ISSN 1028-2335

Теория и практика металлургии

1-2
(102-103)
2015

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ УКРАИНЫ
АКАДЕМИЯ ИНЖЕНЕРНЫХ НАУК УКРАИНЫ
НАЦИОНАЛЬНАЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ АКАДЕМИЯ УКРАИНЫ

ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА МЕТАЛЛУРГИИ

1-2 январь март 2015

ОБЩЕГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

Издается с марта 1997 года
Выходит 6 раз в год

Учредитель: Отделение материаловедения и металлургии Академии инженерных наук Украины

Издатели: Отделение материаловедения и металлургии Академии инженерных наук Украины
Национальная металлургическая академия Украины

Днепропетровск
2015

Главный редактор, председатель редакционного совета, чл.-кор. НАНУ **А.Г. Величко**
Зам. главного редактора д.т.н., проф. **Л.В. Камкина**
Ответственный секретарь, к.т.н., доцент **Ю.А. Динник**
зам. ответственного секретаря к.т.н., доцент **Я.В.Мяновская**
Техническое обеспечение ас. **А.Г.Безшкуренко**

Редакционный совет

д.ф-м.н., проф Ахундов В.М.
д.т.н., проф. Бойченко Б.М.
акад. НАНУ Большаков В.И.
акад. НАНУ Гасик М.И.
д.т.н., проф. Гладких В.А.
д .т.н., проф. Грищенко С.Г.
д.т.н., проф. Губинский М.В.
д.т.н., проф. Иващенко В.П.
д.т.н., проф. Камкина Л.В.
д.ф-м.н. проф. Кадильникова Т.М.
д.т.н., проф. Лунев В.В.
д.т.н., проф. Мазур В.И.
д.т.н., проф. Мамузич И.
д.т.н., проф. Пинчук С.И.
д.т.н., проф. Пройдак Ю.С.
д.т.н., проф. Тараканов А.К.
д.т.н., проф. Ушверидзе Г.Ш.
д.т.н., проф. Фурманов В.Б
д.т.н., проф. Хрычиков В.Е.
д.т.н., проф. Чернятевич А.Г.
д.т.н., проф. Шатоха В.И.
д.т.н., проф. Шаповалов В.И.
д.т.н., проф. Шломчак Г.Г.

Материалы номера рекомендованы к публикации Ученым советом
Национальной металлургической Академии Украины № 1 от 26.01.2015 года

Перепечатка только с разрешения редакции
При использовании материалов ссылка на журнал обязательна

Материалы публикуются на языке оригинала
Рукописи и фотографии не возвращаются
За качество перевода статей на английский язык редакция не отвечает

Свидетельство о регистрации:
серия КВ № 2260 от 12 ноября 1996 года

Адрес редакции: 49600, г. Днепропетровск, пр. Гагарина, 4.
Http://metalpractice.com

©Теория и практика металлургии, 2015

ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА МЕТАЛЛУРГИИ

Загальнодержавний науково-технічний журнал

Засновник: Відділення матеріалознавства і металургії Академії інженерних наук України

Головний редактор, голова редакційної ради
чл.корр.НАНУ О.Г.Величко.

Відповідальний за випуск (випускаючий редактор)
к.т.н., доцент Ю.О. Діннік.

Адреса редакції: 49600, м.Дніпропетровськ, пр.Гагаріна 17, оф.909.

Http://metalpractice.com

2014. Підписано до друку 26.01.2015 року.

Передплатний індекс видання 23954.

Тираж 100 примірників.

Ціна вільна

@ Теория и практика металлургии, 2015

MINISTRY OF EDUCATION AND SCIENCE OF UKRAINE
ACADEMY OF ENGINEERING SCIENCES OF UKRAINE
NATIONAL METALLURGICAL ACADEMY OF UKRAINE

THEORY AND PRACTICE STEEL INDUSTRY

1-2 January March

2015

NATIONWIDE SCIENTIFIC AND TECHNICAL JOURNAL

Published since March 1997
Published 6 times a year

Founder: Department of Materials Science and Metallurgy
Academy of Engineering Sciences of Ukraine
Publishers: Department of Materials Science and Metallurgy
Academy of Engineering Sciences of Ukraine

National Metallurgical Academy Of Ukraine

Dnepropetrovsk
2015

Editor in Chief, Chairman of the Editorial Council, Corresponding Member NASU **A.G. Velichko**
Deputy Editor in Chief D.Eng.Sc.,prof. **L.V. Kamkina**
Responsible secretary Ph.D., Associate Professor **Yu.A. Dinnik**
Deputy responsible Secretary Ph.D., Associate Professor **Ya.V.Myanovskaya**
Technical support ass.**A.G.Bezshkurenko**

The Editorial Board

Dr.Phys.-Math.Sci., prof. Akhundov V.M.
Ph.D.,prof. Boychenko B.M.
Acad. of the NASU Bolshakov V.I.
акад. НАНУ Gasik M.I.
D.Eng.Sc.,prof. Gladkikh V.A.
D.Eng.Sc.,prof. Grishchenko S.G.
D.Eng.Sc.,prof. Gubinsky, M.V.
D.Eng.Sc.,prof. Ivashchenko V.P.
D.Eng.Sc.,prof. Kamkina L.V.
Dr.Phys.-Math.Sci., prof. Kadilnikova T.M.
D.Eng.Sc.,prof. Lunev V.V.
D.Eng.Sc.,prof. Mazur V.I.
D.Eng.Sc.,prof. Mamuzich I.
D.Eng.Sc.,prof. Pinchuk S.I.
D.Eng.Sc.,prof. Proydak Yu.S.
D.Eng.Sc.,prof. Tarakanov A.K.
D.Eng.Sc.,prof. Ushveridze G.
D.Eng.Sc.,prof. Furmanov V.B.
D.Eng.Sc.,prof. Hrychikov V.E.
D.Eng.Sc.,prof. Chernyatevich A.G.
D.Eng.Sc.,prof. Shatoha V.I.
D.Eng.Sc.,prof. Shapovalov V.I.
D.Eng.Sc.,prof. Shlomchak G.G.

Materials of the number recommended for publication by the Academic Council
National Metallurgical Academy of Ukraine № 1 from 01.26.2015 year

Reprints only with the permission of the publisher
Using materials reference to the journal is obligatory

The materials published in the original language
Manuscripts and photographs will not be returned
For the quality of the translation of articles into English edition is not liable

Certificate of registration:
Series KB № 2260 from November 12, 1996

Editorial address: 49600, Dnipropetrovsk, pr. Gagarina, 4.
Http://metalpractice.com

© *Theory and Practice Steel Industry, 2015*

THEORY AND PRACTICE STEEL INDUSTRY

Nationwide scientific and technical journal

Founder: Department of Materials Science and Metallurgy Academy of Engineering Sciences of Ukraine

Editor in Chief, Chairman of the Editorial Council,
Corresponding Member NASU A.G. Velichko

Responsible secretary Ph.D., Associate Professor Yu.A. Dinnik

Editorial address: 49600, Dnipropetrovsk, pr. Gagarina, 17, off. 909.

Http://metalpractice.com

2014. Signed for publication 01.26.2015 year.

Subscription index publications 23954.

Circulation of 100 copies.

Price vacant

@ Theory and Practice Steel Industry, 2015

УДК 669.162.16

*П.О. Заблоцький, А.В. Карасевич, В.О. Петренко, В.М. Ковшов, О.С. Костомаров**

Блок – схема алгоритму ведення доменної плавки на основі аналізу відновних процесів

Представлена блок-схема алгоритму ведення доменної плавки з урахуванням зміни індексу ступеня прямого відновлення оксидів заліза на основі створення математичної моделі дозволить знаходити всі поєднання контролюючих дій. Це, в свою чергу, забезпечує контроль інформацією щодо зміни параметрів, впливаючих на доменний процес.

Presented a block diagram of the algorithm conduct of blast furnace smelting to the changing index the degree of direct reduction of iron oxides by creating mathematical models will find a combination of all audit trail. This, in turn, provides control information for changing parameters, affecting on the blast furnace process.

Представлена блок-схема алгоритма ведения доменной плавки учитывающая изменения индекса степени прямого восстановления оксидов железа на основе создания математической модели позволит находить все соединения контролирующих действий. Это, в свою очередь обеспечит контроль информацией относительно смены параметров, действующих на доменный процесс.

Постановка проблеми. Доменна піч це високомеханізований агрегат. Регулювання багатьма процесами, безперервно протікаючими всередині печі, в основному автоматизовано, а мінімізація впливу людського фактора на різних технологічних ділянках виробництва – запорука ефективного ведення доменної плавки [1].Існуючі алгоритми описують технологію побудови системи, основану на логічних взаємозв'язках[2].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Прикладом побудови блок-схеми алгоритму є система підтримки прийняття рішень (СППР), призначена для формування рекомендацій з вибору значень керуючих дій [3]. Автори визначають необхідні величини, що змінюють хід доменної плавки. Вони забезпечують досягнення бажаних кінцевих (вихідних) параметрів і дозволяють оптимізувати обраний критерій. Недоліком представленої СППР є відсутність конкретного алгоритму, що описує один або декілька процесів доменної плавки одночасно. Розроблена лише загальна концепція логічних операцій, необхідних при контролі розглянутих параметрів, з метою пошуку їх оптимальних значень.Інша блок-схема алгоритму [4], розроблена лише для контролю теплового стану доменної плавки. Основа наведеної блок-схеми базується на зміні параметрів дуттьового режиму. Однак даний вплив вимагає безперервного контролю, оскільки одночасно змінюються відновлювальна та теплова енергії газового потоку. Вхідні величини алгоритму - знаки зміни усереднених за певний період часу значень компонентів колошникового газу (CO і CO_2), а також температури фурменного газу. Вихідні величини – коливання температури дуття (Δtд) і питома витрата коксу (ΔК).Контроль і прогнозування доменного процесу [5], здійснюється алгоритмом, в основу якого покладені результати відхилення рудного навантаження, процентний склад складових колошникового газу, зміна кількості дуття. Дані щодо зміни складу колошникового газу добре узгоджуються з відомими роботами вчених: Похвіснева А.Н., Китаєва Б.І., Рамма А.Н., Сорокіна В.А., Готліба А.Д. Інші дані, що стосуються коливання дутьового режиму, розглянуті в [4], але істотною відмінністю цієї роботи є індивідуальне використання параметрів для кожного з побудованих алгоритмів, а не в єдиному цілому.Найповнішою блок-схемою алгоритмів [3-5], що розглядають всю повноту контролю та управління будь-якого процесу, зокрема і доменного, є концепція, розроблена А.В.Сучковим [3].Існуючі формули, що визначають індекс прямого відновлення заліза (rd), отримані в результаті обробки статистичних даних, дослідники А.Д. Готліб, В.К. Корнєєв, З.І. Некрасов, П.Г. Русаков тісно пов'язують з витратою природного газу. Це є істотним недоліком, бо не враховуються фактори, які більш точно відображають зміну rd. В роботі [6] проаналізовано 12 технологічних факторів, що адекватно впливають на rd. На підставі аналізу графічних залежностей rd від зазначених факторів, зроблений узагальнюючий висновок про хід відновних процесів.

Постановка завдання. Метою статті є логічна побудова блок-схеми алгоритму, використовуючи сучасні досягнення з розвитку доменного процесу. Для побудови блок-схеми алгоритму необхідно визначити послідовність операцій, які забезпечать необхідний результат і дозволять виробити рекомендації по результатам зміни ходу доменної плавки з використанням rd.

* Заблоцький Павло Олександрович, аспірант НМетАУ;
Карасевич Андрій Валерійович, головний спеціаліст по АСУТП ПАТ «ЄВРАЗ – ДМЗ ім. Петровського»;
Петренко Віталій Олександрович, професор НМетАУ, д.т.н.;
Ковшов Володимир Миколайович, професор НМетАУ, д.т.н.;
Костомаров Олександр Сергійович, аспірант НМетАУ.
Рецензент Чернятевич Анатолій Григорович, зав. від. ІЧМ НАНУ, д.т.н., професор.

Виклад основного матеріалу дослідження.
Розроблений алгоритм, представлений на рис.1.

Рисунок 1 – Блок-схема алгоритма ведення доменної плавки з урахуванням зміни індексу ступеня прямого відновлення оксидів заліза на основі створення математичної моделі

Концепція представленого алгоритму наступна. Для отримання вхідних (контрольованих) чисельних значень ведеться збір основних техніко-економічних показників (ТЕП) роботи доменної печі (ДП) за певний проміжок часу (за день, за місяць, за рік). У нашому випадку ТЕП збирали за чотири роки (середньомісячні дані по кожному року).Для введення отриманих ТЕП скористалися засобами MS «Excel». Отримані чисельні значення вводили в клітинки електронної таблиці, підписавши всі необхідні параметри і їх фізичні величини, аналізували дані роботи ДП, щоб вибрати найкращий період плавки (з високою продуктивністю і низькою витратою коксу). Аналізували всі поточні параметри доменної плавки.У нашому випадку розглядається інтенсифікація відновних процесів в ДП. В якості оцінки - склад колошникового газу (CO і CO_2), однак, як зазначалося в [4], цих даних недостатньо. Тому проведемо процедуру теоретичної оптимізації, скориставшись ТЕП.В якості критерію оптимізації взяли індекс прямого відновлення заліза (rd), що залежить від наступних факторів: режиму завантаження, кількості прямих подач (ААКК↓) n,%; маси подачі Мп,т; рівня засипу hз,м. Використовуючи кореляційно-регресійний аналіз [7], отримали коефіцієнти кореляції для побудови математичної моделі. Подальші дії представлені у [8].Перевірка адекватності моделі представлена в [7]. Якщо модель не адекватна, підвищуємо ступень вихідних факторів (з лінійної в квадратичну, а потім в кубічну форму і т.д.). Таким чином, математична модель грає ключову роль при побудові алгоритму, оскільки її аналіз дозволить видати рекомендації щодо поліпшення ходу відновних процесів.Часто необхідно знати межі досліджуваних факторів, тобто їх (min і max), що забезпечує бажаний результат. Якщо чисельні показники розглянутих факторів виходять за рамки факторного простору, то запропонованою блок-схемою алгоритму передбачено відсів отриманих вихідних даних. Це дозволить полегшити роботу технологів-доменщиків при прийнятті технологічних рішень з управління ходом доменної плавки.Після завершення роботи з блок-схемою алгоритму користувач може змінювати вхідні параметри, тобто досліджуваний період роботи ДП (наприклад, за 10 років). Це змінить вихідну математичну модель та чисельні показники аналізованих факторів. Така процедура забезпечить більш глибокий аналіз роботи ДП.

Висновки. Розроблена блок-схема алгоритму ведення доменної плавки з урахуванням зміни індексу ступеня прямого відновлення оксидів заліза на основі створення математичної моделі дозволить знаходити всі поєднання контролюючих дій. Використовуючи вхідні параметри ДП (ТЕП), в даному випадку фактори завантаження, можна досягти зниження rd, отримавши оптимальні значення та виробити рекомендації для досліджуваного параметра і дати оцінку ходу доменної плавки в цілому.

