*

²*PJSC "CUVCIF "General Investment Resources" (Kyiv, Ukraine)*

³*LLC GIR-Engineering (Dnipro, Ukraine)*

Universal filtering systems as an effective way to improve the quality of metal products

In the given article the developed universal filtering system (UFS) is resulted, allowing to carry out effectively metal refining in an intermediate ladle of the continuous casting machine (CCM) during casting. This system was developed on the basis of deep theoretical analysis, physical modeling and industrial research.

A number of laboratory tests with the use of models were carried out. Physical modeling allowed to determine the optimal design parameters of the filtering system elements, as well as the choice of their optimal quantity and location in the volume of the intermediate ladle, which allows to achieve the highest efficiency of removal of non-metallic inclusions and to ensure stable and safe operation of the intermediate ladle during casting of the metal series at CCM.

As a result of theoretical, laboratory and industrial researches it is shown that blowing of a liquid bath of metal in an industrial ladle with argon provides refining effect in part of removal of large non-metallic inclusions. The greatest effect can be achieved with the use of bubble beams (blocks), providing bubble blowing.

The results of industrial research at one of the metallurgical enterprises with converter steel production, which includes several slab CCMs, are presented. In industrial conditions it is established that the number of large single non-metallic inclusions is lower than in comparative slabs (without blowing) when blowing steel with argon in the tundish.

The developed system "UFS" allows to reduce the range of the general index of metal contamination by non-metallic inclusions due to the complex approach to metal refining in the intermediate ladle. It should be noted, that this system has increased versatility and the experience can be used at the other enterprises of the industry, regardless of the type of CCM and design features of the intermediate ladle.

Keywords

CCM, tundish, filtering unit, quality improvement, non-metallic inclusions, argon purge, metal refining, UFS.

УДК 669.182.4.621.747.53

В.С. Дорошенко, д-р техн. наук, ст. науч. сотр., ст. науч. сотр., e-mail: doro55v@gmail.com,
<https://orcid.org/0000-0002-0070-5663>

Ю.Г. Квасницкая, д-р техн. наук, ст. науч. сотр., вед. науч. сотр., e-mail: jul.kvasnitskaja@gmail.com,
<https://orcid.org/0000-0003-3790-2035>

И.И. Максюта, канд. техн. наук, ст. науч. сотр., ст. науч. сотр.

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины (Киев, Украина)

Разработка метода получения пористой и фильтровальной керамики с возможностью регулирования количества пор, их величины и распределения по размерам

Пористые материалы – основа современных фильтрующих и теплозащитных материалов, носителей катализаторов, пламегасителей и звукопоглотителей – изготавливаются введением вспенивателей, выгорающих добавок или полых тел, прессованием и экструзионным формованием. Показаны примеры типичных керамических фильтров и отмечен положительный опыт фильтрования сквозь такие фильтры жидких металлов для литейно-металлургической отрасли. В качестве аналогов проанализированы наиболее применяемые методы производства пористой и фильтровальной керамики и рассмотрен новый метод получения такой керамики с возможностью регулирования количества пор, их величины и распределения по размерам. Для этого разработана криотехнология использования зернистого льда как порообразователя в керамических изделиях. Ранее созданные способы использования зернистого льда для формовки изделий из песчано-ледяных смесей послужили основой для новой криотехнологии порообразования. Прототипом выбран один из отечественных составов широко применимых в металлургии огнеупорных бетонных смесей. Для порообразования применили зернистый лед в количестве 8–90 % по массе смеси. Удаление этого льда удобно выполнять путем самопроизвольного плавления при выстаивании заформованного изделия при комнатной или повышенной до 40–100 °С температуре. Также в смесь из сыпучих мелкодисперсных компонентов вводят гидратационное вяжущее (цемент или гипс), которое увлажняют расплавом введенного в смесь зернистого льда, и вследствие этого увлажнения обеспечивают схватывание и твердение смеси до монолитного состояния путем образования кристаллогидратов. Рассмотрены физические модели взаимодействия минерала с водой и со льдом. При увлажнении и вакуумировании керамической заготовки создаются условия регулирования ее пористости как по степени проницаемости, так и по ориентации сквозных пор.

Ключевые слова: пористый материал, керамика, фильтр, фильтровальная керамика, лед, пористость, жидкий металл, вакуумирование, регулирование величины пор.

Пористые материалы – основа современных фильтрующих и теплозащитных материалов, носителей катализаторов, пламегасителей и звукопоглотителей – могут изготавливаться введением естественных вспенивателей, выгорающих добавок или полых тел, прессованием (рис. 1, а) и экструзионным формованием (рис. 1, б). Керамические материалы с пористостью 70–95 %, обладающие высокой газо- и гидропроницаемостью, получают методом дублирования полимерной матрицы, являющимся разновидностью метода выгорающих добавок (рис. 1, в). При пористости материалов 70–95 % особую остроту приобретает проблема неоднородности, включающая в себя различные дефекты, наследуемые материалом от стадии добычи и подготовки минерального сырья или изготовления порообразователя до получения готового изделия и существенно ухудшающие свойства конечного пористого изделия [1].

Пенокерамические фильтры (ПКФ) для литейно-металлургической отрасли позволяют повысить

уровень очистки расплавов металлов и повысить их качество [2–4]. Так, качество очистки модифицированного в форме чугуна с шаровидным графитом, оцениваемое по содержанию неметаллических включений (НМВ) в отливке, при применении ПКФ составило 99,5–100 %. Вместе с тем, влияние ПКФ и условий фильтрации на структуру и свойства различных чугунов изучено недостаточно, что затрудняет их широкое применение [4].

Положительные результаты показали исследования влияния фильтрации через ПКФ на микроструктуру и свойства серого чугуна (СЧ), химического состава, %: 3,92 C; 1,64 Si; 1,16 Mn; 0,09 P; 0,02 S; 0,03 Cr, который заливали из электропечи при 1300–1350 °С в песчаные формы [4]. Чугун фильтровали через ПКФ на основе карбида кремния, диаметр фильтра – 80 мм, высота – 20 мм, средний диаметр ячейки – 3,5–4,0 мм. Фильтр не подогревали, никаких изменений в литниковую систему и обычные условия литья не вносили. Измене-

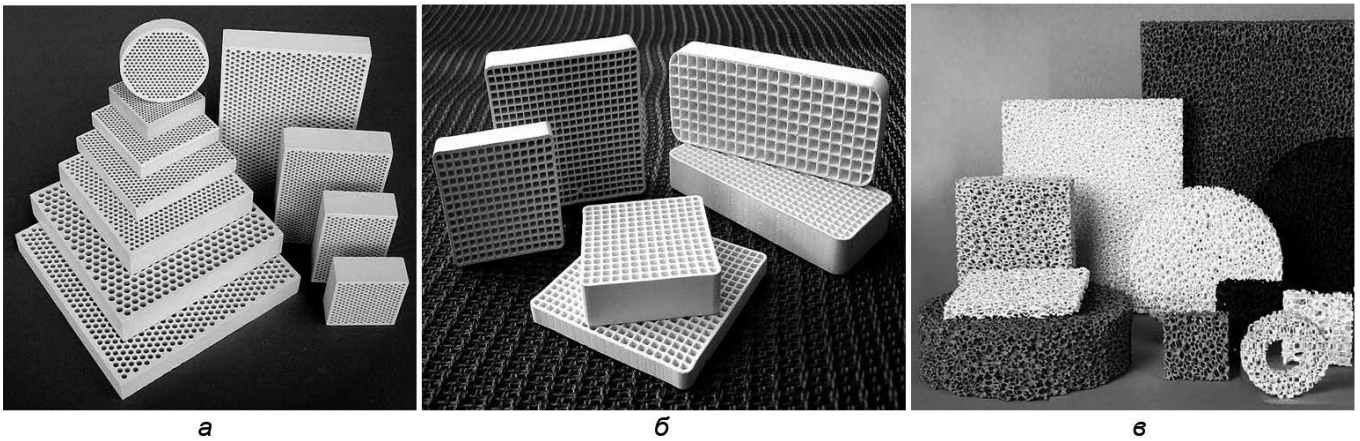


Рис. 1. Примеры керамических фильтров компании LANIK (Чешская Республика) для фильтрации металла: а – прессованные; б – экструдированные; в – пенокерамические [2]

ний в содержании компонентов металла в результате фильтрации не отмечено.

После фильтрации существенно изменилась форма включений графита в чугунах. В отливках нефильтрованного металла отмечено наличие неориентированного графита (типа А) с включениями графита розеточного и точечного междендритного. После фильтрации графит охарактеризован как графит типа Е (мелкопластинчатый, сетчатого расположения). Объемная доля включений графита практически не изменилась, произошло только их измельчение. Содержание феррита в перлитно-ферритной металлической основе значительно снизилось, феррит после фильтрации сильно диспергирован. После фильтрации изменилась и микротвердость $HV_{0,05}$ перлитной основы СЧ, без фильтрации $HV_{0,05} = 3620 \pm 800$ МПа, а после фильтрации $HV_{0,05} = 3350 \pm 400$ МПа. Таким образом, увеличение перлита в основе привело к небольшому снижению его микротвердости. Прочность σ_b СЧ после фильтрации

выше на 25 % по сравнению с исходным сплавом. Относительное удлинение (пластичность) СЧ увеличилось с 0,9 до 1,3 %. Фильтрация чугуна через ПКФ не только отделяет НМВ, но и существенно влияет на его микроструктуру [4], повышая качество металла.

В литейном производстве применение керамического фильтрования как метода снижения неметаллических включений, газов, вредных примесных элементов в металлах и сплавах литых заготовок в настоящее время сдерживается узкой номенклатурой высококачественных отечественных керамических фильтров серийного производства [3].

Кроме фильтров, вышеуказанными методами [1, 2] получают пенобетонные пористые материалы для строительства или утепления стен, или огнеупорные материалы с различной проницаемостью для литейных форм или композитных изделий всевозможного назначения. Трудно установить дату, когда на промышленную арену вышла керамика среди



Рис. 2. Диаграмма изменения относительной доли четырех основных видов конструкционных материалов [5]

других конструкционных материалов, но, согласно прогнозу английских специалистов, ее роль в будущем будет усиливаться (рис. 2) [5].

Анализируя возможности криотехнологии, как нового метода изготовления пористой керамики, рассмотрим ряд новых отечественных аналогичных решений в области песчаной формовки для литейного производства. Известен способ формовки с фильтрацией воды от расплава льда в песчаную формовочную смесь и создание в ней по ледяным моделям твердых песчаных оболочек литейной формы или полостей в песчаном стержне [6]. В процессе формовки в течение выстаивания литейной формы или стержня достигают самопроизвольного протекания трех операций: (1) плавления ледяной модели, (2) инфильтрации (впитывания) ее расплава в сыпучую песчаную смесь и (3) затвердевания этой смеси. Затвердевание происходит за счет химической реакции воды (из расплава модели) с гидратационными вяжущими (гипсом и/или цементом), которые предварительно замешивают в сухую сыпучую песчаную смесь при ее приготовлении. Для ускорения такого затвердевания литейную форму или стержень подогревают до температуры 40–100 °C [6].

Подобный механизм твердения применен для сыпучей виброуплотняемой формовочной смеси, увлажнение которой выполняют путем таяния сыпучего зернистого льда, вводя его в состав этой смеси в процессе ее замешивания [7]. При этом применяют произвольное капиллярное перемещение влаги в порах смеси. В состав смеси входят гидратационное вяжущее – гипс полуводный 10–40 % (по массе) и сыпучий зернистый лед (для увлажнения) – 4–8 %, остальные – дисперсный наполнитель – песок.

Последние два способа вводят в технологию формовки сравнительно новый тип сухих формовочных смесей (по аналогии с широко используемыми сухими строительными смесями с порошковыми связующими в их составе), которые виброуплотняют в сухом виде и увлажняют инфильтрацией воды, в частности от талого льда. Эти способы позволяют как получать песчаные изделия с полостями по ледяным моделям, тающим и удаляемым сквозь поры песка из полостей, так и применять сыпучие самотвердеющие песчаные смеси с зернистым льдом, схватывание и твердение которых происходит путем реагирования талой воды с порошковым связующим в составе этих смесей. Сыпучий характер этих смесей позволяет их легко замешивать, насыпать в формовочную оснастку и быстро уплотнять, в частности вибрацией. Такие ресурсоэффективные технологии формовки песчаных полостей с самопроизвольным плавлением льда (при температуре окружающего воздуха цеха) одновременно с самотвердеющим характером упрочнения формовочной смеси до монолитного твердого состояния послужили аналогами способа получения пористой керамики.

До настоящего времени такую криотехнологию не применяли для изготовления ПКФ и пористых материалов, в частности для литейно-металлургических

технологий и промышленности стройматериалов. В этой отрасли широко применимы огнеупорные композиционные бетонные смеси, например отечественного состава [8]. Эта смесь содержит огнеупорный наполнитель, вяжущее (связующее) – высокоглиноземистый цемент и технологическую примесь, при следующем соотношении компонентов, % мас.: огнеупорный наполнитель – 62–65, высокоглиноземистый цемент – 15–20, примесь (тонкомолотый материал) – 17–20. Огнеупорность изделий из такой смеси – 1500–1530 °C [8]. В составе этой огнеупорной смеси высокоглиноземистый цемент затвердевает при увлажнении водой, смесь рекомендована для футеровки тепловых агрегатов металлургии, обладает повышенной прочностью в изделиях при высоких температурах, но не имеет в своем составе порообразователя для изготовления ПКФ и пористых материалов.

В настоящее время широко применимы ПКФ с такой особенностью, что, имея относительно большой размер пор (0,5–5,0 мм) и пористость до 90 %, они, благодаря объемной лабиринтной структуре, задерживают путем адсорбции частицы включений до микронных размеров [9, 10]. Высокая проницаемость таких ПКФ определяется их капиллярной структурой с наличием непрерывных твердой и газообразной фаз.

Наиболее близким (конкурентным) к разработанному и описанному ниже техническому решению является способ изготовления ПКФ литьем керамического шликера с мелкодисперсным наполнителем и вяжущим [11]. Порообразование выполняют пропиткой органической пены этим жидкоподвижным шликером в такой последовательности. Расчетным количеством этого шликера, в зависимости от толщины керамических перемычек в ПКФ, заполняют емкость (пресс-форму) с заготовкой органической пены, пропитывают эту заготовку в режиме циклических деформаций до полного впитывания керамического шликера. Затем осуществляют сушку и обжиг с выгоранием органической пены. В патенте этого способа описан пример пропитки заготовки из пенополиуретана размером 5×5×1,5 см и объемом 37,5 см³, а поры полученного пенофильтра имеют размер 1,0–1,5 мм [11].

Недостатками этого способа являются применение для порообразования органической пены – пенополиуретана и операции пропитки заготовки в режиме циклических деформаций до полного поглощения водного керамического шликера. Промышленное использование пенополиуретановой пены в качестве порообразователя, как подчеркнуто в работе [12], дает размеры пор не выше 2,5 мм, что ограничивает технологические возможности, размеры получаемых такой пропиткой (шликерным литьем) фильтров и пористого материала.

Кроме того, по такой пене трудно стабильно получать одинаковые функциональные свойства, поскольку при каждом вспенивании непросто получить пену с одинаковыми порами, перепонками и стенками. Оборудование для пропитки заготовки из такой пены в режиме циклических деформаций для поглощения водного керамического шликера довольно

сложное и не присуще для литейных цехов, а только для специализированного производства. Довольно малый размер пор и невысокая стабильность характеристик пенокерамических и пористых материалов, получаемых последним способом, при наличии различных размеров ячеек и стенок влияет на характер проницаемости фильтров. Также обжиг органической пены может давать на стенках фильтра остатки сажи, нежелательной для фильтрации сплавов, ограниченных по содержанию углерода, а процесс термодеструкции органических полимеров требует мер для обезвреживания газовых вредных продуктов, что не присуще, например, выплавке неорганических легкоплавких порообразующих материалов.

С целью упрощения изготовления ПКФ и пористых материалов, увеличения размера пор выше 2,5 мм, подъема стабильности путем достижения одинаковой пористости серии изделий при несложном регулировании пористости гранулометрическим составом порообразователя в качестве порообразователя предложено применять зернистый лед в количестве 8–90 % по массе смеси. Удаление этого льда удобно выполнять путем самопроизвольного плавления при выстаивании заформованного изделия при комнатной температуре или с незначительным его нагреванием. Также в смесь при смешивании сыпучих мелкодисперсных компонентов аналогично смеси [8] вводят гидратационное вяжущее (цемент, гипс), которое увлажняют расплавом введенного в смесь порообразователя (зернистого льда), и вследствие этого увлажнения обеспечивают схватывание и твердение смеси до монолитного состояния путем образования кристаллогидратов.

Кроме того, с целью сокращения выстаивания смеси в формовочной оснастке предложено ее подогревать до температуры 40–100 °С, подавать воду или водный раствор с такой или комнатной температурой на верхнюю поверхность смеси, и дополнительно к этому с нижней поверхности смеси через отверстия в дне оснастки эту смесь можно вакуумировать в периоды до начала плавления зернистого льда или (и) после твердения смеси для отжима из образовавшегося изделия возможного избытка воды. Кстати, с некоторым подобием к вакуумированию известно производство огнеупоров «способом прососа», которым получают плиты для футеровки промежуточных ковшей [13]. Этот способ заимствован из бумагоделательной промышленности и состоит в том, что жидкость, содержащую воду, связующее и твердые частицы, просасывают через сито. При этом твердые частицы остаются на сите, образуя как бы нетканый материал, который затем сушат. Этот процесс почти полностью автоматизирован [13].

Если в способе [11] полимерная пена служит выжигаемой моделью, поры которой просачиваются шликером, то в предложенной криотехнологии для образования полостей пористых материалов использовали выплавляемые модели – частицы льда. Для разработки такой технологии целесообразно использовать опыт фильтрационной формовки по ледяным моделям [6], а также методы применения зернистого

или сыпучего льда [7, 14, 15] и описанные в наших статьях примеры технологии формовки в литейном производстве.

Водный лед на современном этапе развития холодильной техники имеет достаточно низкую стоимость, полностью совместим с окружающей средой. Это обуславливает все более широкое применение льда и водоледающих растворов в сельском хозяйстве, пищевой промышленности, торговой отрасли, в системах кондиционирования воздуха, строительном деле и др. Лед получают как холодильными установками, льдогенераторами, так и с применением естественного холода окружающей среды. Ежегодно в мире производят более 1 млн тонн искусственного льда как технического, так и пищевого [16]. Современные магазины малого и среднего формата покупают льдогенераторы мощностью 120–300 кг льда в сутки, а гипермаркеты используют агрегаты, производящие до 2,5 тонн льда. С помощью льдогенераторов и льдокрошителей, серийно выпускаемых десятками видов и типоразмеров, получают различные размеры и формы зерен льда. Также известны десятки запатентованных способов, в том числе отечественных, получения сыпучего или зернистого льда, включая непрерывное получение льда в виде микроскопических кристаллов, что возможно использовать для получения микропористой керамики, а также углеродных пористых материалов, имеющих перспективы для изготовления высокочемных конденсаторов и энергоемких аккумуляторов.