Бібліографічний список

1. Карасевич А.В./ Автоматизированная система контроля и учета загрузки шихтовых материалов в доменном производстве. // Металл и литьё Украины. – Киев. 2014. – №5-6. – С.39-42.
2. Томас Х. Кормен и др. / Алгоритмы: построение и анализ, 2-е изд.: Пер. с англ. — М.: Издательский дом «Вильямс», 2005. — 1296 стр. с ил.
3. 3. Сучков А.В. / Алгоритмическое и программное обеспечение системы поддержки принятия решений в доменном производстве управление, вычислительная техника и информатика. // Доклады ТУСУРа, № 2 (20), декабрь 2009. – 148-152 с.
4. Смоляк В.А., Смоляк С.В. / Алгоритмы модернизированного управление доменным процессом. Публикация IV. Подсистема автоматизированного управления тепловым состоянием доменной печи (ПАУТСДП). // Алгоритмы модернизированного управления доменным процессом. Мат. мод. № 2 (21), 2009. – 63-67 с.
5. Повышение качества доменного производства путем усовершенствования системы автоматического регулирования и метрологического обеспечения процесса подачи воздуха / Канюк Г.И., Артюх С.Ф., Попов М.А. // Сборник тезисов IV международной научно-технической конференции «Качество технологий – качество жизни». Украина. Судак. 15-19 сентября 2011 г.
6. Иследование факторов, влияющих на восстановительные процессы в современной доменной плавке / Петренко В.А., Ковшов В.Н., Карауш Д.П., Заблоцкий П.А // Научно-практический журнал "Новости науки Приднепровья" № 1-2. Днепропетровск: "Дніпр-VAL", 2012. – С. 15-19.
7. Рабочая программа, методические указания и контрольне задания к изучению дисциплины: "Основы научных исследований" для студентов специальности 7.090401, специализации – металлургия чугуна / Сост. В.Н. Ковшов. – Днепропетровск: НМетАУ, 2008. – 37 с.

   Использование математических моделей для оптимизации загрузки доменной печи / Ковшов В.Н., Петренко В.А., Заблоцкий П.А. // Материалы IV международной научно-практической конференции «Фундаментальная наука и технологии – перспективные разработки». 29-30 сентября. North Charleston, USA. Том 3 – С. 149-151.

Стаття надійшла 17.12. 2014 року

UDC 669.162.16

*P. Zablotsky, A. Karasevych, V. Petrenko, V. Kovshov, A. Kostomarov**

Block-schema of the algorithm conduct blast furnace smelting bastd on the analysis recovery processes

Presented a block diagram of the algorithm conduct of blast furnace smelting to the changing index the degree of direct reduction of iron oxides by creating mathematical models will find a combination of all audit trail. This, in turn, provides control information for changing parameters, affecting on the blast furnace process.

Представлена блок-схема алгоритму ведення доменної плавки з урахуванням зміни індексу ступеня прямого відновлення оксидів заліза на основі створення математичної моделі дозволить знаходити всі поєднання контролюючих дій. Це, в свою чергу, забезпечує контроль інформацією щодо зміни параметрів, впливаючих на доменний процес

Представлена блок-схема алгоритма ведения доменной плавки учитывающая изменения индекса степени прямого восстановления оксидов железа на основе создания математической модели позволит находить все соединения контролирующих действий. Это, в свою очередь обеспечит контроль информацией относительно смены параметров, действующих на доменный процесс.

Formulation of the problem. Regulation of many processes, continuously occurring inside the furnace, basically automated, that is, carried out without actions of man. As noted, minimize the impact of human factors on the of different technological stages of production a pledge effective conduct of blast furnace smelting [1].Existing algorithms to one way or another describe a technique construction of system based on closer logical interconnections. Algorithm is a finite set of of rules, procedures, methods, which determines the sequence of operations to solve specifically tasks the given sets and has five important features: input, definiteness, course, efficiency, output [2**].**

Analysis of the recent research and publications. Example of the construction of flow diagram is a decision making support system (DMSS), intended for the formation recommendations on the selection values of operating influences [3]. In the article the author defines necessary values, change the course of blast furnace smelting. They provide the achievement of the desired finite (output) parameters and enable you to optimize the selected criterion. The disadvantage is a lack of DMSS provided a specific algorithm that describes one or more processes blast furnace smelting simultaneously. Developed a general concept of logical operations necessary at the control considered parameters in order to find their optimal values.Other flow diagram, considered by researchers [4], developed by only to monitor the thermal state of blast furnace smelting.Basis block diagram shown is based on the the blow mode change parameters. However, this requires continuous impact monitoring, and the the changing thermal energy regenerative gas stream. Therefore input values of the algorithm are signs of changes of averaged over a certain time period values of the components of the top gas (CO and CO2), and the temperature tuyere gas. Respectively output values are temperature variation of blast (Δtb) and specific consumption of coke (ΔK).Monitoring and forecasting of the blast furnace process, as the authors of [5], carried an algorithm which is based on the results of deviations of the ore load, the percentage composition of elements of the top gas, change the number of of blast. Data on changes in the composition of the top gas agree well with the known works of scholars such as the: Pohvisnev A.N, Kitaev B.I, Ramm A.N, Sorokin V.A, Gottlieb A.D. However, in contrast to shown researchers was not affected by a series of questions submitted in the analyzed article. Other data that relate fluctuations in the blast regime, analogous to examined as in [4], but the a significant difference of this work is the use of individual parameters for each of these algorithms, but not in a uniform whole.Thus the most complete the flowchart [3-5] being considered all completeness monitoring and control of any process, and in particular the blast is concept developed by the author A.V. Suchkov [3].

The existing formulas defining index DRI (rd), obtained as a result the processing of statistical data, the researchers A.D. Gottlieb, V.K. Korneev, Z.I. Nekrasov, P.G. Hares are closely associated with the natural gas input. This is a disadvantage because it does not is taken into account a number of factors, which more accurately reflect the change rd. In work [6] was analyzed 12 technological factors adequately influencing on rd. Based on the analysis graphic dependences rd on these factors made concluded on the progress of recovery.

Problem statement. The purpose of this paper is construction a logical flow diagram using the current

*Zablotsky Pavel, postgraduate NMetAU;
Karasevich Andrey, main specialist in ASCTP PIS "Evraz – DMZ name Petrovsky ";
Petrenko Vitaliy, professor NMetAU, Doctor of Technical Sciences;
Kovshov Volodymyr, professor NMetAU, Doctor of Technical Sciences;
Kostomarov Aleksandr, postgraduate NMetAU.
Reviewer Chernyatevich Anatoliy,professor, Doctor of Technical Sciences.

modern achievements in the development of the blast furnace process. To construct a flow diagram is necessary to determine the sequence of operations that provide the desired result and will make recommendations based on the results changes blast furnace smelting using rd.

Basic material research. Designed flow diagram algorithm shown in Fig. 1. The concept represented flow diagram algorithm is as follows. For obtaining inputs (of controlled) the numerical values is carried out gathering main technical and economic indicators (TEI) of the blast furnace (BF) for a certain period of time (day, month, year). In our case, TEI were collected over four years (average monthly data for each year).

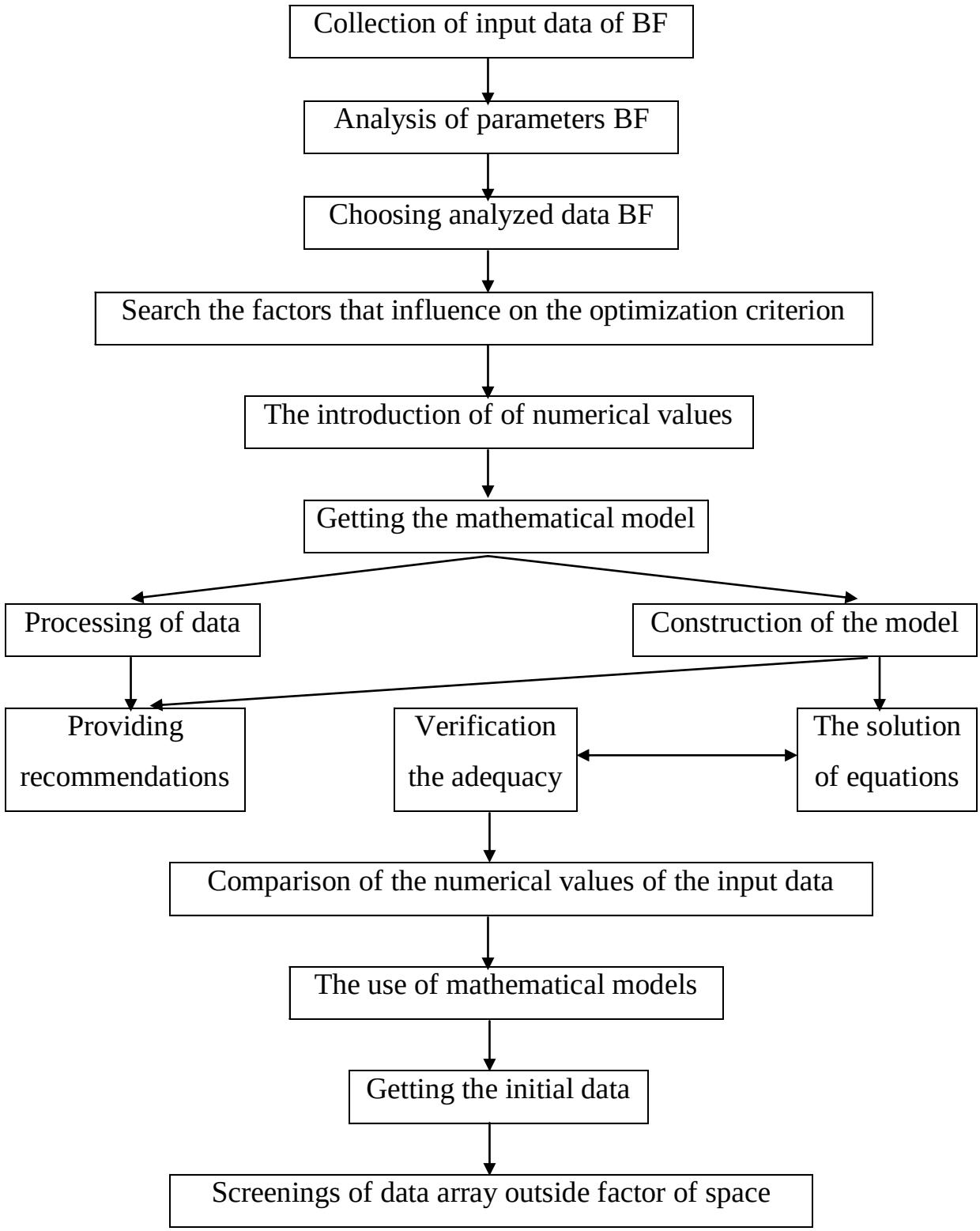


Figure 1- Block-scheme of the algorithm conduct blast furnace smelting taking into account change index the degree of direct reduction of iron oxides through the establishment mathematical models

To input the received TEI made use of MS «Excel». Obtained numerical value is entered in spreadsheet cellsby signing the all the necessary parameters and their physical size. Was then analyzed the data of the BF, to select the best period of melting (with high performance and low consumption of coke). Carried out an analysis of all the current settings blast furnace smelting.In our case will be considered intensification of recovery processes in BF. As the evaluation of these processes serves composition of the top gas (CO and CO2), however, as mentioned in [4], the data are insufficient. Therefore will conduct theoretical optimization procedure by using TEI.As an criterion of optimization index took direct reduction of iron (rd), which depends upon the following factors: the boot mode, the number of straight innings (AAKK↓) n,%; mass supply Ms, t; level of the grist hg, m. This procedure is called search factors influencing the adequately optimization criterion.Using the application is proposed by the author [7]: correlation and regression analysis; received correlation coefficients, which are necessary for constructing the mathematical model. Further actions are presented in the article "Using mathematical models to optimize the loading of blast furnace" [8]. Checking the adequacy of the model is presented in the appendix [7]. If the model is not adequate, then held increasing degree initial factors (from linear to the quadratic then a cubic shape, etc.). Thus, the mathematical model plays a key role in the construction of the algorithm, because its allows the analysis to give recommendations to improve stroke recovery processes.Often it is necessary to know the change interval investigated factors, their limits (min and max), which provides the desired result. If numerical parameters considered factors are beyond the scope of the factor space, the algorithm provides screenings the received output data. This will facilitate the work of technologists, blast-furnace operators in making technological solutions on management progress blast furnace smelting.

After completion of the algorithm, the user can change the input parameters, the study period of DP (for example, not 4 years, and 10 years). This, in turn, updates the original mathematical model and numerical parameters of the analyzed factors. This procedure will provide a deeper analysis of the BF. The resulting output values to allow other recommendations from the earliest.

Conclusions. Developed flow diagram of conducting blast furnace smelting, taking into account the change in the index of the degree of direct reduction of iron oxides through the establishment of a mathematical model that will allow all to find a combination of regulatory action. Using the input parameters of the BF (TIE), in this case, the load factor, you can achieve a reduction rd, the optimal values. They allow to make recommendations to the test parameters and to assess progress blast furnace smelting as a whole.

References

1. Karasevich A.V./ Avtomatizirovannaya sistema kontrolya i ucheta zagruzki shikhtovykh materialov v domennom proizvodstve. // Metall i lit'yo Ukrainy. – Kiev. 2014. – №5-6. – S.39-42.
2. Tomas H.V., Kormen G.J. i dr. / Algoritmy: postroyeniye i analiz, 2-ye izd.: Per. s angl. — M.: Izdatel'skiy dom «Vil'yams», 2005. — 1296 str. s il.
3. Suchkov A.V. / Algoritmicheskoye i programmnoye obespecheniye sistemy podderzhki prinyatiya resheniy v domennom proizvodstve upravleniye, vychislitel'naya tekhnika i informatika. // Doklady TUSURa, № 2 (20), dekabr' 2009. – 148-152 s.
4. Smolyak V.A., Smolyak S.V. / Algoritmy modernizirovannogo upravleniye domennym protsessom. Publikatsiya IV. Podsistema avtomatizirovannogo upravleniya teplovym sostoyaniyem domennoy pechi (PAUTSDP). // Algoritmy modernizirovannogo upravleniya domennym protsessom. Mat. mod. № 2 (21), 2009. – 63-67 s.
5. Povysheniye kachestva domennogo proizvodstva putem usovershenstvovaniya sistemy avtom-?ticheskogo regulirovaniya i metrologicheskogo obespecheniya protsessa podachi vozdukha / Kanyuk G.I., Artyukh S.F., Popov M.A. // Sbornik tezisov IV mezhdunarodnoy nauchno-tekhnicheskoy konferentsii «Kachestvo tekhnologiy – kachestvo zhizni». Ukraina. Sudak. 15-19 sentyabrya 2011 g. 6. Isledovaniye faktorov, vliyayushchikh na vosstanovitel'nyye protsessy v sovremennoy domennoy plavke / Petrenko V.A., Kovshov V.N., Karaush D.P., Zablotskiy P.A // Nauchno-prakticheskiy zhurnal "Novosti nauki Pridneprov'ya" № 1-2. Dnepropetrovsk: "Dníprr-VAL", 2012. – S. 15-19.
6. Rabochaya programma, metodicheskiye ukazaniya i kontrol'ne zadaniya k izucheniyu distsipliny: “Osnovy nauchnykh issledovaniy” dlya studentov spetsial'nosti 7.090401, spetsializatsii – metallurgiya chuguna / Sost. V.N. Kovshov. – Dnepropetrovsk: NMetAU, 2008. – 37 s.
7. Ispol'zovaniye matematicheskih modeley dlya optimizatsii zagruzki domennoy pechi / Kovshov V.N., Petrenko V.A., Zablotskiy P.A. // Materialy IV mezhdunarodnoy nauchno-prakticheskoy konferentsii «Fundamental'naya nauka i tekhnologii – perspektivnyye razrabotki». 29-30 sentyabrya. North Charl-?ston, USA. Tom 3 – S. 149-151.