Кроме того, для литейного производства В.М. Грузманом получен патент 2167023 РФ (опубл. 20.05.2001) на способ приготовления стержневой смеси, включающий предварительное охлаждение песка и нанесение на зерна песка воды, отличающийся тем, что охлаждаемый песок приводят в псевдооживленное состояние с помощью влажного воздуха. Нанесение воды на зерна песка осуществляют путем конденсации водяных паров из воздуха. При этом песок предварительно охлаждают до температуры ниже точки росы, достигают равномерного нанесения на зерна песка минимального количества молекулярных слоев воды, обеспечивая как достаточную прочность замороженных песчаных стержней (в морозильной камере), так и предотвращая возможность образования газовых раковин в отливках. Но если поверхность зерен охладить ниже температуры замерзания воды, то при контакте ниже точки инея влага из воздуха осажается на ней в виде инея (замороженной росы). Точка инея – температура, при которой водяной пар, содержащийся в воздухе, становится насыщенным по отношению к поверхности льда. В природе иней осажается вследствие десублимации прямо из газообразной фазы в твердые кристаллы, минуя фазу жидкой воды и «предпочитая» покрывать, прежде всего, шероховатую поверхность материала с невысокой теплопроводностью. Такой принцип нанесения тонкого ледяного слоя на минеральные зерна, подобный образованию инея в природе, применен для формовки песчаных оболочек по ледяным моделям [17] и также пригоден для

введения льда в песчаные смеси в виде тончайших пленок.

По результатам анализа примеров получения песчано-ледяных смесей для отработки изготовления фильтровальной и пористой керамики на начальных этапах мы использовали чешуйчатый, гранулированный лед и лед-крошку, в зависимости от вида пор, которые предстояло получить в пенокерамических или пористых изделиях. Отсеивали или подбирали зернистый лед по гранулометрическому составу.

Новая технология основана на том, что смесь для ПКФ смешивают из сыпучих компонентов. Это проще, чем готовить увлажненную смесь, потому что вода смачивает и создает связи с частицами компонентов, как показано ниже. Из сыпучего в связанное состояние эта смесь переводится с помощью зернистого льда и гидратационного вяжущего, которые замешивают в сыпучей смеси при ее приготовлении. А в течение выстаивания смеси в оснастке в помещении цеха достигают самопроизвольного плавления льда, инфильтрации его расплава в смесь и затвердевания песчаной смеси за счет химической реакции воды (из расплава льда) с гидратационными вяжущими, которыми являлись гипс или цемент.

Зернистый лед в количестве 8–90 % по массе в смеси ограничен верхней границей 90 %. Поскольку известна предельная пористость пенокерамики 95 % [18], то при плотности льда около $0,92 \text{ г/см}^3$ и плотности твердого каркаса на основе Al_2O_3 в пределах $1,71\text{--}4,0 \text{ г/см}^3$ [19], массовая доля льда 90 % будет по объему соответствовать пористости примерно 95 % и выше. Указанные предельные границы можно считать приблизительными, они лишь свидетельствуют, что максимально возможный интервал объема пор, образованных льдом, определяет производитель пористых изделий.

Кроме того, если по способу [6] изготовить песчаные оболочки (с полостями) по ледяным моделям в виде нескольких или многих шаров, или по моделям другой геометрической формы, то такие изделия можно считать пористыми изделиями. В методе получения фильтрационной и пористой керамики с зернистым льдом преимущества состоят в том, что его используют и как порообразователь, и как реагент для твердения сыпучей смеси. Увеличение диапазона размеров пор выше 2,5 мм и несложное регулирование пористости достигают выбором количества, вида и размера его зерен, в отличие от применения пенополиуретана или других выжигаемых органических порообразователей.

Подобно способу [6], в состав зернистого льда или сыпучей смеси могут вводить технологические добавки (порядка 0,5–5 %), которые являются поверхностно-активными веществами (например, жидкое мыло) для облегчения растекания расплава льда по поверхности дисперсных частиц наполнителя, вводить ускорители твердения гидратационных вяжущих, или гелеобразователи. Например, жидкое стекло в водном растворе (для получения льда) является одновременно и эффективным ускорителем такого твердения, и гелеобразователем, широко применяе-

мым в литейном производстве для изготовления песчаных форм, футеровки ковшей и т. п. Порошковые технологические добавки (то же жидкое стекло в виде молотой силикатглыбы) проще вводить при смешивании сыпучих компонентов смеси, чем в состав частиц льда.

Общая схема способа формовки по новой технологии включает приготовление сыпучей смеси известными способами и засыпку ее в оснастку для формовки. В частности, можно предварительно смешать минеральную основу, в составе которой дают мелкодисперсный наполнитель – зернистый корунд, песок, цемент и/или гипс в различных дозировках. Затем, как в одном из вариантов [7], выполнять засыпку минеральной смеси в полость оснастки методом смешивания двух струй путем ссыпания струи зерен льда со струей сыпучей минеральной основы в один поток одновременно с вибрацией оснастки. Этот вариант смешивания позволяет быстро смешать зерна в сыпучем виде и уплотнить их в формовочной оснастке без таяния льда. Также отработывали быстрое смешивание минеральных песков и порошков с зернистым льдом традиционным образом в лабораторной бетономешалке.

При уплотнении вибрацией сыпучей смеси в оснастке (опоке для формовки пористого изделия) песчинки компонентов продолжают двигаться между собой, укладываясь с максимально возможной плотностью смеси; формируется жесткий каркас из зерен с размещением между ними порошковых технологических добавок и вяжущего. Вибрация уменьшает внутреннее трение песчинок, приводя сыпучий материал в состояние «псевдожидкости» с максимальным его уплотнением.

В процессе таяния льда происходит впитывание и удержание воды адсорбционно-капиллярными силами в среде мелкодисперсных компонентов. Если в слой этих компонентов поступило больше воды, чем он способен удержать, то избыток влаги (как свободная вода) перетекает по порам в слой, лежащий под ним. Выстаивание для твердения характерно изготовлению бетонных изделий, в которых операция твердения протекает самопроизвольно в течение определенного времени и связана с хемосорбцией воды частицами гидратационного вяжущего. Использовали зернистый лед из замороженной воды или водной композиции при температуре $-20\text{--}-15^\circ\text{C}$. После виброуплотнения смеси в оснастке лед нагревается от окружающего материала и через некоторое время (не менее нескольких минут) начинает таять, впитываясь в поры смеси. Затем таяние продолжается от нескольких минут и дольше в зависимости от количества и температуры льда.

Во время пока лед не начал таять, а также до схватывания смесь обладает состоянием пластичности и ее можно прессовать аналогично методу полусухого прессования с получением сквозных отверстий (как на рис. 1, а), подбирая оптимальный состав смеси для получения фильтров со сквозными щелевыми, круглыми или несквозными пустотами различной формы. При контакте талой воды с цементом или гипсом смесь схватывается (теряет пластичность) и

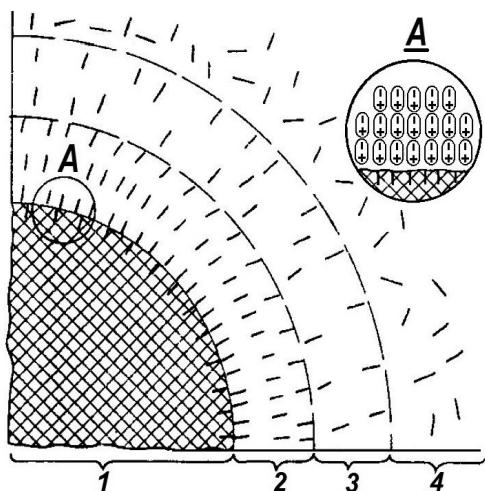


Рис. 3. Взаимодействие минерала с водой: 1 – частица минерала; 2, 3 – адсорбированная вода (2 – прочносвязанная, 3 – рыхлосвязанная); 4 – свободная вода [21]

начинает твердеть. При этом идет преобразование дисперсной системы в «конденсированное» состояние – образование твердой интерфазной структуры из дисперсных разнородных частиц [20]. Если прочностные свойства многих связующих (глина, цемент, гипс, жидкое стекло и т. п.) приобретают только в присутствии воды, применение именно ледяного дисперсного порообразователя – поставщика воды при его таянии относится к преимуществам криотехнологии получения ПКФ. Механизм твердения гидратационных вяжущих состоит из гидратообразования и структурообразования (образования кристаллогидратов) как синтез прочности материала конечного изделия [20].

Для выяснения условий (физической модели) создания пластичности смеси при переходе ее из сыпучего в увлажненное и частично связанное состояние уместна аналогия с песчано-глинистыми формовочными смесями [21] (рис. 3). Адсорбция воды на поверхности минералов может быть физической и физико-химической. Физическая адсорбция имеет место при наличии на границе двух фаз двойного электрического слоя. Согласно правилу Кёна, большинство твердых веществ заряжается отрицательно, так как имеет меньшую электрическую проницаемость, чем вода. При физико-химической адсорбции поверхность минералов, являющихся оксидами, сначала гидроксилизуется, то есть покрывается ОН-группами, с которыми затем взаимодействует вода (за счет водородных связей), образуя гидратный слой. При взаимодействии частиц минерала с диполями воды возникают электромолекулярные силы, численное значение которых у самой поверхности составляет сотни МПа. Эти силы быстро убывают по мере удаления от поверхности, приближаясь к нулю на расстоянии, равном 0,5 мкм [21] (см. рис. 3).

Свободная вода подразделяется на капиллярную и гравитационную. Капиллярная вода удерживается в смеси силами капиллярного давления и не вытекает из смеси под влиянием собственного веса. Например, величина естественной влажности суглинков (глинистых грунтов) может достигать 26 % при сохранении их пластичности до границы текучести.

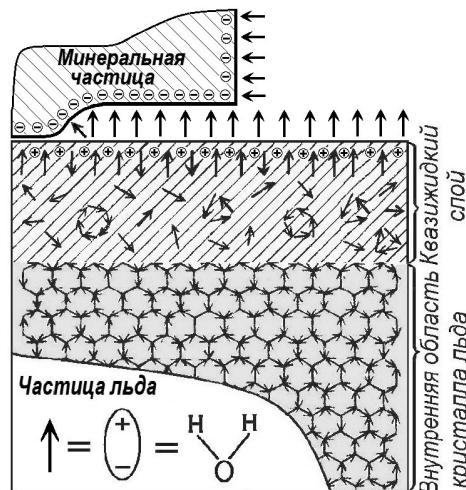


Рис. 4. Взаимодействие частицы льда с частицей минерала в момент начала таяния льда (рис. выполнен на основе схемы из работы [22] с обозначением диполя воды в виде стрелки)

Силы капиллярного давления стягивают между собой частицы огнеупорной основы смеси, усиливая ее прочность во влажном состоянии. Основой прочности рассматриваемой смеси являются Н-связи, хотя некоторую лепту вносят также силы поверхностного натяжения воды, капиллярные силы и силы межмолекулярного взаимодействия. Водородные связи возникают между атомами водорода и атомами наиболее электроотрицательных элементов, в частности с кислородом. Сочетание атомов водорода и кислорода как раз имеется на поверхностях частиц (в виде гидроксильированных слоев) оксидов, служащих материалом зерновой основы [21].

Мы рассмотрели традиционные для литейных процессов условия (физическую модель) формирования прочности в увлажненных смесях из минеральных частиц (рис. 3). Однако аналогично влажным смесям электромолекулярные силы возникают между минеральными частицами и частицами льда. При отрицательных температурах, близких к точке плавления (начиная уже от -70°C), у поверхности льда образуется не жидкий и не кристаллический слой (аморфной структуры), в котором дипольные молекулы воды создают двойной электрический слой [22].

Этот слой льда состоит из нескольких десятков или сотен молекулярных слоев и имеет общую толщину от нескольких десятков до нескольких сотен ангстрем. В нем до 74 % молекул воды ориентируются протонами наружу [22]. Этот слой называют «квазизжидким» с тех пор, как Фарадей высказал идею о его возникновении (рис. 4). Экспериментально доказано, что при кристаллизации воды и ее растворов на фазовой границе на поверхности льда формируется электрический слой положительного заряда. В нем хаотичное расположение молекул воды сочетается с упорядоченной ориентацией крайних рядов молекул-диполей, как аналог сил поверхностного натяжения жидкости. Этот электрический слой (по терминологии Н. Маэно) также использован авторами этой статьи для технологии электроосаждения порошковой краски на поверхности ледяных моделей.

Таким образом, согласно рассмотренным схемам,

электромолекулярное взаимодействие в смеси для ПКФ после засыпки и уплотнения в оснастке создает условие получения «технологического окна пластичности» смеси с массовой долей льда или влаги порядка 20–25 % для выполнения операций прессования и получения фильтров с отформованными каналами направленной пористости. Кроме того, рассмотренное «окно пластичности» расширяет явление схватывания смеси в результате начала образования кристаллогидратов при взаимодействии воды с частицами гидратационного вяжущего, и смеси минеральных и ледяных частиц можно формовать или подвергать экструзии, экспериментально отработывая их оптимальный состав в зависимости от состава с минеральной основой, льдом и вяжущим.

Регулируя действие схватывания (активностью вяжущих, добавкой ускорителей твердения) при появлении талой воды в сочетании с «льдо-водяным» силовым фактором формирования начальной прочности смеси, производитель ПКФ и пористых изделий не позволит смеси перейти в состояние текучести вплоть до наличия в ней до 90 % льда по массе, поскольку, чем больше льда, тем дольше его плавление и тем больший период одновременного действия условно трех силовых факторов формирования прочности смеси (ледяного, водяного и схватывания). После выстаивания смеси в оснастке и приобретения манипулятивной прочности дальнейшие технологические действия с ней выполняют при образовании уже достаточно твердого изделия, действия с которым не нарушат его целостность. Его освобождают от излишних жидких продуктов (если остались) и после дополнительного твердения, сушки, и при необходимости термообработки (обжига и т. п.), отправляют к месту использования.

В варианте технологии предусмотрено ускорение отверждения смеси путем нагревания до температуры 40–100 °С для ускорения оборота оснастки, повышения производительности процесса и эффективно-

сти использования оборудования аналогично известной технологии [6]. Наливом воды, водного раствора или нанесением их аэрозоля (в том числе указанной повышенной температуры) на поверхность засыпанной в пресс-форму смеси, ускоряли схватывание и твердения верхнего слоя (как стабилизирующей основы). При этом путем фильтрации просачивалась вся или часть толщины создаваемого изделия еще до начала таяния льда.

При отработке разновидностей способа с подачей воды, в том числе с растворенным ускорителем схватывания, твердения или гелеобразователем на верхнюю поверхность смеси, значительный потенциал для регулирования процесса привносит операция вакуумирования с нижней поверхности смеси через отверстия в дне оснастки в периоды до начала плавления зернистого льда или (и) после твердения смеси для отжима из образовавшегося изделия избытка воды. Вакуумировали при остаточном давлении 20–50 кПа водокольцевым вакуумным насосом (традиционно применяемым для выкумивания литейных песчаных форм) через венты в днище оснастки. Прокачка воды, налитой на поверхность смеси, обычно проходила в течение от нескольких до десятков секунд. Смесь увлажнялась до начала таяния зерен льда, начинала схватываться и твердеть, обеспечивая стабильную пористую структуру. При этом добавкой цемента в смесь обеспечивали ее водостойкость, а добавкой гипса (при необходимости) обычно ускоряли схватывание и твердение смеси.

Имеет значение, что при прокачке воды вслед за ней сквозь поры песка проходил воздух, потоки воды и воздуха в зерновом каркасе «промывали» каналы направленной пористости. При этом потоки стремятся идти по путям наименьшего сопротивления и соответственно ориентировать или сдвигать мелкую фракцию зерен при совпадении направлений векторов градиента давления и скорости фильтрации, что может служить основой методики создания регулируемой пористости фильтрационной керамики как по степени проницаемости, так и по преимущественной ориентации сквозных каналов. Методы силового промывания или продувания каналов (с разной температурой и составом проникающих жидкостей или газов) в нужном направлении с удалением мелких частиц в каркасе крупных зерен до заданных значений проницаемости или проходных размеров пор в твердеющей заготовке фильтра еще предстоит отработать.

Возможные оплывания или деформации смеси при таянии льда, кроме рассмотренных обстоятельств, также предотвращает то, что после виброуплотнения по оптимальному режиму песчинки дисперсного материала большей частью размещаются так, что заклинивают друг друга, мешая взаимному перемещению. Это явление носит название «появление арочных структур» [23], чему способствует повышение угловатости зерен. В арке каждый отдельный элемент не может переместиться в направлении действия внешней силы, потому что он зажат в распор соседними элементами, которым передает возможные нагрузки. Так частицы приобретают свойства

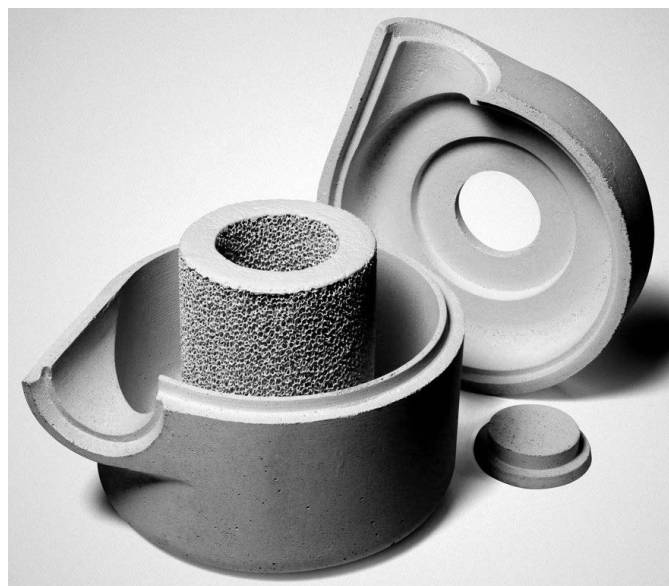


Рис. 5. Фильтровальная камера компании ASK Chemicals, США [23]

твердого тела, что позволяет в статическом состоянии достаточно тонкой твердеющей оболочке выдерживать вес верхних слоев сыпучего материала.

Обычно при отработке технологии в простейшем варианте выстаивание изделий ПКФ проводили в течение второй и третьей смен, засыпая оснастку смесью с уплотнением на первой. На второй день или в течение порядка 24 часов заформованные изделия приобретали достаточную прочность для дальнейших операций. Вода, которая не удерживалась в пористом изделии, стекала сквозь поры и вытекала из оснастки сквозь отверстия в ее дне.

Заметим, если среди десятков экспериментов по выбору оптимального состава смеси (при осмотре распиленных фильтров) получали редкие случаи, когда потолок и прилегающие к ней стенки отдельных

% . Примерный аналогичный образец компании ASK Chemicals показан на рис. 5 [24].

В процессе отработки технологии в лаборатории изготовили пенокерамические фильтры из смеси с огнеупорностью 1500–1530 °С на основе состава [8]. Смесь содержала огнеупорный наполнитель, вяжущее (связующее) – высокоглиноземистый цемент и добавки – тонкомолотый материал типа оксидал, а также каолин, при соотношении компонентов, %мас. (таблица). При температуре -15 °С лед имеет плотность 0,919 г/см³, а материал каркаса фильтра – плотность $\geq 1,71$ г/см³, то объемная доля льда больше, чем массовая, как показано в таблице.