Articlearrived 17.12.2014

УДК 662.741.3.022:001.5

*А.Г.Старовойт, А.С. Коверя, М.С. Чемеринський**

Дослідження динаміки тиску розпирання та спучування вугільної шихти, яка містить газове вугілля, попередньо нагріте в електромагнітному полі

Вперше вивчено вплив попереднього електромагнітного нагріву на динаміку тиску розпирання вугільного концентрату марки Г і шихти з його участю. Встановлено, що попередній нагрів вугільного концентрату марки Г в електромагнітному полі сприяє поліпшенню спікливості і зниженню максимального тиску розпирання. Внесення обробленого концентрату в шихту подібних явищ не викликає, що, мабуть, пов'язано з процесами окиснення, які відбуваються на стадіях підготовки шихти

For the first time studied the influence of pre-heating in electromagnetic field of gas-coal concentrate and charge with this concentrate on the dynamics of swelling pressure. It has been established that pre-heating of gas-coal concentrate in electromagnetic field to contribute of improves the caking capacity and loss a maximum of swelling pressure. Adding prepared concentrate in charge of such events doesn't cause that apparently to be connected with oxidative processes occurring on the stages of preparation of the charge

Впервые изучено влияние предварнительного электромагнитного нагрева на динамику давления распора угольного концентрата марки Г и шихты с его участием. Установлено, что предварительный нагрев угольного концентрата марки Г в электромагнитном поле содействует улучшению спекаемости и снижению максимального давления распора. Внесение обработанного концентрата в шихту подобных явлений не вызывает, что, наверное, связано с процессами окисления, происходящими на стадии подготовки шгихты.

Вступ. При коксуванні термічно підготовлених шихт (ТПШ), разом з поліпшенням спікливості, важливим практичним питанням є тиск розпирання, що розвивається. Відомо, що при коксуванні ТПШ тиск розпирання помітно зростає, що може бути небезпечно для кладки коксових печей [1-3]. Також встановлено, що попередній нагрів вугілля в електромагнітному полі сприяє глибшій дії на органічну масу вугілля [4, 5].Виходячи з цього, метою роботи було вивчення впливу електромагнітного (діелектричного) нагріву на динаміку тиску розпирання вугільного концентрату марки Г і шихти з його участю. Також вивчалася зміна динаміки спучування за допомогою модернізованого дилатометричного апарату «ИГИ-ДМетИ» [6].Враховуючи, що найраціональніше з теоретичної точки зору піддавати попередній термічній обробці слабоспікливі компоненти шихти, нами був реалізований індивідуальний електромагнітний нагрів вугільного концентрату марки Г. Для цього газове вугілля, крупністю 6-3 мм, обробляли в спеціальній мікрохвильовій печі потужністю 750 Вт протягом 400 с. Після термічної підготовки проба вугілля охолоджувалася на повітрі до кімнатної температури. Характеристика вугільного концентрату марки Г, а також інших компонентів вугільної шихти представлена в таблиці 1.

Результати досліджень та їх обговорення. Сутність методу визначення показників динаміки тиску розпирання полягає в швидкому нагріві спресованої аналітичної проби вугілля, масою 2 г, при постійній температурі печі 500ºС і встановленні первинного зовнішнього навантаження. Окрім максимального тиску розпирання ряд показників, що визначаються в ході досліду, характеризують властивості вугільної пластичної маси [6].

Досліджували зміну властивостей термічно підготовленого концентрату за показниками динаміки спучування і тиску розпирання. Результати досліджень представлені в таблицях 2 і 3. У цих таблицях також наведені відповідні показники для інших компонентів шихти, які не піддавалися попередньому нагріву. Як виходить з результатів досліджень, попередній електромагнітний нагрів сприяє поліпшенню спікливих властивостей вугільного концентрату марки Г, про що свідчить значне збільшення індексу спучування. При цьому інші дилатометричні характеристики змінилися не істотно. Встановлено, що в результаті діелектричного нагріву максимальний тиск розпирання (Р2, кПа) вугільного концентрату зменшується. В той же час, спостерігається зниження температури розм'якшення (tb,ºС) і збільшення часу стадії розм'якшення (b,c). Отже, в результаті попередньої термічної підготовки вугільного концентрату, за рахунок видалення вологи і оклюдованих газів, збільшилася швидкість його нагріву в передпластичному стані, що призвело до утворення більшої кількості пластично-в'язких компонентів, а також до розширення температурного інтервалу

* Старовойт Анатолій Григорович, професор НМетАУ, д.т.н.;
Коверя Андрій Сергійович, доцент НМетАУ, к.т.н.;
Чемеринський Михайло Сергійович, доцент НМетАУ, к.т.н.
Рецензент Камкіна Людмила Володимірівна, декан НМетАУ, д.т.н., професор.

пластичності в результаті збільшення термічної стійкості пластичної маси. Ці зміни властивостей, а також зниження періоду пенетрації (f, с), свідчать про поліпшення спікливих властивостей попередньо обробленого концентрату.

Збільшення спікливості вугілля в результаті електромагнітного нагріву також відзначається в роботах [7-10]. Проведені дослідження показали, що використання електромагнітної енергії дозволяє забезпечити рівномірний, об'ємний нагрів полідисперсної маси, який сприяє глибшим внутрішньомолекулярним змінам органічної маси вугілля і поліпшенню їх термопластичних характеристик.

Зміна динаміки спучування і тиску розпирання вугільної шихти і шихти, що містить термічно підготовлене в електромагнітному полі газове вугілля, представлена в таблицях 4 і 5.

Стандартна і модифікована вугільна шихта мали наступний склад, %: Г - 35, Ж - 30, К - 20, ПС - 15, проте модифікована містила газове вугілля, термічно підготовлене в електромагнітному полі.

Для шихти за участю заздалегідь підготовленого концентрату збільшилися час і температура нагріву до початку спучування. Період спучування знизився при незмінному індексі спучування. Показники динаміки тиску розпирання відобразили зміну пластично-в'язких властивостей шихти в межах помилки досліду. Помітно збільшився час до початку розм'якшення завантаження (а, с).

В цілому, спікливість шихти не покращилась в порівнянні з результатами термічної підготовки вугілля марки Г. Наслідком цього, мабуть, є більш розвинені окиснювальні процеси, які реалізуються при підготовці заздалегідь нагрітого вугільного концентрату, а саме при його охолодженні, подрібненні і змішуванні з компонентами шихти. Підтвердженням цього є підвищення в'язкості вугільної пластичної маси, виражене в збільшенні тиску розпирання, періоду його дії (d, с) і зростанні періоду пенетрації. Окрім цього, зниження ефекту взаємодії (підвищення в'язкості пластичної маси) попередньо підготовленого концентрату з іншими компонентами шихти пояснюється відсутністю розширення температурних інтервалів пластичності, що видно за температурними показниками динаміки спучуванні і тиску розпирання.

Таблиця 1 - Характеристика вугільних концентратів

Марка (ЦЗФ)	Технічний аналіз, %			Пластомет-ричні показники, мм		Середній показник відбиття вітриніту, R_0, %	Розподіл по стадіях метаморфізму, %						
	A^d	V^d	S^d_t	x	y		ДГ	Г	Ж	К	ПС	П	А
Г (Прокоп'євська)	8,7	34,4	0,49	41	10	0,76	10,0	84,5	0,9	-	2,7	0,9	0,9
Ж (Калинінська)	8,8	31,3	2,08	29	19	0,93	2,1	26,5	59,6	-	-	-	-
К (Узловська)	10,0	25,6	1,78	16	17	1,28	1,0	0,9	29,4	33,1	24,9	1,4	-
ПС (Узловська)	5,1	17,6	1,51	20	6	1,52	0,4	4,0	3,7	9,0	50,0	20,0	-

Таблиця 2 - Динаміка спучування вугільних концентратів (за модернізованим методом «ИГИ-НМетАУ»)

Найменування проби	$П_Н$, с	$t_{НС}$, °С	$П_С$, с	$t_{КС}$, °С	$I_С$, мм
Г	351	404	154	462	26
Г терм. підг.	344	414	159	466	41
Ж	298	387	232	476	121
К	473	458	358	500	25
ПС	447	454	377	500	29

Таблиця 3 - Динаміка тиску розпирання вугільних концентратів

Наименування проби	P_1, кПа	P_2, кПа	P_3, кПа	a, с	t_a, °С	b, с	t_b, °С	c, с	t_c, °С	d, с	t_d, °С	e, с	t_e, °С	f, с	t_f, °С
Г	1224	2847	2847	240	0-316	125	316-402	12	402-406	61	406-437	11	437-440	136	440-470
Г терм. підг.	762	2753	2753	231	0-306	147	306-408	9	408-410	65	410-441	9	441-443	114	443-477
Ж	1077	1739	1739	208	0-292	104	292-373	12	373-377	60	377-409	8	409-412	90	412-445
К	1477	2884	2884	358	0-400	137	400-451	13	451-454	106	454-476	8	476-478	334	478-500
ПС	1690	2627	2320	374	0-408	127	408-448	11	448-450	110	450-472	17	472-475	242	475-498

Таблиця 4 - Динаміка спучування вугільних шихт

Найменування проби	$П_Н$, с	$t_{НС}$, °С	$П_С$, с	$t_{КС}$, °С	$l_С$, мм
Шихта	340	408	232	479	37
Шихта (підгот. марка Г)	375	417	205	475	37

Таблиця 5 - Динаміка тиску розпирання вугільних шихт

Найменування проби	P_1, кПа	P_2, кПа	P_3, кПа	a, с	t_a, °С	b, с	t_b, °С	c, с	t_c, °С	d, с	t_d, °С	e, с	t_e, °С	f, с	t_f, °С
Шихта	1270	1845	1845	241	0-328	143	328-415	9	415-418	45	418-438	7	438-440	113	440-462
Шихта (підгот. марка Г)	1278	1900	1900	270	0-324	140	324-408	6	408-410	51	410-432	8	432-435	118	435-462

Висновки.

Проведені дослідження показали, що попередній електромагнітний нагрів вугільного концентрату марки Г сприяє поліпшенню його спікливих властивостей. Так, значно збільшується індекс спучування, а максимальний тиск розпирання знижується. Тим самим отримали підтвердження результати [7-10], згідно з якими, нагрівання вугілля у НВЧ-полі покращує їх спікливість.

Експериментально встановлено, що при використанні в шихті термічно підготовленого в електромагнітному полі вугільного концентрату марки Г спікливі властивості шихти не покращились, а максимальний тиск розпирання збільшився не істотньо, що пов'язано з окисненням органічної маси вугілля. Так, вільні радикали термічно підготовленого вугілля, що утворюються, взаємодіють з киснем повітря, а сам процес окиснення, мабуть, носить радикально-ланцюговий характер.

При розробці технологічних завдань з термічної підготовки малометаморфізованого слабоспікливого вугілля, в електромагнітному полі, необхідно враховувати здатність обробленого вугілля до окиснення, а також вплив низки технологічних чинників, які посилюють окиснювальні процеси, як при термічній обробці вугілля, так і на стадіях підготовки шихти: час термічної обробки, вплив газового середовища, характер протікання процесів в часі (періодичні, безперервні), умови зберігання, зміна поверхневих властивостей в результаті подрібнення, умови і інтенсивність перемішування та ін.

Бібліографічний список

1. Сухоруков В. И. О механизме возникновения и развития давления распирания / В. И. Сухоруков, С. Г. Стахеев, В. И. Швецов // Кокс и химия. – 1997. – № 10. – С. 9-12.
2. Бабанин Б. И. Влияние термической подготовки шихты на давление распирания / Б. И. Бабанин, С. Ш. Шейн, С. Г. Стахеев [и др.] // Кокс и химия. – 1988. – № 8. – С. 24-26.
3. Семисалова В. Н. Исследование давления распирания и вертикальной усадки коксового пирога при коксовании термически подготовленной шихты / В. Н. Семисалова, Н. Р. Кушниревич, В. Г. Зашквара // Кокс и химия. – 1972. – № 8. – С. 21-24.
4. Загорец А. М. О применении токов высокой частоты в процессе коксования углей / А. М. Загорец, Г. Н. Макаров, Н. Н. Находкин // Кокс и химия. – 1970. – № 3. – С. 17-21.
5. Старовойт А. Г. Влияние различных способов термической подготовки углей и угольной шихты на качество кокса. Сообщение 2. Теоретическая часть / А. Г. Старовойт, Е. И. Малый, М. С. Чемеринский // Углехимический журнал. – 2013. – № 2. – С. 51-56.
6. Старовойт А. Г. Модернизированный аппарат для определения динамики давления распирания и пластических свойств углей и шихт / А. Г. Старовойт, А. С. Коверя // Кокс и химия. – 2008. – № 2. – С. 15-23.
7. Слободской С. А. Электротермия в новых процессах углехимии: монография / С. А. Слободской. – Харьков: «Підручник НТУ «ХПІ», 2013. – 252 с.
8. Старовойт А. Г. Исследование влияния микроволновых воздействий на термопластические свойства газовых углей / А. Г. Старовойт, Е. И. Малый, М. С. Чемеринский // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2009. – № 5. – С. 21-25.
9. Загорец А. М. Изучение процесса коксования с применением токов высокой частоты: автореф. дисс. на соиск. учен. степени канд. тех. наук / А. М. Загорец. – М., 1968. – 33 с.
10. Чемеринский М. С. Исследование влияния термически подготовленного газового угля в составе уплотненной шихты на прочностные свойства кокса / М. С. Чемеринский // Кокс и химия. – 2013. – № 1. – С. 18-22.

Стаття надійшла 10.12.2014

УДК 662.741.3.022:001.5

*A.Starovoit, A. Koverya, M. Chemerinskii**

Investigation of dynamics of swelling pressure and swelling of coal charge with gas-coal concentrate pre-heated in electromagnetic field

For the first time studied the influence of pre-heating in electromagnetic field of gas-coal concentrate and charge with this concentrate on the dynamics of swelling pressure. It has been established that pre-heating of gas-coal concentrate in electromagnetic field to contribute of improves the caking capacity and loss a maximum of swelling pressure. Adding prepared concentrate in charge of such events doesn't cause that apparently to be connected with oxidative processes occurring on the stages of preparation of the charge.

Вперше вивчено вплив попереднього електромагнітного нагріву на динаміку тиску розпирання вугільного концентрату марки Г і шихти з його участю. Встановлено, що попередній нагрів вугільного концентрату марки Г в електромагнітному полі сприяє поліпшенню спікливості і зниженню максимального тиску розпирання. Внесення обробленого концентрату в шихту подібних явищ не викликає, що, мабуть, пов'язано з процесами окиснення, які відбуваються на стадіях підготовки шихти.

Впервые изучено влияние предварнительного электромагнитного нагрева на динамику давления распора угольного концентрата марки Г и шихты с его участием. Установлено, что предварительный нагрев угольного концентрата мпарки Г в электромагнитном поле содействует улучшению спекаемости и снижению максимального давления распора. Внесение обработанного концентрата в шихту подобных явлений не вызывает, что, наверное, связано с процессами окисления, происходящими на стадии подготовки шгихты.

Introduction. During coking of thermally prepared of charges, along with improved caking capacity, important practical issue is the swelling pressure that is formed. It is known that during coking of thermally prepared of charges of swelling pressure noticeably increased, which can be harmful for linings of coke-oven batteries [1-3]. Also, it has been established that pre-heating the coal in electromagnetic field promotes to deeper impact on the organic mass of coal [4, 5]. Accordingly, the purpose of the work was to study the influence of electromagnetic (dielectric) heating the dynamics of pressure

Based on this , the aim of this work is to establish the influence of electromagnetic (dielectric) heating on the dynamics of swelling pressure of gas-coal concentrate and the charge with this concentrate. In addition, changes of dynamics of swelling by means of modernized dilatometric apparatus of IGI-DMetI were studied [6].

Taking into account that most rationally from theoretical point of view is subjected to preliminary thermal preparation of low-caking components of charge, was realized individual electromagnetic heating of gas-coal concentrate. To do this gas-coal with a particle size of 6-3 mm was treated in a special microwave power of 750 W for 400 s. After the thermal preparation of coal sample was cooled in air to room temperature. Characteristics of gas-coal concentrate and other components of the coal charge are shown in Table 1.

Result and Discussion. The essence of the method for the determination of dynamics of swelling pressure is rapid heating the compacted of coal analytical sample (mass 2 g), at a constant temperature oven of 500°C and establishment of the primary external load. Except the maximum of swelling pressure several of indexes defined in during the experiment, characterize the properties of the plastic mass of coal [6].

Gas-coal concentrate is thermally prepared was investigated to change its properties on indexes of dynamics of swelling and swelling pressure. Research results are represented in Tables 2 and 3. In these tables also shows the corresponding of indexes for other charge components that have not been pre-heated.

Of the results it follows that pre-heating in electromagnetic to promotes improvement of caking properties of gas-coal concentrate, as evidenced by a significant increase in of swelling index. While others characteristics of dilatometric are changed slightly.

It has been established that as a result of dielectric heating maximum of swelling pressure (P2, kPa) of coal concentrate decreases. At the same time there is a decrease of softening temperature (tb, oC) and increase the time stage softening (b, s). Consequently, preliminary thermal preparation of coal concentrate due to removal moisture and gas of occluded increased rate of its heating in fore-plastic condition, thereby resulting to formation of larger amounts of plastic-viscous components and to expansion of temperature interval plasticity by increasing the thermal stability of plastic mass of coal. These changes of properties and reduced the period of penetration (f, s) indicate an improvement of caking properties of the pretreated concentrate.

Increase of the caking capacity of coal as a result of electromagnetic heating, it were also noted in [7-10]. Studies carried out demonstrated that the use of electromagnetic energy ensures volumetric uniform heating of polydisperse mass, which contributes to

* Starovoit Anatoliy ScD, professor NMetAU, Doctor of Technical Sciences;
Koverya Andrey PhD, associate professor NMetAU;
Chemerinskii Mikhail PhD, associate professor NMetAU,
Reviewer Kamkina Ludmila, professor NMetAU Department of Theory Metallurgical Processes and Physical Chemistry.

deeper changes in the intramolecular organic mass of coal and improve their characteristics of thermoplastic.Changes to the dynamics of swelling and swelling pressure of coal charge and charge containing thermally prepared in electromagnetic field of gas-coal are represented in Tables 4 and 5.

Basic and modified of coal charge has the following composition, %: G – 35, Zh – 30, K – 20, OS – 15, but modified containing gas-coal of thermally prepared in electromagnetic field.To charge with the participation pre-heating concentrate was expanded the time and temperature of heating before the start swelling. Period of swelling decreased at invariable of swelling index. Indexes of dynamics of swelling pressure reflected the changes of plastic-viscous properties of charge within experimental error. Significantly increased the time before start softening of sample (a, s). In general, caking capacity of charge has not improved in comparison with the results of gas-coal thermal preparation. The reason for this apparently are more evolved oxidative processes which are realized during the preparation of pre-heated of coal concentrate, namely during its cooling, grinding and mixing the components of charge. Evidence of this can serve as a viscosity increase of the plastic mass of coal, expressed as an increase of swelling pressure, the time of its action (d, s) and growing the period of penetration. Moreover, decrease the effect of interaction (increase viscosity of plastic mass) previously prepared concentrate with other components of charge explained by the lack of expansion of temperature intervals of plasticity, as seen by temperature indexes of dynamics swelling and swelling pressure.

Table 1 - Characteristics of coal concentrates

Rank (State Standard DSTU 3472–96)	Technical analysis, %:			Plastometric characteristics, mm:		Mean vitrinite reflection coefficient *R*o, %	Metamorphic stages of vitrinite and the corresponding grades of coal, %:						
	A^d	V^d	S^d_t	x	y		DG	G	Zh	K	OS	T	A
G (Prokop'yevskaya)	8,7	34,4	0,49	41	10	0,76	10,0	84,5	0,9	-	2,7	0,9	0,9
Zh (Kalininskaya)	8,8	31,3	2,08	29	19	0,93	2,1	26,5	59,6	-	-	-	-
K (Uzlovskaya)	10,0	25,6	1,78	16	17	1,28	1,0	0,9	29,4	33,1	24,9	1,4	-
OS (Uzlovskaya)	5,1	17,6	1,51	20	6	1,52	0,4	4,0	3,7	9,0	50,0	20,0	-

Table 2 - Dynamics of swelling of coal concentrates (modernized by the method of IGI-DMetI)

Sample	P_{in}, s	$t_{ssw,}$ °C	P_{sw}, s	t_{fsw}, °C	l_{sw}, mm
G	351	404	154	462	26
G pre-heating	344	414	159	466	41
Zh	298	387	232	476	121
K	473	458	358	500	25
OS	447	454	377	500	29

Table 3 - Dynamics of swelling pressureof coal concentrates

Sample	P_1, кPa	P_2, кPa	P_3, кPa	a, c	t_a, °C	b, c	t_b, °C	c, c	t_c, °C	d, c	t_d, °C	e, c	t_e, °C	f, c	t_f, °C
G	1224	2847	2847	240	0-316	125	316-402	12	402-406	61	406-437	11	437-440	136	440-470
G pre-heating	762	2753	2753	231	0-306	147	306-408	9	408-410	65	410-441	9	441-443	114	443-477
Zh	1077	1739	1739	208	0-292	104	292-373	12	373-377	60	377-409	8	409-412	90	412-445
K	1477	2884	2884	358	0-400	137	400-451	13	451-454	106	454-476	8	476-478	334	478-500
OS	1690	2627	2320	374	0-408	127	408-448	11	448-450	110	450-472	17	472-475	242	475-498

Table 4 - Dynamics of swelling of coal charge

Sample	P_{in}, s	t_{ssw}, °C	P_{sw}, s	t_{fsw}, °C	I_{sw}, mm
Basic charge	340	408	232	479	37
Charge (G pre-heating)	375	417	205	475	37

Table 5 - Dynamics of swelling pressureof coal charges

Sample	P_1, кPa	P_2, кPa	P_3, кPa	a, c	t_a, °C	b, c	t_b, °C	c, c	t_c, °C	d, c	t_d, °C	e, c	t_e, °C	f, c	t_f, °C
Basic charge	1270	1845	1845	241	0-328	143	328-415	9	415-418	45	418-438	7	438-440	113	440-462
Charge (G pre-heating)	1278	1900	1900	270	0-324	140	324-408	6	408-410	51	410-432	8	432-435	118	435-462

Conclusions.

1. Studies carried out demonstrated that pre-heating in electromagnetic field of gas-coal concentrate to contribute of improves its caking properties. So significantly increases of swelling index and the maximum of swelling pressure decreased. Thus, received confirmation of results [7-10], according to which heating of coals in a microwave field improves their caking capacity.

2. It was established experimentally that by using thermally prepared in electromagnetic field of gas-coal concentrate in charge has not improved of caking properties, and the maximum of swelling pressure is increased slightly. It is obvious, loss of caking capacity connected with oxidation of organic mass of coal. So free radicals are formed of thermally prepared of coals interact with air oxygen, and the oxidation process itself, apparently is a radical character.

3. When developing technological of tasks of thermal preparation of low-metamorphosed low-caking coals in electromagnetic field necessary take into account the ability of treated of coals to oxidation as well as influence of some technological factors on gain of oxidative processes, as during thermal treatment of coals so and on stages of preparation of charge: time of thermal treatment, influence of gas medium, character of processes in time (batch, continuous), storage conditions, changes the surface properties as a result of crushing, conditions and intensity of blending and others.

References

1. Sukhorukov V. I. O mekhanizme vozniknoveniya i razvitiya davleniya raspiraniya / V. I. Sukhorukov, S. G. Stakheyev, V. I. Shvetsov // Koks i khimiya. – 1997. – № 10. – S. 9-12.
2. Babanin B. I. Vliyaniye termicheskoy podgotovki shykhty na davleniye raspiraniya / B. I. Babanin, S. Sh. Sheyn, S. G. Stakheyev [i dr.] // Koks i khimiya. – 1988. – № 8. – S. 24-26.
3. Semisalova V. N. Issledovaniye davleniya raspiraniya i vertikal'noy usadki koksovogo piroga pri koksovanii termicheski podgotovlennoy shykhty / V. N. Semisalova, N. R. Kushnirevich, V. G. Zashk-?ara // Koks i khimiya. – 1972. – № 8. – S. 21-24.
4. Zagorets A. M. O primenenii tokov vysokoy chastoty v protsesse koksovaniya ugley / A. M. Zagorets, G. N. Makarov, N. N. Nakhodkin // Koks i khimiya. – 1970. – № 3. – S. 17-21.
5. Starovoyt A. G. Vliyaniye razlichnykh sposobov termicheskoy podgotovki ugley i ugol'noy shykhty na kachestvo koksa. Soobshcheniye 2. Teoreticheskaya chast' / A. G. Starovoyt, E. I. Malyi, M. S. Chemerinskiy // Uglekhimicheskiy zhurnal. – 2013. – № 2. – S. 51-56.
6. Starovoyt A. G. Modernizirovannyy apparat dlya opredeleniya dinamiki davleniya raspiraniya i plasticheskikh svoystv ugley i shykht / A. G. Starovoyt, A. S. Koverya // Koks i khimiya. – 2008. – № 2. – S. 15-23.
7. Slobodskoy S. A. Elektrotermiya v novykh protsessakh uglekhimii: monografiya / S. A. Slobodskoy. – Khar'kov: «Pidruchnik NTU «KhPI», 2013. – 252 s.
8. Starovoyt A. G. Issledovaniye vliyaniya mikrovolnovykh vozdeystviy na termoplasticheskiye svoystva gazovykh ugley / A. G. Starovoyt, E. I. Malyi, M. S. Chemerinskiy // Chernaya metallurgiya. Byulleten' nauchno-tekhnicheskoy i ekonomicheskoy informatsii. – 2009. – № 5. – S. 21-25.
9. Zagorets A. M. Izucheniye protsessa koksovaniya s primeneniyem tokov vysokoy chastoty: avtoref. diss. na soisk. uchen. stepeni kand. tekh. nauk / A. M. Zagorets. – M., 1968. – 33 s.
10. Chemerinskiy M. S. Issledovaniye vliyaniya termicheski podgotovlennogo gazovogo uglya v sostave uplotnennoy shykhty na prochnostnyye svoystva koksa / M. S. Chemerinskiy // Koks i khimiya. – 2013. – № 1. – S. 18-22.

Articlearrived 10.12. 2014

УДК 622.781:669.053.2

О.В. Бабенко *

Особливості вибору в'яжучих для окускування дрібнодисперсних матеріалів.

*Зроблено аналіз властивостей в*яжучих, які використовуються для спікання агломерату, показано, що використовувані на цей час в'яжучі поряд з позитивними властивостями, мають визначені негативні властивості, що викликає необхідність пошуку інших ефективних в'яжучих.*

The analysis of the binders, which are used for sintering agglomerate is shown that the currently used binders nvaryadu with positive-its properties have certain negative properties chtol necessitates pois-ka new effective communication.

Выполнен анализ особенностей связующих, которые используются для спекания агломерата, показано, что используемые в настоящее время связующие наряду с позитивными свойствами, имеют определенные негативные свойства, что вызывает необходимость поиска новых эффективных связующих.

Вступ. Підготовка вихідних матеріалів для металургійної промисловості в першу чергу пов'язана з їх збагаченням, що приводить до появи значної кількості дрібнодисперсних збагачених концентратів. Це викликає необхідність їх попередньої підготовки шляхом окускування. Відомі три способи окускування: агломерація, обкатування і брикетування. Процес формування гранул при окомкуванні зволожених пиловидних матеріалів визначається значним комплексом факторів, які залежать від властивостей комкуємої сировини та від технологічних параметрів. Найбільш важливим фактором процесу є міцність структури сирих гранул. При їх виготовленні використовують в'яжучі речовини, що являють собою допоміжні матеріали, що поліпшують злипання часток та підвищують міцність окомкованого матеріалу [1]. До цих матеріалів ставляться певні вимоги [2,3], в першу чергу високі аутогезіонні властивості, мінімальна кількість домішок і баластних речовин, швидка схоплюємість, невелика вартість.

Викладення основного матеріалу досліджень. Спікання тонко подрібнених концентратів на агломераційних машинах протікає повільно, призводить до зниження продуктивності аглоустановок і погіршення якості агломерату. При роботі на одержуваному при цьому крихкому і різному за розмірами шматків агломераті не забезпечується значна газопроникність доменної шихти або шихти для виплавки феросплавів, і тим самим значно знижуються техніко-економічні показники агрегатів. Тому спеканню піддають попередньо огрудковану вихідну аглошихту, одержання якої викликає необхідність пошуку в'яжучої речовини з високими показниками огрудкування.

В'яжучі, які зазвичай використовуються на практиці,можна розділити на три типи: мінеральні (неорганічні), органічні, комбіновані.До поширених неорганічнихв'яжучих слід віднести гашене вапно, рідке скло, глиноземистий і портландскийцементи. Однак багато з них мають істотні недоліки. Так, гашене вапно і портландцемент при нагріванні віддають гідратну вологу і втрачають міцність, рідке скло містить значну кількість лугів і двуокиса кремнію, а глиноземистий цемент до того ж надзвичайно дорогий. До органічнихзв'язуючихвідносяться кам'яновугільні і нафтомістячні: смоли, масла, асфальтени, карбени, карбоіди, нафтові бітуми меляса, відходи гідролізної і целюлозної промисловості, лігносульфонат технічний (ЛСТ) продукти сланцевої переробки: гуманати, смоли, сланцеві бітуми, фусинапівкоксування і т.п . Загальним недоліком органічних в'яжучих є їх піроліз або вигоряння при високих температурах з втратою міцності, а також внесок у брикети значної кількості сірки. Слід зазначити, що в умовах спікання попередньо огрудкованоїаглошихти цей недолік нівелюється і може стати одним з переваг, що дозволяють дещо знизити витрату вуглецьвмісного компонента.До комбінованих в'яжучих відносять суміші різних в'язучих. Наприклад, суміші гашеного вапна з хлористим магнієм (кальцієм), зі смолами, рідким склом, вуглевмісними відходами, з каустичним періклазом, доменним шлаком і інш. Ці суміші дозволяють поліпшити позитивні і знизити негативні властивості.

Так суміш, що містить рідке скло і лігносульфонат, вносить знижену кількість лугів, кремнезему або сірки, ніж кожне в'яжуче окремо, при одночасному забезпеченні достатньої механічної міцності окатишів.В якості в'яжучих краще використовувати найбільш поширені і добре досліджені матеріали: вапно гашене (портландіт), рідке скло, портландцемент, глиноземистий цемент, магнезійний цемент, бішофіт, бентоніт, меляса, кам'яновугільний пек, гіпсові вяжучі, розчини різних солей, золи, гелі, відходи травильних ванн, нанозв'язки - тонкомолоті до фракції менше 1 мкм різні природні та техногенні матеріали та ін.