Зерна льда заданного размера отсеивали с помощью стандартных сит по ДСТУ ISO 3310-1:2017. «Сита. Технические требования и испытания». Раз-

Составы компонентов огнеупорной смеси и их характеристики

Компоненты смеси и размеры пор ПКФ	Состав компонентов, размеры и объем пор		
	Состав 1	Состав 1	Состав 1
Огнеупорный наполнитель-электрокорунд, %мас.	35,2	44,0	52,8
Оксидал, %мас.	4,0	5,0	6,0
Каолин, %мас.	0,8	1,0	1,2
Всего наполнителей, %мас.	40,0	50,0	60,0
Высокоглиноземистый цемент, %мас.	15,0	18,0	20,0
Лед зернистый при дозировании в смеси, %мас.	45,0	32,0	20,0
Лед зернистый по объему пор, объемные %	60,4	46,7	31,7
Размеры пор согласно размеров зерен льда, мм	2,5–3,4	2,4–3,2	2,2–2,8

крупных пор деформировались (опускались, оплывали) при таянии льда, но это во всех случаях только частично (на 10–15 %) уменьшало объем поры от частицы льда. В случае деформации стенки касались зерна льда, смачивались от него талой водой, вступающей в реакции с вяжущим, которое начинало схватываться. Также поступала вода из верхних слоев, и добавлялось то, что виброуплотненные песчинки стенок при своем сдвиге теряют оптимальную укладку зерен, и эти слои стенок расширяются (как бы вступая в новое расклинивание), что останавливает деформацию вниз стенок с вогнутой поверхностью.

По разработанной технологии можно формировать не только плоские ПКФ, но и фильтровальные камеры – проточные реакторы, например, для модифицирования металлов. Боковые стенки камеры изготавливают из песчано-кристаллогидратных смесей с примесью зернистого льда до 8 % (аналогично [7]), и они служат несущей основой для загрузки модификатора, а выходное для жидкого металла отверстие перекрывают фильтром из смеси с зернистым льдом 8–90

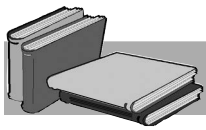
меры пор в соответствии с размерами зерен льда для трех составов смеси составляли 2,2–3,4 мм, что выше, чем в описании аналога ПКФ по выжигаемой пенополиуретановой пене [11] 1,0–1,5 мм. Крупные (от 5 мм) одинаковых размеров частицы льда можно замораживать из воды даже в бытовых морозильниках в витряхных формах (в том числе гибких полимерных) с ячейками различной конфигурации. Тогда как получить одинаковые или крупные ячейки пенополиуретана или аналогичных вспененных полимеров весьма непросто.

Упрощение изготовления ПКФ и пористых материалов заключалось в том, что смешивание, засыпание в оснастку и уплотнение смеси проходит в ее сыпучем состоянии. Также по простейшим вариантам новой технологии удаление порообразователя проходило самопроизвольно, плавление – под действием температуры окружающей среды, а его утечка с образованием полостей – при инфильтрации под влиянием градиентов сорбционных, капиллярных и гравитационных сил. Это проще, чем операции про-

питки заготовки пенополиуретана [11] в режиме циклических деформаций для поглощения ею водного керамического шликера с последующим выжиганием пенополиуретана.

Кроме огнеупорных ПКФ по этой технологии рекомендуется изготовление пористых материалов, в частности пенобетонных с использованием строительных марок портландцемента и гипса. В составе вяжущих (порядка 15–25 % по массе смеси) возможно 85 % цемента смешивать с 15 % гипса. Гипс ускоряет схватывание и твердение, а цемент дает водостойкость твердеющей смеси, предотвращая ее оплывание или деформацию при избыточном увлажнении. К преимуществам порообразования зернистым льдом также относится то, что толщина и размер конечного

изделия ПКФ могут быть достаточно большими, что определяется лишь размерами оснастки (в том числе деревянной), количеством смеси и печью для сушки или термообработки, если таковые требуются. Тогда как пропитка толстого слоя пенополиуретана водным шликером требует циклического прессования, поэтому в примере [11] описано изготовление фильтра лишь размерами 5×5×1,5 см. Из крупных блоков ПКФ могут вырезать механической обработкой различные фигурные изделия, или ряд одинаковых пластинчатых фильтров. Также могут формировать фасонные фильтровальные изделия, в том числе методом полусухого прессования, а также экструзионным способом с выполнением сквозных круглых или щелевых отверстий.

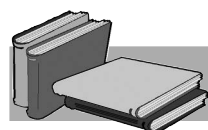


ЛІТЕРАТУРА

1. Порозова С.Е. Разработка процессов получения и формирования структуры и свойств высокопористых проницаемых материалов на основе оксидных природных соединений: автореф. дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.06. Пермь, 2005. 30 с.
2. LANIK s.r.o. Filtration technology. Filter types and scope of use. Czech Republic. URL: <http://www.lanik.eu>
3. Максютя И.И., Квасницкая Ю.Г., Мьяльница Г.Ф. и др. Применение керамических фильтров при выплавке заготовок из жаропрочных сплавов. *Процессы литья*. 2013. № 6. С. 69–74.
4. Анциферов В.Н., Артемов А.А., Порозова С.Е. и др. Фильтрация серого чугуна через пенокерамические фильтры. *Литейное производство*. 2001. № 1. С. 11–12.
5. Салахов А.М. Современные керамические материалы. МОН РФ, Казанский федеральн. ун-т. Казань: КФУ, 2016. 407 с.
6. Патент 91197 Україна, МПК В22С 9/02. Спосіб фільтраційного формування / О.Й. Шинський, В.С. Дорошенко; u201400637; заявл. 23.01.2014; опубл. 25.06.2014, Бюл. № 12. 7 с.
7. Патент 95319 Україна, МПК В22С 9/02. Спосіб формування / В.С. Дорошенко, О.Й. Шинський; u201405173; заявл. 16.05.2014; опубл. 25.12.2014, Бюл. № 24. 7 с.
8. Патент 42546 Україна, МПК С04В 7/32. Вогнетривка композиційна бетонна суміш / М.Г. Ілюха, Є.І. Лебеденко, В.П. Тімофіїва; u200901242; заявл. 16.02.2009; опубл. 10.07.2009, Бюл. № 13. 2 с.
9. Староверов Ю.С., Чернов Ю.А. Применение пенокерамических фильтров в литейном и сталеплавильном производстве за рубежом. *Огнеупоры*. 1992. № 1. С. 38–40.
10. Веричев Е.Н., Опалейчук Л.С. Способы изготовления фильтрующей пенокерамики. *Открытия. Изобретения*. 1987. № 9. С. 123.
11. Патент 2304568 России, МПК С04В38/06, С04В35/101. Способ изготовления фильтрующей пенокерамики / Б.Л. Красный, В.П. Тарасовский, А.Н. Кисляков; заявл. 10.02.2006; опубл. 20.08.2007.
12. Моуала Х. и др. Стальная пена с открытыми порами – изготовление и свойства. *Металлургия машиностроения*. 2006. № 6. С. 29–33.
13. Огнеупоры для МНЛЗ: труды конф. / пер. с нем. А.П. Алексеева; под ред. Н.М. Фроловского, 1986. 134 с.
14. Патент 77595 Україна, МПК В22С 9/02. Спосіб виготовлення виробів з сипкого наповнювача / О.Й. Шинський, В.С. Дорошенко; u201207872; заявл. 26.06.2012; опубл. 25.02.2013, Бюл. № 4. 9 с.
15. Патент 77659 Україна, МПК В22С 7/02. Спосіб виготовлення крижаних моделей / О.Й. Шинський, В.С. Дорошенко; u201208885; заявл. 18.07.2012; опубл. 25.02.2013, Бюл. № 4. 5 с.
16. Ермолаев А.Е. Получение водного льда методом послойного намораживания в условиях вакуумирования: дис. ... канд. техн. наук: 05.04.03. М., 2008. 95 с.
17. Дорошенко В.С. Структура исследований по разработке технологии литья по ледяным моделям с использованием ряда особенностей и природных явлений. *Процессы литья*. 2017. № 1. С. 39–46.
18. Йе Аунг Мин. Прочная пористая проницаемая керамика на основе электроплавленного корунда: дис. ... канд. техн. наук: 05.17.11. М., 2017. 149 с.
19. Андрианов Н.Т., Балкевич В.Л., Беляков А.В. Химическая технология керамики. М.: Стройматериалы, 2012. 493 с.
20. Сычев М.М. Твердение вяжущих веществ. Л.: Стройиздат, 1974. 80 с.
21. Гуляев Б.Б., Корнюшин О.А., Кузин А.В. Формовочные процессы. Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1987. 264 с.
22. Мазно Н. Наука о льде. М.: Мир, 1988. 231 с.