Вапно, або оксид кальцію CaO в техніці називають негашеним вапном, яке при взаємодії з водою утворює гашене вапно, що має високі в'яжучі властивості. Гашене вапно є порівняно дешевим, досить міцним і добре змішується як в'яжуча речовина і одночасно є флюсом. Основним недоліком гашеного вапна є те, що при нагріванні до

*Бабенко Олександр Вікторович, доцент НМетАУ, к.т.н.

 Рецензент Чернятевич Анатолій Григорович, зав.від.ІЧМ НАНУ, д.т.н., професор.

580°С починає видалятися гідратна волога, через що міцність брикетів падає [1].

Рідке натрієве скло за ГОСТ 13078-81 містить в середньому 30% SiO_2, 13% Na_2O, 0,8% домішок Al_2O_3, SO_3 і CaO, інше - вода. Добавки рідкого скла в кількості 5-7% (понад 100%) дають після сушіння досить міцний брикет, а фаяліт, що утворюється при нагріванні, сприяє утворенню рідких фаз. Істотним недоліком рідкого скла є значне підвищення в брикеті вмісту діоксиду кремнію і лугів.

Бішофіт $MgCl_2 \times 6H_2O$, віддаючи при нагріванні вологу, перетворюється на виключно міцну кристалічну сіль $MgCl_2$, яка може виступати не тільки в якості в'яжучого, але і речовини, що переводить цинк в легколетке з'єднання. Недоліком даного сполучного є те, що після прожарювання він поступово, приєднуючи вологу з повітря, розтікається, а брикет втрачає свою первісну міцність [4].

Бентоніт маєдобрі в'яжучі властивості. Його основою є монтморилоніт $Al_{1,67}Mg_{0,33} \times [(OH)_2Si_4O_{10}]_{0,33} \times Na_{0,33}$ $(H_2O)_4$, який при розчиненні у воді утворює надзвичайно дисперсні колоїдні частки, що мають високіаутогезіонні властивості, питома поверхня яких складає 600- 900 $м^2$/г. Його широко використовують при виробництві окатишів. Витрата бентоніту становить зазвичай 0,5-1,5% від використовуваного концентрату [4].

Меляса (патока кормова) є відходом цукробурякового виробництва, а тому відносно дешева і недефіцитна. Вміст сірки помірний [5, 6]. Як в'яжуча, меляса має задовільні в'яжучі характеристики. Добавки 7% меляси (понад 100%) дозволяють отримувати не тільки міцний брикет, але й знизити вміст відновника на 2%. Вилучення брикетів з прес-форми задовільне. Міцність на розчавлювання лабораторних брикетів з добавкою 7% меляси, сушених при 250°С протягом 0,5 год, доходить до 40 МПа.

Незважаючи на те, що істотним недоліком даного в'яжучого є незадовільне змішування з основними компонентами брикетів, мелясу, поряд з рідким склом, слід віднести до найбільш ефективних видів в'яжучих. Комбіноване в'яжуче, складене з суміші цих матеріалів може виявитися дуже перспективним [1].

Кам'яновугільний пек являє собою тверду, крихку речовину чорного кольору, що є залишком перегонки кам'яновугільної смоли, здійснюваної на коксохімічних заводах. Щільність пеку 1100-1240 кг/м3, температура розм'якшення 50-140°С (залежно від марки), температура займання 230-300°С. Його зазвичай використовують при брикетуванні вугілля [2, 3].

Доцільно розглянути результати численних досліджень, присвячених теорії і практиці огруднкування тонкоподрібнених залізорудних та інших матеріалів і проаналізувати переваги і недоліки застосування відомих сполучних компонентів вихідної шихти.Загальні вимоги до в'яжучого, що поліпшує злипання початкових частинок при окатуванні рудних концентратів сформульовані у відомих роботах [9-14].

Розробка в'яжучих композицій для окускования, переважно для окатування залізорудних концентратів, проводиться як шляхом пошуку нових технічних рішень, так і за рахунок вдосконалення процесів, раніше відомих для брикетування рудного дріб'язку.Підготовка шихти складається в усередненні матеріалу, що підлягає окомкованнюі добавці в нього в'язуючих речовин. В якості сполучних добавок застосовують бентоніт, гашене вапно, хлорид кальцію і натрію, сульфат заліза та ін. Найбільшого поширення набув бентоніт, що має властивість сильно набухати при поглинанні води (спостерігається збільшення об'єму в 15-19 разів).Основні вимоги до матеріалу, щоогрудковується, пред'являються по крупності і вологості. Окомкування протікає успішно, якщо питома поверхня кристалічного матеріалу 15-19 $м^2$/кг і вологість 7-10%. Для руд і концентратів, що мають у своєму складі зв'язану воду, вологість може досягати 20-25%. Відхилення від цих вимог викликає необхідність підвищеної витрати зміцнюючих і сухих добавок в шихту. Для змішування компонентів шихти застосовують змішувальні агрегати, барабанні, роторні, шнекові і вихрові. Окомкування концентратів здійснюється в барабанних і чашевих (тарілчастих) грануляторах. Окатиші мають округлу форму, більш стійкі до стирання, краще заповнюють об'єм плавильного простору, що забезпечує необхідну газопроникність шару, характеризуються високою міцністю. Слід зазначити, що основні ідеї, закладені в вибір та застосування в'яжучих речовин для окускування методом брикетування, були в подальшому розвинені при розробці в'яжучих систем для окускування методом окатування. Зміцнення сирих окатишів проводиться окислювальним випаленням і безвипалювальнимиметодами з застосуванням в'яжучих речовин (цементу, вапна та ін.) та іншими методами. В основному застосовується окислювальний випал окатишів при температурі до 1400°С, для зміцнення окатишів за рахунок окислення і рекристалізації зерен мінералів, а також часткового утворення розплаву (шлаку). Під час термічного зміцнення окатиші послідовно проходять зони сушки, підігріву, випалу, рекуперації та охолодження. При випалюванні окатишів з концентратів, що містять сульфідну сірку, відбувається їх десульфурація, ступінь якої досягає 92%

Сполучні речовини є визначальним чинником у створенні технології брикетування. Фізико-хімічні, структурно-реологічні, адгезійні властивості в'язуючих визначають вибір параметрів технологічного процесу брикетування, вихід цілих брикетів і їх механічну міцність. Вибір сполучного визначається, крім забезпечення міцності брикетів, його доступністю, відсутністю як можливого негативного впливу на хід технологічного процесу, так і до-

мішок, здатних погіршити якість кінцевого продукту [10-14].

Однак не всі види в'яжучих придатні для створення безперервного процесу виробництва брикетів, який здійснюється в вальцевих пресах низького, середнього та високого тиску.Неорганічні мінеральні в'яжучі (цемент, вапно, тонкодисперсні шлаки), які одночасно грають роль флюсової складової в багатьох металургійних процесах, незважаючи на всі їхні переваги, не можуть забезпечити необхідний стан брикетуємої маси для отримання на виході з преса «сирих» брикетів необхідної міцності. Створення умов твердіння в'яжучого в брикетах, аналогічних тим, які застосовуються при виготовленні будівельних виробів (пропарювання, сушіння), апаратурно і технологічно ускладнює процес. Це не вирішує проблему забезпечення високого виходу як «сирих», так і товарних брикетів (вихід цілих брикетів не перевищує 55-60%). Тому в більшості запропонованих технологій і реалізованих на практиці процесів додатково до неорганічного мінерального в'яжучого, що забезпечує кінцеву міцність брикетів, вводять рідкі (компаундують) сполучні, що забезпечують досить високий вихід і міцність «сирих» брикетів. Однак навіть у цьому випадку для досягнення задовільної міцності і вологостійкості готових брикетів необхідна їх тривала витримка перед відправкою споживачам [9-13].

Серед «рідких» в'яжучих умовам доступності, економічності і зручності застосування, а також санітарно-гігієнічним вимогам відповідають органічні (похідні нафти) сполучні різних модифікацій, відходи деяких виробництв: сульфітно-спиртова барда (ССБ), меляси (патока) і неорганічні в'яжучі - рідке натрієве або калієве скло.Однак застосування брикетів на нафтових зв'язуючих в шахтних печах, вагранках і агрегатах аналогічного типу не представляється можливим. Це обумовлено низькою термічною міцністю (розчавлювання при температурах 150-250° С) брикетів і виділенням летких смолистих речовин, що осідають в газоходах і апаратах тягодуттєвої системи. У ряді випадків смолисті речовини погіршують якість цільового продукту, виведеного в пароподібній фазі з шахтної печі (виробництво соди). Тому брикети на бітумних або пекових в'яжучих необхідно піддавати додатковій високотемпературній (до 700-900°С) обробці [6-8].Сульфітно-спиртова барда, незважаючи на високі в'яжучі та клеючі властивості, являє собою високосірчистий (3-6%), легкорозчинний і термічно неміцний (руйнується при 350-500°С) продукт [3, 5, 12-13]. Тому використання ССБ як в'яжучого для брикетування доцільно тільки на підприємствах кольорової металургії (у виробництві міді, нікелю) в межах їх території із забезпеченням умов транспортування та зберігання брикетів, що виключають вплив вологи.

Патока (меляси), як і ССБ, не забезпечує вологостійкість і термічну міцність брикетів. Тому її використовують в основному з цементом або вапном [12, 13].Розчинне (рідке) скло являє собою водний розчин силікату натрію (або калію), який після затвердіння забезпечує як високу вологостійкість, так і термічну міцність (до 900-950°С) брикетів.

Брикети на рідкому склі з різних рудних, паливних і мінеральних матеріалів були з позитивним результатом випробувані в шахтних, мартенівських, феросплавних і електросталеплавильних печах, а також при введенні легуючих добавок сталей [9-10, 2-3,12]. Розчинне скло не вносить домішок, так як оксид натрію і діоксид кремнію містяться практично у всіх рудних матеріалах. Негативний вплив на хід доменної печі та умови плавки оксидів лужних металів (Na_2O, K_2O) та діоксиду кремнію, на думку авторів робіт [15-20], може бути нівельовано правильним підбором складу шлаку по співвідношенню $(CaO + MgO)/(SiO_2 + A1_2O_3)$ для забезпечення його рухливості і хорошої поглинаємості лугів.

Таким чином, розчинне скло поєднує в собі практично всі позитивні якості як органічних, так і мінеральних в'яжучих. Однак застосування розчинного скла в якості сполучного до теперішнього часу не знайшло достатньо широкого застосування в промисловості. Основною причиною, що обмежує широке використання розчинного скла, є проведення тривалої (20-40 хв) операції з підготовки брикетуємої суміші до пресування і необхідність здійснення додаткових заходів, що забезпечують отримання брикетів необхідної міцності. Практично всі розробники передбачали введення в технологічний ланцюжок або додаткових апаратів (сушіння брикетів при температурах 150-250°С протягом 20-40 хв. або витримці в автоклаві), або значних площ для зберігання та накопичення брикетів, де в результаті тривалого витримування (10- 15 діб.) відбувалося їхнє природне отвердження до необхідної міцності [2,10, 12-14].Спроби застосувати розчинне скло як в'яжучий матеріал для брикетування пилоподібних руд і колошникового пилу були зроблені [13] ще на початку 1930-х років. Витрата рідкого скла при цьому становила 15-18%. Отримані «сирі» брикети потім сушили при температурі 100-400°С, після чого вони набували задовільну міцність.

Таким чином, підготовка до подальшого використання дрібнодисперсних матеріалів пов'язана з визначенням типу в'яжучого для забезпечення холодної та гарячої міцності, високих показників технологічних властивостей під час виплавки металів. Використовувані на цей час в'яжучі поряд з позитивними властивостями, мають визначені негативні властивості, що викликає необхідність пошуку інших ефективних в'яжучих.

Висновок. Зроблено аналіз властивостей в*яжучих, які використовуються для спікання агломерату, показано, що використовувані на цей час в'яжучі поряд з позитивними властивостями, мають визначені негативні властивості, що викликає необхідність пошуку інших ефективних в'яжучих.

Бібліографічний список

1. Ожогин В.В. Основы теории и технологи брикетирования измельченного металлургического сырья. Монография. Мариуполь, ПГТУ. 2010. – 442 с.
2. Равич Б.М. Брикетирование в цветной и черной металлургии. – М.: Металлургия, 1975. – 231 с.
3. Лурье Л.А. Брикетирование в черной и цветной металлургии. – М.: Металлургиздат, 1963. – 324 с.
4. Штрюбель Г. Минералогический словар /Г.Штрюбель, З.Циммер. – М.: Недра. 1987. – 494 с.
5. ГОСТ 30561-98.Меласса (патока кормовая). Технические условия. М.: Изд-во стандартов. 1998.
6. Меньковский М.А., Равич Б.М., Окладников В.П. Связующие вещества в процесах окусковывания горнах пород. – М.: Недра, 1977. – 183 с.
7. Зимон А.Д. Андрианов Е.И. Аутогезия сипучих материалов. – М.: Металлургия, 1978. – 288 с.
8. Еремин А.Я., Бабанин В.И. Изменение физико-механических свойствсмесей мелкозернистых и тонкодисперсных материалов со связующим на стадіях подготовки и прессования в процес се брикетирования // Кокс и химия. 2003. № 4. С. 17–26.
9. Елишевич А.Т. Брикетирование полезных ископаемых. – Кл; Одесса: Лыбидь, 1990. – 296 с.
10. Кожевников И.Ю., Равич Б.М. Окускование и основы металлургии. – М.: Металлургия, 1991. – 300 с.
11. Рывкин И.Ю., Еремин А.Я., Литвин Е.М. и др. Брикетирование мелкозернистых и тонкодисперсных материалов со связующим // Кокс и химия. 2000 № 10. С. 36–44.
12. Равич Б.М. Брикетирование руд. – М.: Недра, 1982. – 183 с.
13. М.А., Равич Б.М., Окладников В.П. Связующие вещества в процессах окусковывания горнах пород. – М.: Недра, 1977. – 183 с.
14. Тайц Е.М., Равич Б.М., Андреева И.А. Кокс и железо-кокс на основе брикетирования. – М.: Металлургия, 1987. – 173 с.
15. Товаровский И.Г. Совершенствование и оптимизация параметров доменного производства. – М.: Металлургия, 1987. – 192 с.
16. ПисиДж.Г., Давенпорт В.Г. Доменный процесс. Теория и практика. – М.: Металлургия, 1984. – 142 с.
17. Тюренков Н.Т. Брикетирование руд. – М.: Металлургиздат, 1948. – 128 с.
18. Борисов В.М. Влияние жидкого стекла на прочность железорудныхбрикетов при сушке // Бюлл. НТИ: Черная металлургия. 1971. № 23 (667).
19. Зимон А.Д. Андрианов Е.И. Аутогезия сипучих материалов. – М.: Металлургия, 1978. – 288 с.
20. Разработка и внедрение новой технологи брикетирования мелкофракционных материалов с жидким стеклом. В.И. Бабанин, А.Я. Еремин, Г.Н. Бездежский.: Журнал «Металлург» – 15.01.2007. – № 1. – С. 68-71. Научная электронная библиотека Elibrary.ru.

Стаття надійшла 12.12.2014

УДК: 622.781:669.053.2

*A.Babenko**

Particularity of binder choice for sintering of finely dispersed materials

The analysis of the binders, which are used for sintering agglomerate is shown that the currently used binders nvaryadu with positive-its properties have certain negative properties chtol necessitates pois-ka new effective communication.

*Зроблено аналіз властивостей в*яжучих, які використовуються для спікання агломерату, показано, що використовувані на цей час в'яжучі поряд з позитивними властивостями, мають визначені негативні властивості, що викликає необхідність пошуку інших ефективних в'яжучих.*

Выполнен анализ особенностей связующих, которые используются для спекания агломерата, показано, что используемые в настоящее время связующие наряду с позитивными свойствами, имеют определенные негативные свойства, что вызывает необходимость поиска новых эффективных связующих.

Entry. Preparation of pre-product for metallurgical industry is first of all related to their enriching which results in appearance a lot offinely dispersed enriched concentrates. It causes a necessity previous preparation of them by the way of agglomeration. Three methods of agglomeration are known: sintering, pelletizing and briquetting. The process forming of granules at agglomeration of water-wet pulverulent materials is determined by the considerable complex of factors which depend on properties of granulated raw material and from technological parameters. The most essential factor of process is the hardness of structure of raw granules. At their making use astringent substances, which show by itself auxiliary materials which improve clinging of parts and increasehardness of granulated material [1]. To these materials submit requirements [2,3], first of all high autohesion properties, least of admixtures and ballast substances, fast of adhesion, small cost.

Result and Discussion. Sintering of the thinly grindconcentrates on sintering machines flows slowly, results in the decline of the productivity of sintering plant and worsening of quality of sinter. During work on got at this fragile and different after the sizes of pieces agglomerate considerable gas-penetrability of blast furnace charge or charge is not provided for smelting of ferro-alloys, and considerably the technical and economic indexes of asms go down the same. Therefore agglomeration add preliminary agglomeration initial sinter mix, the receipt of which causes the necessity of search of astringent substance high-performance agglomeration.

Binders which are usually used in practice, it is possible to divide into three types: mineral (inorganic); organic; combined. To widespread inorganic astringent it follows to take a dead lime, liquid glass, aluminous and portlandcements. However many from them have drawback. Yes, dead lime and portlandcementsat heating give hydrate moisture and lose durability, liquid glass contains the far of meadows and dioxide silicon, and alumina cement is besides extrordinarily expensive. To the organic relating the coal-mining behave and oil containing: resins, oils, pyrobitumens, carbenes, carbedes, petroleum bitumens molasses, wastes of the hydrolized and cellulose industry, technical lingosulfonate, product of the slate processing : gumanat, resins, slate bitumens, phew semicokings etc.The overall drawback of organic astringent is their pyrolysis or burning down at high temperatures with the loss of durability, and also payment in the preforms of far of sulphur. It should be noted that in the conditions of the sintering preliminary aglomerationsinter mix this defect is leveled and can become one of advantages which allow something to reduce the expense of carbonaceous component. To combined astringent take mixtures of different binders. For example, mixtures of dead lime :with chlorous magnesium (by a calcium), with resins, liquid glass, carboniferous wastes, with caustic periklaz, by a blast furnace slag and others. These mixtures allow to improve positive and reduce negative properties.

So mixture which contains liquid glass and lingosulfonate brings in the mionectic amount of meadows, silica or sulphur, than every astringent separately, at the simultaneous providing of sufficient mechanical durability of pellets. As astringent it is better to use most widespread and well investigational materials: lime the liquid glass extinguished, portlandcement, alumina cement, magnesia cement, bischofite, bentonite, molasses, to the gypsum of binders, solutions of different salts, ash, gels, wastes of etchant baths, nano due - finely divided to faction of less than 1 mkm different natural and technogenic materials and other

Lime, or the oxide of calcium of CaO in a technique is named a quicklime, which at co-operating with water forms a dead lime which is high astringent characteristics. A dead lime is comparatively cheap, strong enough and well mixed up as an astringent substance and simultaneously is a gumboil. The basic lack of dead lime is that at heating to 580°C begins to retire гідратна moisture, from what durability of preforms falls [1].

Liquid sodium glass for GOST13078-81 contains on the average 30% of SiO_2, 13% of Na_2O, 0,8% admixtures of Al_2O_3, SO_3 and CaO, other is water. Additions of liquid glass in an amount 5-7% (over 100%) give a strong enough preform after drying, and a fayalite which appears at heating assists for-

* Babenko Alexandr, PhDassociate professor NMetAU.

Reviewer Chernyatevich Anatoliy,professor, Doctor of Technical Sciences.

mation of liquid phases. The substantial lack of liquid glass is a considerable increase in the preform of content of silox and meadows.

Bischofite of $MgCl_2 \times 6H_2O$, giving moisture at heating, grows into exceptionally strong crystalline salt of $MgCl_2$, which can come forward not only as astringent, but also substance which transfers zinc in connection. By a defect this connecting there is that after frying he gradually, joining moisture from air, spreads, and a preform loses his primitive durability [4].

A bentonite is kind astringent characteristics. His basis is монтморилоніт of Al1, $67Mg_{0,33} \times [(OH)2Si_4O_{10}]_{0,33} \times Na_{0,33}$ $(H_2O)_4$, which at dissolution in water forms extraordinarily dispersible colloid parts, which are high autohesive characteristics the specific surface of which folds a 600-900 m^2/g. He is widely used for the production of pellets. The expense of bentonite presents usually 0,5-1,5% from the used concentrate [4].

Molasses (a treacle is a feed) is departure of sugar beet production, and that is why relatively cheap and unscarce. Content of sulphur is moderate [5, 6]. As astringent, molasses has satisfactory astringent descriptions. Additions of 7% molasses (over 100%) allow to get not only a strong preform but also reduce content of repairer on 2%. The exception of preforms from a press-form is satisfactory. Durability on squashing of laboratory preforms with addition of 7% molasses, dried at 250°C during 0,5h, to 40 MPa reaches.

Without regard to that by a substantial defect this astringent there is the unsatisfactory mixing with basic components of preforms, molasses, next to liquid glass, it follows to attribute to the most effective kinds astringent. Combined astringent, the made from mixture of these materials can appear very perspective [1].

Coal shows by itself the hard, fragile substance of black, which is the remain of distillation of coal resin, carried out on cokers. A closeness of spek is 1100-1240 kg/m^3, temperature of softening influence of 50-140°C (depending on a brand), temperature of self-ignition of 230-300°C. He is usually used for briquetting of coal [2, 3].

It is expedient to consider the results of numerous researches, sanctified to the theory and practice of aglomeration of fine-divided iron-ore and other materials and to analyse advantages and lacks of application of the known connecting components of initial charge. General requirements to astringent, that improves clinging of initial particles at balling of ore concentrates formulated in the known works [9-14].

Development of astringent compositions for aglomeration, mainly for balling of iron-ore concentrates, conducted both by the search of new technical decisions and due to perfection of processes, earlier known for briquetting of ore change. Preparation of charge is folded in averaging of material which is subject aglomeration and to addition for him of binders substances. As connecting additions apply a bentonite, dead lime, chloride of calcium and sodium, sulfate of iron and other Most distribution was got by a bentonite which is a characteristic strongly to swell at absorption of water (there is an increase of volume in 15-19 times). The basic requirements to material, that pelletizing, produced for size and to humidity. pelletizing flows successfully, if specific surface of crystalline material of 15-19 $м^2/kg$ and humidity of 7-10%. For ores and concentrates which have the constrained water in the composition, humidity can arrive at 20-25%. Deviation from these requirements causes the necessity of the increased expense of strengthening and dry additions for a charge. For mixing of components charges apply mixer asms; drum, rotor, screw and vortical. Pelletizing of concentrates comes true in a drum andplategranulator. Pellets have the rounded form, more proof to elimination, better fill the volume of melting space which provides necessary gas-penetrability of layer, characterized by high durability. It should be noted that basic ideas, stopped up in a choice and application of astringent substances for by the pelletizing method of briquetting, were in future developed at development of the astringent systems for by the pelletizing method of balling. Strengthening of raw pellets is conducted by the oxidizing burning and without cautery methods with the use of astringent substances (to cement, lime and other) and other methods. The oxidizing burning of pellets is mainly used at a temperature to 1400°C, for strengthening of pellets due to oxidization and recrystallization of grains of minerals, and also partial formation of fusion (to the slag). During the thermal strengthening pellets pass the areas of drying, heating, burning, recovery and cooling consistently. At the burning-out of pellets from concentrates which contain sulfide sulphur, there is their desulphurizing the degree of which arrives at 92%

Connecting substances are a determinative in creation of technology of briquetting. Physical and chemical, adhesive behaviors of binders determine the choice of parameters of technological process of briquetting, exit of whole preforms and them mechanical durability. Choice connecting it is determined, except providing of durability of preforms, by his availability, absence of both possible negative influence on motion of technological process and admixtures, able to worsen quality of the finished good [10-14].

However not all types of astringent are suitable for creation of continuous process of production of preforms, which comes true in the roller presses of, middle and high LP. Inorganic the mineral astringent (cement, lime, micronized slags) which simultaneously act part flux a constituent in many metallurgical processes without regard to all their advantages can not provide the necessary state of briquetted mass for a receipt on an exit from the press of "raw" preforms of necessary durability. Conditioning of hardening astringent is in preforms, analogical those which are used at making of building wares (steaming-out, drying), apparatus and technologically com-

plicates a process. It does not solve problem providing of high exit of both "raw" and commodity preforms (the exit of whole preforms does not exceed 55-60%). Therefore in the most offered technologies and processes realized in practice additionally to inorganic mineral astringent, that provides eventual durability of preforms, the liquid connecting enter, that provide a high enough exit and durability of "raw" preforms. However even in this case for achievement of satisfactory durability and moisture resistance of the prepared preforms needed them the protracted self-control before sending to the consumers [9-13].

Among "liquid" astringent to the terms of availability, economy and comfort of application, and also sanitary-hygenic requirements are answered by the organic (derivative oils) connecting different modifications, wastes of some productions : sulfite-alcohol Bard (SAB), molasses (treacle) and inorganic astringent is liquid sodium or potassium glass. However application of preforms on the petroleum relating in mine stoves, cupolas and asms of analogical type is not possible. It is conditioned by subzero thermal durability (squashing at temperatures 150-250° C) of preforms and selection of volatile resinous ре-човин, that settle in газоходах and vehicles of the forced draft fans system. In a number of cases resinous substances worsen quality of having a special purpose product, shown out in a vaporous phase from a mine stove (production of soda). Therefore preforms on bituminous or пекових astringent it is necessary to add to additional high temperature (to 700-900°C) to treatment [6-8]. Sulfite-alcohol Bard, without regard to high astringent and adhesives properties, shows by itself a high-sulphureous (3-6%), easily soluble and thermally flimsy (collapses at 350-500°C) product [3, 5, 12-13]. Therefore the use of SAB as astringent for briquetting expediently only on the enterprises of standard (in the production of copper, nickel) within the limits of their territory with providing of terms of transporting and storage of preforms which eliminate influence of moisture.

A treacle (molasses), as well as SAB, does not provide moisture resistance and thermal durability of preforms. Therefore she is used mainly with cement or lime [12, 13]. A waterglass shows by itself aquatic solution of silicate of sodium (or to potassium), which after consolidation provides both high moisture resistance and thermal durability (to 900-950°C) of preforms.

Preforms on liquid glass from different ore, fuel and mineral materials were with a positive result tested in mine, martin, ferro-alloy and електросталеплавильних stoves, and also at introduction of alloying additions of сталей [9-10, 2-3,12]. A waterglass does not bring in admixtures, so as an oxide of sodium and silox are contained practically in all ore materials. Negative influence on motion of high furnace and condition of melting of oxides of alkaline metals (Na_2O, K_2O) and silox, in opinion of authors of works [15-20], it can be leveled by the correct selection of composition of slag on correlation(SiO_2+$A1_2O_3$) for providing of his mobility and good absorb meadows.

Suchwise, a waterglass combines in itself practically all positive internalss of both organic and mineral astringent. However application of dissolved glass as connecting a to present tense was not found by enough wide application in industry. Principal reason which limits deployment of waterglass is realization of the protracted (20-40 хв) operation from preparation of briquetted mixture to pressing and necessity of realization of additional measures which provide the receipt of preforms of necessary durability. Practically all developers foresaw introduction to the technological chainlet of or additional vehicles (drying of preforms at temperatures 150-250°C during 20-40min or to self-control in an autoclave), or considerable areas for storage and accumulation of preforms, where as a result of protracted aging (10-15day) there was their natural curing to necessary durability [2,10, 12-14]. Attempts to apply a waterglass as astringent material for briquetting of dusty ores and blast furnace dust were done [13] yet at the beginning of 1930th. The expense of liquid glass presented 15-18% here. The got "raw" preforms then dried at a temperature 100-400°C, whereupon they acquired satisfactory durability.

Conclusions. So, preparation to the further use of finely dispersed materials is related to determination as astringent for providing of cold and hot durability, high indexes of technological properties during smelting of metals. Used on this time astringent next to positive properties, are certain negative characteristics, that causes the necessity of search other effective astringent.

References

1. Ozhogin V.V. Osnovyi teorii i technologists of briketirovaniya izmelchennogo metallurgicheskogo syirya. Monografiya. Mariupol, PGTU. 2010. - 442 s.
2. Ravich B.M. Briketirovanie in tsvetnoy i chernoy metallurgii. - M.: Metallurgiya, 1975. - 231 s.
3. Lure L. And. Briketirovanie in chernoy i tsvetnoy metallurgii. - M.: Metallurgizdat, 1963. - 324 s.
4. Shtryubel of G. Mineralogicheskiy of slovar /G.Shtryubel, Z.Tsimmer. - M.: Nedra. 1987. - 494 s.
5. GOST 30561-98.Melassa (treacle of kormovaya). Tehnicheskie of usloviya. M.: Izd-vo of standartov. 1998.
6. Menkovskiy M. And., Ravich B.M., Okladnikov V.P. Svyazuyuschie veschestva in protsessah okusk-?vyivaniya gornyih porod. - M.: Nedra, 1977. - 183 s.
7. Zimon A.D. Andrianov E.I. Autogeziya syipuchih materialov. - M.: Metallurgiya, 1978. - 288 s.

8. Eremin A.Ya., Babanin V.I. Izmenenie fiziko-mehanicheskih svoystv smesey melkozernistyih i tonkodispersnyih materialov so svyazuyuschim on stadiyah podgotovki i pressovaniya in protsesse briketirovaniya // Coke of i himiya. 2003. # 4. S. 17-26.
9. Elishevich A.T. Briketirovanie poleznyih iskopaemyih. - Kl; Odessa: Lyibid, 1990. - 296 s.
10. Kozhevnikov I.Yu., Ravich B.M. Okuskovanie i osnovyi metallurgii. - M.: Metallurgiya, 1991. - 300 s.
11. Ryivkin I.Yu., Eremin A.Ya., Lytvyn E.M. of i dr. of Briketirovanie of melkozernistyih i tonkodispersnyih materialov so svyazuyuschim // Coke of i himiya. 2000 # 10. S. 36-44.
12. Ravich B.M. Briketirovanie ores. - M.: Nedra, 1982. - 183 s.
13. M. And., Ravich B.M., Okladnikov V.P. Svyazuyuschie veschestva in protsessah okuskovyivaniya gornyih porod. - M.: Nedra, 1977. - 183 s.
14.Tayts E.M., Ravich B.M., Andreeva I.A. A coke is a i zhelezo-koks on osnove briketirovaniya. - M.: Metallurgiya, 1987. - 173 s.
15.Tovarovskiy I.G. Sovershenstvovanie i optimizatsiya parametrov domain proizvodstva. - M.: Metal-?urgiya, 1987. - 192 s.
16. Pisi Dzh.G., Davenport V.G. Domennyiy protsess. Teoriya of i practical worker. - M.: Metallurgiya, 1984. - 142 s.
17. Tyurenkov N.T. Briketirovanie ores. - M.: Metallurgizdat, 1948. - 128 s.
18. Borisov of V.M. Vliyanie zhidkogo flowed on prochnost zhelezorudnyih briketov at sushke // of Byull. NTI: Chernaya of metallurgiya. 1971. # 23 (667).
19. Zimon A.D. Andrianov E.I. Autogeziya syipuchih materialov. - M.: Metallurgiya, 1978. - 288 s.
20. Razrabotka of i vnedrenie novoy tehnologii briketirovaniya melkofraktsionnyih materialov s zhidkim steklom. V.I. Babanin, A.Ya. Eremin, G.N. Bezdezhskiy. Istochnik: Magazine "Metallurg" - 15.01.2007. - # 1. - S. 68-71. Nauchnaya of elektronnaya biblioteka of Elibrary.ru

Articlearrived 12.12.2014

УДК 669.147

*Є.В.Синегін**

Оцінка ефективності взаємодії газопорошкового струменя з рідким металом

Розглянуто процес занурення часток порошку змішаного гранулометричного складу в рідкий метал. Для умов безперервного розливання сталі оцінені ефективність процесу вдування залізного порошку через порожнистий стопор-інжектор проміжного ковша в рідку фазу заготовки. Визначено раціональні марки залізного порошку для вдування в метал у якості мікрохолодильника і зародка кристалізації.