23. Котов В. Физика на пляже. *Наука и жизнь*. 2003. № 6. С. 120–123.
24. Tubular Foam Ceramic Filters. *Foundry Management & Technology*. 04.02.2014.
URL: <https://www.foundrymag.com/meltpour/tubular-foam-ceramic-filters>

Надійшла 28.10.2019



REFERENCES

1. Porozova, S.E. (2005). Development of processes for the preparation and formation of the structure and properties of highly porous permeable materials based on oxide natural compounds: Extended abstract of candidate's thesis: 05.16.06. Perm, 30 p. [in Russian].
2. LANIK s.r.o. Filtration technology. Filter types and scope of use. Czech Republic. URL: <http://www.lanik.eu>.
3. Maksyuta, I.I., Kvasnytska, Ju.G., Myalnitsa, G.F. et al. (2013). The use of ceramic filters in the smelting of billets from heat-resistant alloys. *Casting processes*, no. 6, pp. 69–74 [in Russian].
4. Antsiferov, V.N., Artemov, A.A., Porozova, S.E. et al. (2001). Filtration of gray cast iron through ceramic foam filters. *Litejnoe proizvodstvo*, no. 1, pp. 11–12 [in Russian].
5. Salakhov, A.M. (2016). Modern ceramic materials. MON RF, Kazanskij federaln. un-t. Kazan: KFU, 407 p. [in Russian].
6. Shinskiy, O.Y., Doroshenko, V.S. (2014). Patent 91197 Ukraine, MPK B22C 9/02. A method of filtration molding. u201400637; zaiavl. 23.01.2014; opubl. 25.06.2014, Biul. no. 12, 7 p. [in Ukrainian].
7. Doroshenko, V.S., Shinskiy, O.Y. (2014). Patent 95319 Ukraine, MPK B22C 9/02. A molding method. u201405173; zaiavl. 16.05.2014; opubl. 25.12.2014, Biul. no. 24, 7 p. [in Ukrainian].
8. Ilyuha, M.G., Lebedenko, Ye.I., Timofiiva, V.P. (2009). Patent 42546 Ukraine, MPK C04B 7/32. Refractory composite concrete mix. u200901242; zaiavl. 16.02.2009; opubl. 10.07.2009, Biul. no. 13, 2 p. [in Ukrainian].
9. Staroverov, Yu.S., Chernov, Yu.A. (1992). The use of ceramic foam filters in foundry and steelmaking abroad. *Ogneupory*, no. 1, pp. 38–40 [in Russian].
10. Verichev, E.N., Opalejchuk, L.S. (1987). Methods of manufacturing filtering foam ceramics. *Otkrytiya. Izobreteniya*, no. 9, P. 123 [in Russian].
11. Krasnyj, B.L., Tarasovskij, V.P., Kislyakov, A.N. (2007). Patent 2304568 Russia, MPK C04B38 / 06, C04B35 / 101. A method of manufacturing a filtering ceramic foam. Zayavl. 10.02.2006; opubl. 20.08.2007 [in Russian].
12. Mouala, H. et al. (2006). Open-pore steel foam – manufacturing and properties. *Metallurgiya mashinostroeniya*, no. 6, pp. 29–33 [in Russian].
13. Frolovskij, N.M. (Ed.) (1986). Refractories for CCM: proceedings conf. Transl. from German by A.P. Alekseev, 134 p. [in Russian].
14. Shinskiy, O.Y., Doroshenko, V.S. (2013). Patent 77595 Ukraine, MPK B22C 9/02. A method of manufacturing articles of loose filler. u201207872; zaiavl. 26.06.2012; opubl. 25.02.2013, Biul. no. 4, 9 p. [in Ukrainian].
15. Shinskiy, O.Y., Doroshenko, V.S. (2013). Patent 77659 Ukraine, MPK B22C 7/02. A method of manufacturing ice patterns. u201208885; zaiavl. 18.07.2012; opubl. 25.02.2013, Biul. no. 4, 5 p. [in Ukrainian].
16. Ermolaev, A.E. (2008). Obtaining water ice by layer-by-layer freezing under vacuum conditions: Candidate's thesis: 05.04.03. Moscow, 95 p. [in Russian].
17. Doroshenko, V.S. (2017). The structure of research on the development of casting technology for ice models using a number of features and natural phenomena. *Casting processes*, no. 1, pp. 39–46 [in Russian].
18. Ye Aung Min. (2017). Durable porous permeable ceramic based on electrofused corundum: Candidate's thesis: 05.17.11. Moscow, 149 p. [in Russian].
19. Andrianov, N.T., Balkevich, V.L., Belyakov, A.V. (2012). Chemical technology of ceramics. Moscow: Stroimaterialy, 493 p. [in Russian].
20. Sychev, M.M. (1974). Hardening of binders. L.: Stroiizdat, 80 p. [in Russian].
21. Gulyaev, B.B., Korniyushkin, O.A., Kuzin, A.V. (1987). Molding processes. L.: Mashinostroenie. Leningr. otd-nie, 264 p. [in Russian].
22. Maeno, N. (1988). The science of ice. Moscow: Mir, 231 p. [in Russian].
23. Kotov, V. (2003). Physics on the beach. *Nauka i zhizn'*, no. 6, pp. 120–123 [in Russian].
24. Tubular Foam Ceramic Filters. *Foundry Management & Technology*. 04.02.2014.
URL: <https://www.foundrymag.com/meltpour/tubular-foam-ceramic-filters>.

Received 28.10.2019

Анотація

В.С. Дорошенко, д-р техн. наук, ст. наук. співр., ст. наук. співр.,
e-mail: doro55v@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-0070-5663>

Ю.Г. Квасницька, д-р техн. наук, ст. наук. співр., пров. наук. співр.,
e-mail: jul.kvasnitskaja@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0003-3790-2035>

І.І. Максjuta, канд. техн. наук, ст. наук. співр., ст. наук. співр.

*Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України
(Київ, Україна)*

Розробка методу отримання пористої і фільтрувальної кераміки з можливістю регулювання кількості пор, їх величини і розподілу за розмірами

Пористі матеріали – основа сучасних фільтруючих і теплозахисних матеріалів, носіїв каталізаторів, гасників і звукопоглиначів – виготовляються введенням спінювачів, добавок, що вигоряють, або порожнистих тіл, пресуванням і екструзійним формуванням. Показано приклади типових керамічних фільтрів і зазначено позитивний досвід фільтрування крізь такі фільтри рідких металів для ливарно-металургійної галузі. Як аналоги проаналізовано найбільш застосовувані методи виробництва пористої і фільтрувальної кераміки та розглянуто новий метод отримання такої кераміки з можливістю регулювання кількості пор, їх величини і розподілу за розмірами. Для цього розроблено кріотехнологію використання зернистого льоду як пороутворювача в керамічних виробках. Раніше створені способи використання зернистого льоду для формування виробів з піщано-крижаних сумішей стали основою для нової кріотехнології пороутворення в кераміці. Прототипом обрано один з вітчизняних складів широко застосовуваних в металургії вогнетривких бетонних сумішей. Для пороутворення застосували зернистий лід в кількості 8–90 % за масою суміші. Видалення цього льоду зручно виконувати шляхом самовільного плавлення при вистоюванні заформованих виробів при кімнатній або підвищеній до 40–100 °С температурі. Також в суміш із сипких дрібнодисперсних компонентів вводять гідратаційне в'язуче (цемент або гіпс), яке зволожують розплавом введеного в суміш зернистого льоду, і внаслідок цього зволоження забезпечують тужавлення і твердіння суміші до монолітного стану шляхом утворення кристалогідратів. Розглянуто фізичні моделі взаємодії мінералу з водою і з льодом. При зволоженні і вакуумуванні керамічної заготовки створюються умови регулювання її пористості як за ступенем проникності, так і за орієнтацією наскрізних пор.

Ключові слова

Пористий матеріал, кераміка, фільтр, фільтрувальна кераміка, лід, пористість, рідкий метал, вакуумування, регулювання величини пор.

Summary

V.S. Doroshenko, Dr. Sci. (Engin.), Senior Research Scientist, Senior Researcher, e-mail: doro55v@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-0070-5663>

Ju.G. Kvasnytska, Dr. Sci. (Engin.), Senior Research Scientist, Leading Researcher, e-mail: jul.kvasnitskaja@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0003-3790-2035>

I.I. Maksyuta, PhD (Engin.), Senior Research Scientist, Senior Researcher

*Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine
(Kyiv, Ukraine)*

Development of a method for producing porous and filter ceramics with the ability to control the number of pores, their size and size distribution

Porous materials – the basis of modern filtering and heat-shielding materials, catalyst carriers, flame arresters and sound absorbers – are made by the introduction of blowing agents, burnable additives or hollow bodies, pressing and extrusion molding. Examples of typical ceramic filters are shown and useful experience of filtering liquid metals with such filters for the foundry and metallurgical industry is noted. As analogues, the most applied methods for the production of porous and filter ceramics are analyzed and a new method for producing such ceramics with the possibility of controlling the number of pores, their size and size distribution is considered. For this, a cryotechnology for the use of granular ice as a blowing agent in ceramic products has been developed. Previously created methods of using granular ice for molding products from sand and ice mixtures served as the basis for a new cryotechnology for pore formation. One of the domestic compositions widely used in metallurgy of refractory concrete mixtures was selected as a prototype. For pore formation, granular ice was used in an amount of 8–90 % by weight of the mixture. Removal of this ice is conveniently carried out by spontaneous melting when the molded product is aged at room temperature or elevated to 40–100 °C. Also, a hydration binder (cement or gypsum) is introduced into the mixture of loose finely dispersed components, which is moistened with the melt of granular ice introduced into the mixture, and as a result of this moistening, the mixture sets and hardens to a monolithic state by the formation of crystalline hydrates. Physical models of the interaction of the mineral with water and ice are considered. When moistening and evacuating a ceramic preform, conditions are created for regulating its porosity both in terms of permeability and in the orientation of through pores.

Keywords

Porous material, ceramics, filter, filter ceramics, ice, porosity, liquid metal, evacuation, pore size control.

Г.Г. Немсадзе, глава наблюдательного совета, e-mail: ngg@gir.ua, <https://orcid.org/0000-0001-6508-8208>

А.Ф. Тонкушин, консультант, e-mail: vsalde52@gmail.com

ПАО «ЗНВКИФ» «Дженерал Инвестмент Ресурсес» (Киев, Украина)

Кварцевое стекло в металлургии стали

Статья посвящена кварцевому стеклу, его видам и основным различиям. В статье описывается непрозрачное кварцевое стекло, так как именно этот вид нашел применение в металлургии стали. Раскрыты три основных понятия: кварц, стекло и плавка. Основное внимание посвящено получению кварцевого стекла (плавленого кварца) методом плазменной плавки. Основное свойство плавленого кварца преимущественно заключается в высокой термической стойкости, обусловленной структурой переохлажденной жидкости. Описаны специальные огнеупорные изделия, применяемые в металлургии для защиты струи металла от вторичного окисления, в том числе огнеупоры на основе плавленого кварца в сравнении с корундографитовыми. Освещена основная проблема применения огнеупорных изделий на основе плавленого кварца, а именно низкая стойкость при разливке марганцовистых сталей. Приведены фотографии изделий до и после использования при разливке стали на машине непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Процесс износа огнеупора из плавленого кварца в жидкой стали представлен как электрохимический процесс взаимодействия оксида кварца и ионов марганца при высоких температурах. Обращено внимание, что электрохимический процесс получения химически однородного огнеупора происходит по простой химической формуле с образованием окиси марганца и переходом кремния в расплав стали. При этом не происходит образование сложных химических соединений, способных кристаллизоваться в стали в виде неметаллических включений, как это происходит при использовании сложных по составу корундографитовых огнеупоров. Сделан вывод, что процесс взаимодействия огнеупоров на основе плавленого кварца с расплавом стали следует рассматривать как электрохимический процесс между оксидом кремния и свободным марганцем, при этом влияние легирующих и других компонентов стали, в том числе и железа, на износ огнеупора намного слабее.

Ключевые слова: кварц, стекло, плавленый кварц, огнеупоры, сталь, марганец, стойкость.

Диоксид кремния SiO_2 в природном состоянии именуемый кремнеземом имеет различные модификации и соответственно разные названия. Одной из таких модификаций является кварцевое стекло как продукт переработки кремнезема, чистых природных разновидностей кварца – кварцевых песков, горного хрусталя и жильного кварца. Существует два вида кварцевого стекла: прозрачное и непрозрачное. Прозрачное кварцевое стекло полностью соответствует общему представлению стекла, а именно по своей светопропускной способности. Непрозрачное кварцевое стекло свет не пропускает, и общепринятому признаку стекло не соответствует и поэтому чаще называется плавленым кварцем.

Прозрачное кварцевое стекло очень распространено и встречается практически со школьной скамьи на уроках химии и астрономии, химическая посуда и линзы телескопов не что иное, как кварцевое стекло.

Непрозрачное кварцевое стекло выплавляется из чистых кварцевых песков и представляет собой белое, просвечивающее в тонких слоях вещество. Непрозрачность стекла обусловлена наличием в массе стекла большого количества мелких газовых пузырей размером от 0,003 до 0,3 мм, рассеивающих свет. Наиболее мелкие пузыри образовались при повышении температуры вследствие выделения газов, абсорбированных на поверхности, и растворенных в массе зерен песка. Более крупные пузыри явля-

ются результатом заплывания в массу стекла газов, содержащихся между зёрнами песка. Газы, образующие пузыри, как показали анализы, содержат примерно (в %): 60 – CO , 10 – CO_2 , 8 – O_2 и 22 – N_2 .

Итак мы имеем дело с тремя понятиями: кварц, стекло и плавка.

Кварц – это кристаллическое твердое тело, причем в различных состояниях имеющее различные кристаллические решетки, способные переходить из одного строения в другое в зависимости от температуры и других внешних условий. Различают α -кварц, β -кварц, тридимит, кристобалит или их комбинации одновременно в одном твердом теле.

Стекло является сильно переохлажденным расплавом, вязкость которого приобрела вследствие сильного охлаждения величину вязкости твердого тела. Кварцевое стекло можно рассматривать как неподвижную (не текучую) жидкость, не успевшую благодаря быстрому охлаждению закристаллизоваться. Вещество в стеклообразном состоянии находится в положении неустойчивости, так как его молекулы обладают большей потенциальной энергией, чем это допустимо температурными условиями.

Плавка стекла – перевод твердого природного кварцевого минерала в переохлажденную жидкость при температурах выше 1700 °С. Плавка осуществляется тремя способами: электротермическим в электрических печах (тигельные, печи сопротивления,

стержневые, плазмотроны); газопламенным (водородно-кислородная или плазменная горелка); парофазным (высокотемпературный гидролиз и высокотемпературное окисление).

При различных способах плавки блок плавненого кварца может находиться в интервале температур возможной кристаллизации на протяжении нескольких часов, что может привести к образованию кристобалита, приводящего к снижению термостойкости и прочности. Получение плавненого кварца в плазмотроне по сравнению с другими способами имеет преимущество в том, что выплавляемый блок подвергается наиболее резкому охлаждению, что гарантирует отсутствие кристобалита, как кристаллической фазы. При плавке в плазмотроне жидкая фаза существует очень короткое время в минимальном количестве только в зоне пучка плазмы, а блок сразу перемещается в зону водоохлаждаемой камеры для затвердевания.

Плавненный кварц, получаемый в плазмотроне (рис. 1), имеет содержание SiO_2 не менее 99 %, Fe_2O_3 – не более 0,1 %. Количество непроплава, так называемой шубы, составляет 3–5 % от общей массы блока. Продолжительность плавки одного блока – 2,5–3,0 часа, производительность – 3,5–4,0 т/сутки [3].

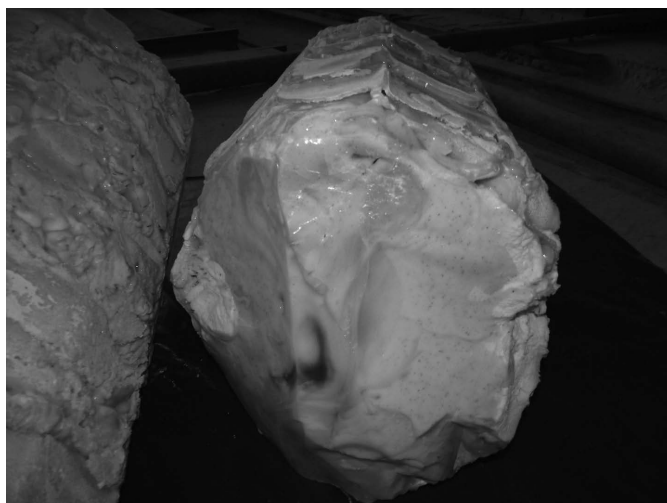


Рис. 1. Фотография структуры блока плавненого кварца

Плотность непрозрачного кварцевого стекла колеблется в пределах от 2,02 до 2,08 г/см³, что соответствует общей пористости от 7,5 до 5 %. Кварцевое стекло прекрасно работает на сжатие, при повышении температуры прочность кварцевого стекла плавно возрастает и при нагревании до 1200 °С на 50–60 % превышает прочность стекла при комнатной температуре.

Кварцевое стекло отличается крайне незначительным коэффициентом термического расширения, составляющим при 20 °С всего $5 \cdot 10^{-7}$, и при 1200 °С – $11 \cdot 10^{-7}$. Эта особенность кварцевого стекла определяет в свою очередь его исключительную термическую стойкость, то есть способность выдерживать, не разрушаясь, резкие изменения температуры. Трубы прокатных станов, изготовленные из непрозрачного кварцевого стекла, выдерживают многократное охлаждение в воде, будучи нагретыми до 800–900 °С.

Крупные изделия из непрозрачного стекла, нагретые в пределах 1000 °С, выдерживают охлаждение на воздухе с любой скоростью, а также допускается резкий и неравномерный нагрев, что происходит при использовании изделий при разливке стали в металлургии.

Современные способы разливки качественных сталей с целью минимизации неметаллических включений и внутренних дефектов структуры в стальной заготовке предполагают защиту струи металла от вторичного окисления на всем пути от ковша до кристаллизатора. При этом защитные трубы, погружные стаканы и некоторые другие огнеупоры внедряются в жидкую сталь с температурой более 1500 °С после разогрева при температурах 600–1000 °С или вообще без разогрева и испытывают огромный температурный удар. Такие термостойкие огнеупоры изготавливаются на основе плавненого кварца или оксида алюминия (корунда) с добавками углерода (графита).

Корундографитовые огнеупоры изготавливаются изостатическим или традиционным прессованием из массы сложного химического состава на основе корундов, бокситов, цирконов, цирконсиликатов, углерода и некоторых других материалов в небольших количествах как связующих. Кварцевые огнеупоры изготавливаются из плавненого кварца и воды по технологии керамических вяжущих (ВКВС) и формируются методом литья в гипсовые формы или центробежным формованием в металлических формах, что обеспечивает химическую чистоту состава изделий. Однако стойкость кварцевых огнеупоров ниже стойкости корундографитовых, что и послужило предметом изучения.

При анализе износа огнеупоров из плавненого кварца при разливке стали на МНЛЗ было отмечено, что износ огнеупора напрямую связан с содержанием марганца в стали. При разливке стали с содержанием марганца более 1,0 % характер износа ярко выражен и позволяет разливать только 200–300 тонн без замены огнеупора. При разливке стали с более низким содержанием марганца характер растворения огнеупора менее выражен, а при разливке стали с очень низким содержанием марганца, на пример кордовой стали, износ огнеупора минимален и позволяет разливать несколько плавов без замены огнеупора.

Характер износа кварцевого погружного стакана представлен на фотографиях (рис. 2, 3).



Рис. 2. Кварцевый погружной стакан перед разливкой на МНЛЗ

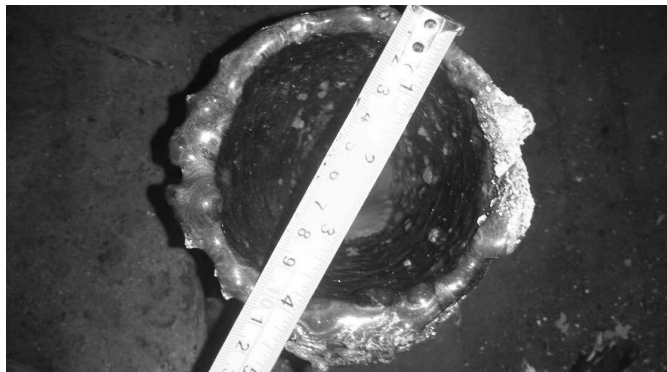


Рис. 3. Кварцевый погружной стакан после разливки 250 т стали с содержанием стали 1,5 % марганца

В данной работе взаимодействие между металлом и огнеупором рассматривается как электрохимический процесс. В контакте со сталью огнеупор плавится, и на поверхности огнеупора образуется расплавленный слой, являющийся электролитом между жидким металлом и твердым огнеупором. Образуется электрохимический ряд: сталь – электролит – огнеупор как гальванический элемент. Поверхность огнеупора можно представить, как состоящую из бесчисленного количества гальванопар. При этом, учитывая, что плавленый кварц не имеет кристаллической решетки, молекулы SiO_2 находятся в несвязанном состоянии и, как сказано выше, находятся в положении неустойчивости и обладают большей потенциальной энергией.