Penetration of particles of granulometric heterogeneity powder in liquid metal was considered. In conformity with conditions of continuous casting of steel efficiency of iron powder injection through a hollow stopper-injector of a tundish in liquid phase of a billet was estimated. Rational grades of iron powder for injection in steel in the capacity of microcoolers and nucleating centers have been determined.

Рассмотрен процесс заныривания частиц порошка смешанного гранулометрического состава в жидкий метал. Для условий непрерывной разливки стали оценена эффективность процесса вдувания железного порошка через пустотелый стопор-инжектор промежуточного ковша в жидкую фазу заготовки. Определены рациональные марки железного порошка для вдувания в металл в качестве микрохолодильника и зародыша кристаллизации.

Постановка задачі. Незважаючи на істотні переваги процесу безперервного розливання сталі, показники якості отриманого металу лімітуються неминучими природними процесами і явищами, повне придушення яких складною, а часом і неможливою без негативного втручання в технологічний процес задачею. Серед них найбільш істотними є процеси перерозподілу домішок між фазами заготовки, що твердне, і супутні їм процеси структуроутворення. Задачею стає розробка зовнішнього впливу на ці процеси, що не приводить до погіршення якості металу, зменшення продуктивності процесу і підвищення його енергоємності, порушення умов формування кірки заготовки, але забезпечує однорідність складу і структури безперервнолитої заготовки.

Стан питання.Результатом наукових досліджень, присвячених рішенню поставленої задачі, став ряд методів зовнішнього впливу на метал у передкристалізаційний період, загальною рисою яких є обробка металу в рідко-твердому стані безпосередньо перед чи в процесі твердннення. До цих методів відносять електромагнітну обробку, "м'яке" обтиснення, вібраційну і електрогідроімпульсну обробку, обробку інокуляторами та ін. Остання, зокрема обробка модифікаторами, сьогодні набуває широкого застосування, особливо при розливанні заготовок великого перерізу, що, скоріш за все, викликано простотою використання і безпечністю до процесу розливання, а також широким різноманіттям матеріалів і форм інокуляторів, а також методів їхнього введення в розплав.Введення інокуляторів в рідкий металевий розплав супроводжується низкою взаємозалежних фізико-хімічних, теплофізичних і гідродинамічних явищ, що спільно впливають на ступінь засвоєння інокуляторів розплавом і ефективність обробки в цілому. Розглянемо визначальний етап взаємодії частки з розплавів – занурення в розплав.

Методика дослідження. В умовах безперервного розливання сталі найбільш технологічно виправданим є застосування в якості інокуляторів порошкового мікрохолодильника у формі залізного порошку, що відповідно до ДСТУ 9849-86 "Порошок залізний" [1] поставляється з різним гранулометричним складом. Його введення в рідку сталь призводить до нерівномірної зміни теплофізичних параметрів останньої внаслідок неповного засвоєння порошку металевим розплавом і поступовим плавленням різних фракцій порошку, що, відповідно, визначає можливість зростання центрів кристалізації [2].

Швидкість витікання газопорошкового струменя визначає можливість занурення в метал порошку, частки якого повинні подолати, у першу чергу, сили поверхневого натягу, лобового опору і силу виштовхування. Часточка вважається зануреною в метал, якщо вона знижує свою початкову швидкість після удару від початкової w_o до нуля на глибині не менш свого діаметра.

Відповідно до методики [3] гранично низьку початкову швидкість часточки до зіткнення з поверхнею рідини визначаємо з закону збереження імпульсу за формулою

$$w_ч = w_1\sqrt{\frac{2\rho_ч + 0{,}5\rho_м}{\rho_ч}}\text{, м/с,} \qquad (1)$$

де $\rho_ч$, $\rho_м$ – густина часточки і рідкого металу відповідно, кг/м^3; w_1 – гранично низька швидкість часточки після удару, що дорівнює

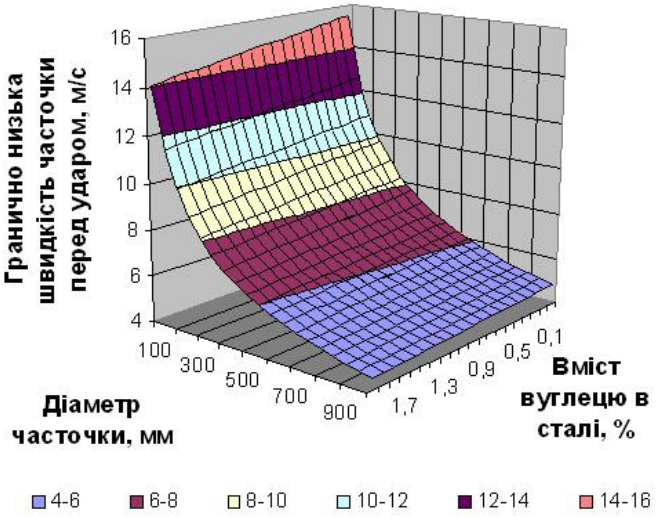
* Синегін Євген Вікторович, асистент НМетАУ.

Рецензент Чернятевич Анатолій Григорович, зав. від. ІЧМ НАНУ, д.т.н., професор.

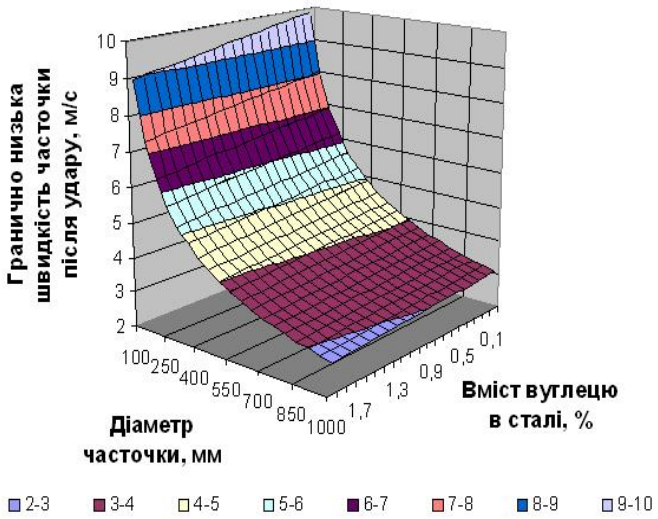
$$w_1 = 2\sqrt{\frac{\sigma}{r_ч \rho_м}\left(e^{1{,}5\frac{\rho_м}{\rho_ч}} - 1\right)}, \text{ м/с,} \quad (2)$$

де σ – поверхневий натяг рідкого металу, що для сталі може бути визначеним за математичними моделями [4], Н/м; $r_ч$ – радіус часточки, м.

Розраховані по формулах (1) і (2) значення гранично низької швидкості часточок різного розміру перед і після удару приведені на рис. 1. З рисунка видно, що поверхневий натяг розплаву практично не впливає на умови занурення часточки. Швидкість часточки після проходження крізь поверхню розплаву зменшується приблизно на 36 % незалежно від розміру часточки, її початкової швидкості і поверхневого натягу розплаву. Для умов продувки сталі марки 09Г2С із вмістом вуглецю близько 0,1 % побудована залежність гранично низької швидкості часточки до її впровадження в розплав (рис. 2).



а



б

Рисунок 1 – Гранично низька швидкість часточок порошку до (а) і після (б) занурення в розплав

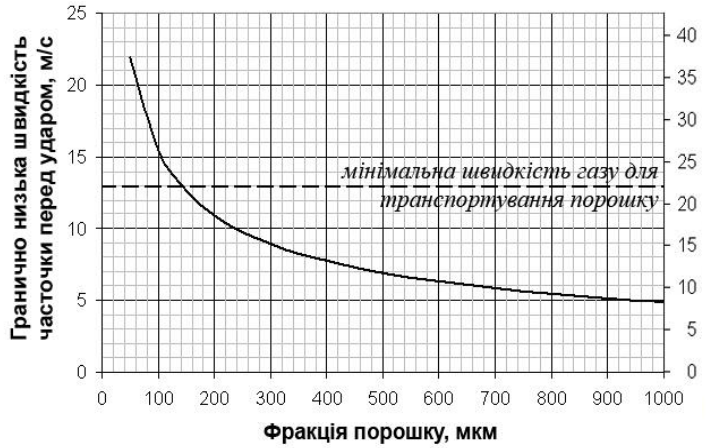
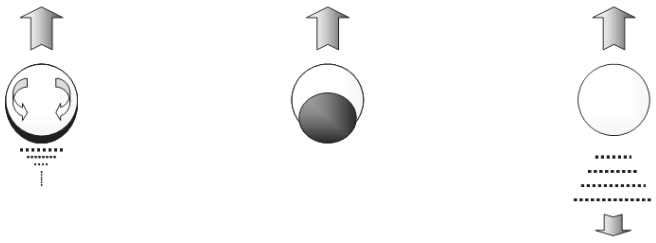


Рисунок 2 – Умови занурення часточок порошку різної фракції в розплав

Відповідно розрахунків пиловживильника [5] мінімальна швидкість потокутранспортування залізного порошку від бункера-живильника трубопроводом до сопла стопора-інжектора близько 13 м/с. При цій швидкості потоку, що для трубопроводу з внутрішнім діаметром 6 мм відповідає витраті газу-носія близько 22 л/хв, в метал зануватимуться лише часточки діаметром щонайменше 140 мкм. Інші ж будуть спливати в об'ємі газової бульбашки і плавитись, не досягаючи поверхні металу і знижуючи перегрів сталі. Можна стверджувати, що при вдуванні в розплав газопорошкової суміші можливі 3 варіанти взаємодії (рис. 3).



а *б* *в*

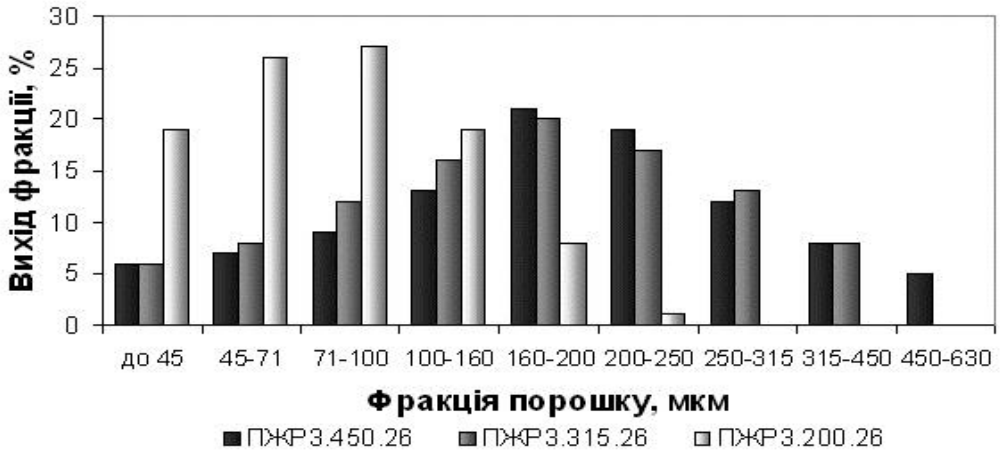
Рисунок 3 – Варіанти взаємодії часточок інокуляторів з розплавом:а) спливання бульбашки з дрібними часточками порошку; б) спливання бульбашки з великою часточкою порошку; в) повне занурення часточок порошку в розплав

Характер взаємодії часточок інокуляторів з розплавом за кожного з наведених режимів істотно різниться. Так, за першого режиму (див. рис. 3а) у тильній частині пухирця утворюється прошарок спеченого порошку, що за спливання у газовій бульбашці нагрівається і плавиться під дією вимушеної конвекції з тильної сторони, і випромінюванням і конвекцією з фронтальної частини. “Хвіст” з окремих часточок порошку, що не встигли спектися, але і не змогли зануритися в розплав на глибину, що перевищує їхній середній діаметр, також нагрівається і плавиться під дією вимушеної конвекції.

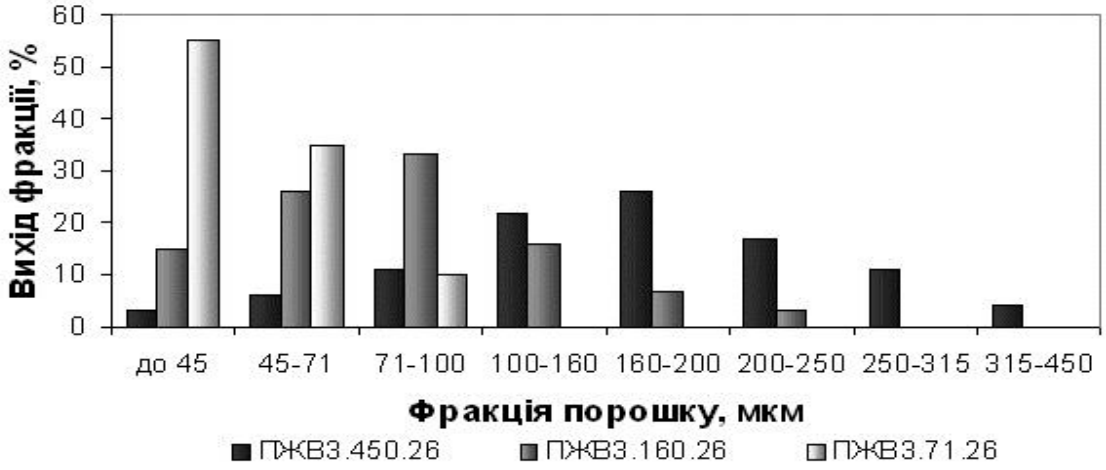
Схожа ситуація спостерігається і при другому режимі (див. рис. 3б), за якого поверхня часточки порошку, що змочується металом, нагрівається і плавиться під дією вимушеної конвекції з тильної сторони і випромінюванням – з фронтальної.

Останній режим цілковито відрізняється від двох попередніх тим, що часточки інокуляторів повністю занурюються в розплав, а їх нагрівання і плавлення відбувається через природну конвекцію. Це обумовлено тим, що часточки інокуляторів, що занурилися в розплав, рухаються відносно циркуляційних потоків з майже нульовою швидкістю, тим часом, як спливання бульбашки з часточками інокуляторів відбувається у розвиненому турбулентному режимі (Re>500), за якого рівняння Стокса неадекватно [5].