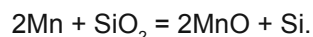
А.С. Бережной, чье имя носит Украинский НИИ огнеупоров, рассчитал изобарный термодинамический потенциал при восстановлении огнеупорных окислов расплавленным железом. Эти расчеты показали, что все широкодоступные огнеупорные окислы стабильны при контакте с расплавленным железом. Только кремнезем находится близко к границе термодинамической стабильности. По правилу Уайта, окисел будет стабильным в контакте с металлом, если свободная энергия металла ниже, чем свободная энергия окисла этого металла. Из построенной им диаграммы изменения свободной энергии окислов с температурой следует, что кривые огнеупорных окислов располагаются близко друг от друга, но все ниже кривой для окисла железа. Следовательно, все они стабильны.

По данным Кинга, чистые окислы огнеупорных материалов в соответствии со стандартной свободной

энергией их образования на 1 моль O_2 можно расположить в следующем порядке:

Окисел	SiO_2	2MgO	$2/3 \text{Al}_2\text{O}_3$	ZrO_2	CaO
$-\Delta F_{1800}^{\circ\text{C}},$ ккал	133200	172660	174800	181000	202600

В случае контакта кварцевого стакана и стали, содержащей марганец, предполагается, что возникающее электрическое поле вызывает миграцию ионов, особенно Mn^{2+} . Процесс взаимодействия марганца с плавленным кварцем можно представить в виде следующей реакции:

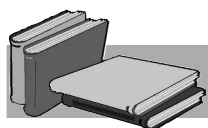


Исходя из того, что кварцевый огнеупор практически полностью состоит из плавленого кварца, то механизм взаимодействия огнеупора с жидкой сталью представляется как процесс полного термодинамического растворения твердого тела в жидком расплаве без образования труднорастворимых или кристаллизующихся частиц, представляющихся неметаллическими включениями.

В случае использования корундографитовых, алюмосиликатных, магнезиальных или других огнеупоров в контакте с расплавом стали характер взаимодействия также можно рассматривать как электрохимический процесс, но гораздо более сложный, так как одновременно присутствует несколько активных окислов с различной термодинамической энергией. При этом продуктами этого процесса становятся различные соединения, в том числе тугоплавкие, труднорастворимые и кристаллические образования, представляющиеся неметаллическими включениями в стальной заготовке.

Выводы

Плавленый кварц и огнеупоры на его основе при контакте с расплавом стали и их износ при эксплуатации рассматриваются как электрохимический процесс между оксидом кремния и свободным марганцем, при этом влияние легирующих и других компонентов стали, в том числе и железа на износ огнеупора намного слабее.

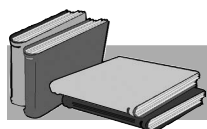


ЛІТЕРАТУРА

1. *Прянишников В.П.* Кварцевое стекло. М.: Государственное издательство литературы по строительным материалам, 1956. С. 3, 80.
2. *Кондратьев Ю.Н.* Физико-химические исследования структуры и свойств кварцевого стекла. Государственный институт стекла, 1974. С. 9, 11, 217.
3. *Глаголев С.П.* Кварцевое стекло: его свойства, производство и применение / Под ред. Н.Н. Яроцкого. М.: ОНТИ, Государственное химико-техническое издательство, 1934. С. 214.

4. Пивинский Ю.Е., Дякин П.В., Колобов А.Ю. Исследования в области получения материалов на основе ВКВС плавного кварца. *Новые огнеупоры*. 2015. № 4.
5. Пивинский Ю.Е. Теоретические аспекты технологии керамики и огнеупоров. СПб: Стройиздат, 2003. С. 231.
6. Будников П.П. и др. Новая керамика. М.: Стройиздат, 1969. С. 55, 90, 306.

Надійшла 21.11.2019



REFERENCES

1. Priianishnikov, V.P. (1956). Quartz glass. Moscow: State Publishing House of Literature on building materials, P. 3, 80 [in Russian].
2. Kondratiev, Yu.N. (1974). Physico-chemical studies of the structure and properties of quartz glass. State Institute of Glass, P. 9, 11, 217 [in Russian].
3. Glagolev, S.P. (1934). Quartz glass: its properties, production and usage. Ed. by Yarotsky N.N. Moscow: ONTI, State Chemical-Technical Publishing House, P. 214 [in Russian].
4. Pivinsky, Yu.E., Dyakin, P.V., Kolobov, A. Yu. (2015). Research in the field of obtaining materials based on HCBS fused quartz. *New refractories*, no. 4 [in Russian].
5. Pivinsky, Yu.E. (2003). Theoretical aspects of ceramics and refractory technology. St. Petersburg: Stroyizdat, P. 231 [in Russian].
6. Budnikov, P.P. et al. (1969). New ceramics. Moscow: Stroyizdat, P. 55, 90, 306 [in Russian].

Received 21.11.2019

Анотація

Г.Г. Немсадзе, голова наглядової ради, e-mail: ngg@gir.ua,
<https://orcid.org/0000-0001-6508-8208>

А.Ф. Тонкушин, консультант, e-mail: vsalde52@gmail.com

ПАТ «ЗНВКІФ» «Дженерал Інвестмент Русурсес» (Київ, Україна)

Кварцеве скло в металургії сталі

Статтю присвячено кварцовому склу, його видам і основним відмінностям. У статті описується непрозоре кварцеве скло, тому що саме цей вид знайшов застосування в металургії сталі. Розкрито три основних поняття: кварц, скло і плавка. Основну увагу присвячено отриманню кварцового скла (плавного кварцу) методом плазмової плавки. Основна властивість плавного кварцу переважно полягає у високій термічній стійкості, обумовленій структурою переохолодженої рідини. Описано спеціальні вогнетривкі вироби, що застосовуються в металургії для захисту струменя металу від вторинного окислення, в тому числі вогнетриви на основі плавного кварцу в порівнянні з корундографітовими. Висвітлено основну проблему застосування вогнетривких виробів на основі плавного кварцу, а саме низьку стійкість при розливанні марганцевистих сталей. Наведено фотографії виробів до і після використання при розливанні сталі на машині безперервного лиття заготовок (МБЛЗ). Процес зносу вогнетриву з плавного кварцу в рідкій сталі представлений як електрохімічний процес взаємодії оксиду кварцу і іонів марганцю при високих температурах. Звернуто увагу, що електрохімічний процес одержання хімічно однорідного вогнетриву відбувається за простою хімічною формулою з утворенням окису марганцю і переходом кремнію в розплав сталі. При цьому не відбувається утворення складних хімічних сполук, здатних кристалізуватися в сталі у вигляді неметалічних включень, як це відбувається при використанні складних за складом корундографітових вогнетривів. Зроблено висновок, що процес взаємодії вогнетривів на основі плавного кварцу з розплавом сталі слід розглядати як електрохімічний процес між оксидом кремнію і вільним марганцем, при цьому вплив легуючих і інших компонентів сталі, в тому числі і заліза, на знос вогнетриву набагато слабкіший.

Ключові слова

Кварц, скло, плавний кварц, вогнетриви, сталь, марганець, стійкість.

Summary

G.G. Nemsadze, Head of the Supervisory Board, e-mail: ngg@gir.ua,
<https://orcid.org/0000-0001-6508-8208>

A.F. Tonkushin, Consultant, e-mail: vsalde52@gmail.com

PJSC "CUVCIF" "General Investment Resources" (Kyiv, Ukraine)

Quartz glass in steel metallurgy

The article is devoted to quartz glass, its types and main differences. The article describes opaque quartz glass, because this type has found application in metallurgy. Three basic definitions are disclosed: quartz, glass and smelting. The main attention is devoted to the production of quartz glass (fused quartz) by plasma melting. The main property of fused silica mainly lies in its high thermal stability, due to the structure of the supercooled liquid. Special refractory products used in metallurgy to protect a metal stream from secondary oxidation, including refractories based on fused silica in comparison with corundum graphite are described. The main problem of the use of refractory products based on fused silica is highlighted, namely, low resistance when casting manganese steels. Photos of products before and after usage when casting steel at the continuous casting machine (CCM) are given. The process of wear of fused silica refractory in liquid steel is presented as an electrochemical process of the interaction of quartz oxide and manganese ions at high temperatures. Attention is drawn to the fact that the electrochemical process of obtaining a chemically uniform refractory occurs according to a simple chemical formula with the formation of manganese oxide and the transition of silicon into molten steel. In this case, the formation of complex chemical compounds that can crystallize in steel in the form of non-metallic inclusions does not occur, as occurs when corundum-graphite refractories are complex in composition. It is concluded that the process of interaction of refractories based on fused silica with a molten steel should be considered as an electrochemical process between silicon oxide and free manganese, while the effect of alloying and other components of steel, including iron, on the wear of the refractory is much weaker.

Keywords

Quartz, glass, fused quartz, refractories, steel, manganese, resistance.

адреса редакції та друкарні

Україна, 03142, м. Київ, бул. Акад. Вернадського, 34/1
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України
Телефон: (044) 424-04-10, факс (044) 424-35-15, e-mail: mlu@ptima.kiev.ua
Інформація про журнал на сайті: www.steelcast.com.ua
Надруковано ТОВ «Про формат», вул. Маршала Жукова, 45 Б.