Наведені вище режими взаємодії часточок інокуляторів з розплавом спостерігаються на практиці у певному співвідношенні, що можна пояснити змішаним гранулометричним складом порошку в реальних умовах (рис. 4). Кількісно частку кожного з наведених режимів доцільно характеризувати масовою часткою порошку, що занурився в розплав. Масова частка інокуляторів, яка взаємодіє з розплавом у кожному режимі, залежить від гранулометричного складу порошку і витрати газо-порошкової суміші. Розрахована для різних марок порошку величина масової частки порошку, що занурилась в розплав (третій режим на рис. 3), зображена на рисунку 5.



а



б

Рисунок 4 – Гранулометричний склад залізного порошку, отриманого: а) методом розпилення металевого розплаву водою високого тиску чи стисненим повітрям, б) відновленням

З аналізу рисунка 5 можна зробити висновок, що в якості інокуляторів доцільно використовувати крупно-дисперсні залізні порошки марок ПЖР3.450.26, ПЖР3.315.26 і ПЖВ3.450.26, ступінь засвоєння яких металевим розплавом сягає 70 %. Ступінь засвоєння порошків інших марок не перевищує 25%, решта 75% порошку виноситься разом з пухирцями в проміжному ковші машини безперервного лиття заготовок не потрапляючи в кристалізатор.

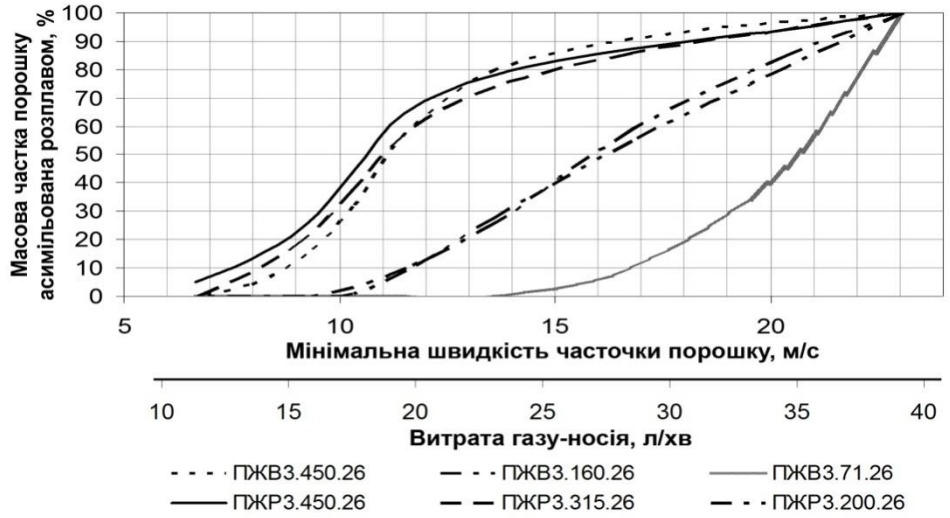


Рисунок 5 – Вплив гранулометричного складу порошку на ступінь його засвоєння розплавом

Висновки.

Взаємодія часточок порошку з металевим розплавом відбувається одночасно в трьох режимах, що визначають ефективність вдування порошку в розплав. Масова частка порошку, що занурилась в розплав і потрапила в кристалізатор, залежить від гранулометричного складу порошку й інтенсивності вдування газо-порошкової суміші. Найбільший ступінь засвоєння порошку 70 % при робочих витратах газу-носія понад 22 л/хв спостерігається при використанні в якості інокуляторів крупно-дисперсних порошків марок ПЖР3.450.26, ПЖР3.315.26 і ПЖВ3.450.26. Ступінь засвоєння інокуляторів може бути підвищена практично до 100 % при використанні більш великих порошків чи відсіванням дрібних фракцій. У першому випадку необхідно переглянути режими транспортування газо-порошкової суміші газовим трактом.

Бібліографічний список

1. ГОСТ 9849-86. Порошок железный. Технические условия – Введ. 1987-07-01. – М. : Изд-во стандартов, 1999. – 10 с.
2. Визначення методами математичного моделювання параметрів плавкого інокулятора при безперервному розливанні сталі низьковуглецевих марок / Є.В. Синегін, Б.М. Бойченко, В.Г. Герасименко, Л.С. Молчанов // Наукові вісті. Сучасні проблеми металургії. – 2014. – №16. – С. 33-39.
3. Сидоренко М.Ф. Теория и практика продувки металла порошками / М.Ф. Сидоренко. – М. : Металлургия, 1978. – 232 с.
4. Охотский В.Б. Модели металлургических систем / В.Б. Охотский. – Днепропетровск : Системные технологии, 2006. – 287 с.
5. Фролов Ю.Г. Курс коллоидной химии. Поверхностные явления и дисперсные системы: Учеб. для ВУЗов [2-е изд., перераб и доп.] / Ю.Г. Фролов. – М.: Химия, 1988. – 464 с.

Стаття надійшла 26.12.2014.

UDC 669.147

*E. Sinegin**

Estimation of efficiency of interaction gas-powderjets with liquid metal

Penetration of particles of granulometric heterogeneity powder in liquid metal was considered. In conformity with conditions of continuous casting of steel efficiency of iron powder injection through a hollow stopper-injector of a tundish in liquid phase of a billet was estimated. Rational grades of iron powder for injection in steel in the capacity of microcoolers and nucleating centers have been determined.

Розглянуто процес занурення часток порошку змішаного гранулометричного складу в рідкий метал. Для умов безперервного розливання сталі оцінені ефективність процесу вдування залізного порошку через порожнистий стопор-інжектор проміжного ковша в рідку фазу заготовки. Визначено раціональні марки залізного порошку для вдування в метал у якості мікрохолодильника і зародка кристалізації.

Рассмотрен процесс заныривания частиц порошка смешанного гранулометрического состава в жидкий метал. Для условий непрерывной разливки стали оценена эффективность процесса вдувания железного порошка через пустотелый стопор-инжектор промежуточного ковша в жидкую фазу заготовки. Определены рациональные марки железного порошка для вдувания в металл в качестве микрохолодильника и зародыша кристаллизации.

Abstract. Despite of indubitable advantages of continuous casting process, quality of produced metal is limited by inevitable natural processes and the phenomena which complete suppression is difficult and mostly impossible without negative interfering in technological process. The most essential are the processes of redistribution of impurities in liquid and solid phases during crystallization and forming of metal structure. A problem is to develop a method of external influence on these processes which does not lead to deterioration of metal quality, reduction of process productivity and increase of its power consumption, but provides homogeneous structure of continuous cast billet.

Introduction. The result of the scientific researches devoted to resolving the problem has been the numerous methods of external influence on metal before its solidification which common feature was metal treatment in two-phase state right before or during solidification. These methods include electromagnetic treatment, soft reduction, vibrating and electrohydropulse method, treatment by modifying, cooling and reinforcing agent, etc. The last one presently receives wide application, especially for casting of a big billet, that obviously caused by simplicity of use and safety regarding to continuous casting process and variety of materials and forms of agents, and also methods of its input in melt.Input of the agent in liquid metal is accompanied by number of interconnected physico-chemical, thermal and hydrodynamic phenomena that essentially influence on assimilation rate of agent by liquid metal and efficiency of process as a whole. We consider the first stage of interaction of a particle with melt – penetration.

Technique of research. For conditions of continuous casting the most effective as cooling and reinforcing agent is an iron powder which according to GOST 9849-86 "Iron powder. Specification" [1] is delivered with various particle-size distribution. Input of the powder in liquid steel leads to non-uniform change of its thermal parameters in consequence of gradual fusion of various fractions of the powder that influences on probability of growth of nucleating centers [2].Flow rate of the gas-powder jets determines a probability of particle penetration in metal. First of all, the particles must overcome surface tension force, drag force and buoyant force. Particle is considered as penetrated in metal if it reduces the initial speed after impact from initial w_o to zero on depth not less than its diameter.According to a technique [3] the minimal initial speed of the particle before collision with a surface of a liquid is determined from the law of conservation of momentum and could be found by the formula

$$w_p = w_1\sqrt{\frac{2\rho_p + 0{,}5\rho_{liq}}{\rho_p}}\text{, m/sec,} \qquad (1)$$

where: ρ_p, ρ_{liq} – densityofparticleandliquidmetalaccordingly, kg/m^3; w_1 – minimalspeedofthe particle after collision

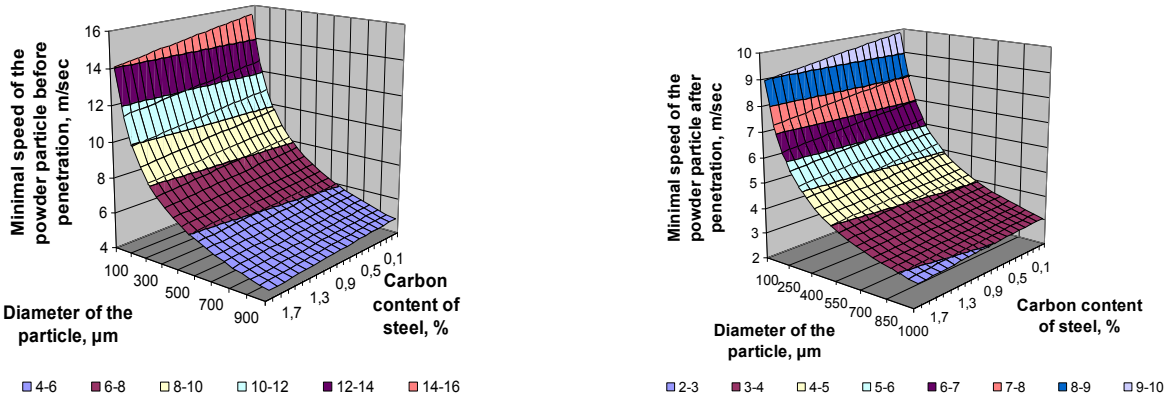
$$w_1 = 2\sqrt{\frac{\sigma}{r_p\rho_{liq}}\left(e^{1{,}5\frac{\rho_{liq}}{\rho_p}} - 1\right)}\text{, m/sec,} \qquad (2)$$

where: σ – surface tension force of liquid metal, that for steel could be found by mathematic model [4], N/m; r_p – particle radius, m.

Determined by formulas (1) and (2) values of minimal speed of the particles different size before and after impact are shown on fig. 1. From figure it is visible, that the surface tension force almost does not influence on particle penetration in liquid metal. After passing through a gas-melt interface particle speed decreases approximately for 36 % irrespectively of its size and initial speed and also surface tension force. For iron powder injection in liquid low-carbon steel 09Г2С with the carbon content of about 0,1 % de-

* Synegin Yevgen Viktorovich, assistant NMetAU.
Reviewer Chernyatevich Anatoliy,professor, Doctor of Technical Sciences.

pendence of minimal particle speed before its penetration in melt was determined (fig. 2).



a *b*

Figure 1 – Minimal speed of iron powder particle before (a) and after (b) penetration in liquid steel, m/sec

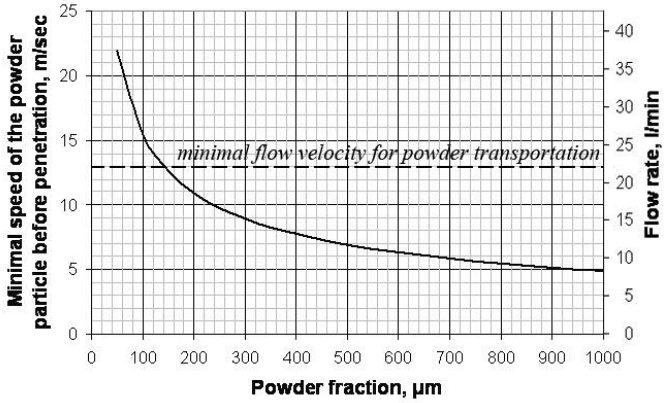
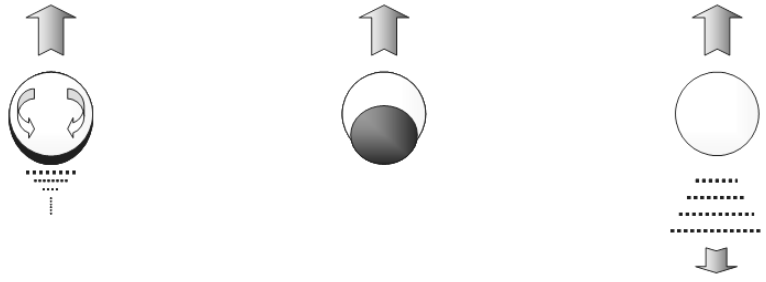


Figure 2 – Condition of penetration the particles of granulometric heterogeneous iron powder in liquid steel

According to calculation of the dust feeder [5] the minimal flow velocity that supplies transportation of iron powder from a feed hopper through a pipeline to the nozzle of the stopper-injector is about 13 m/sec. With this flow velocity (for the pipeline diameter of 6 mm corresponds to the flow rateof the carrier gas about 22l/min) only particles in diameter not less140μm could penetrate into liquid metal (see fig. 2). The others float up in gas bubbleand melt, not reaching a surface of metal and reducing overheating of steel. In general gas-powder injection in liquid could proceed in 3 different type of interaction (fig. 3).



a b c

Figure 3 – Type of particle interaction with liquid:a) bubble floats up with small particles of powder; b) bubble floats up with the big particle of powder; c) complete particles penetration in liquid

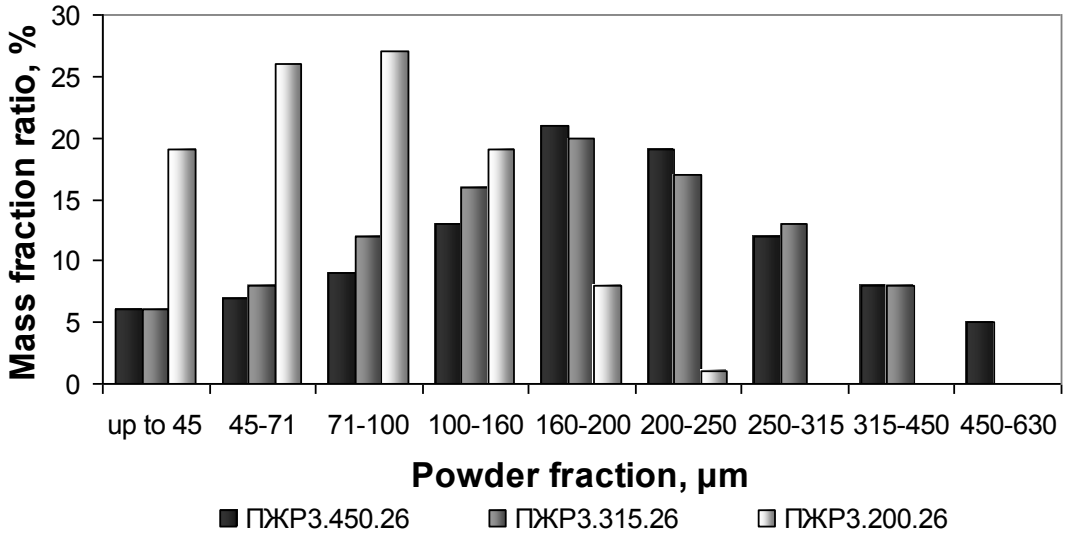
Characteristic of the following particles interaction with liquid steelat each of the resulted types essentially differs. At the first type (see fig. 3a) in a bottom side of the bubblea layer of sintered powder is formed. During bubble is floating up the sintered layer is warming up and melting by convective heating of its bottom side and by radiation and convective heating of its top side. The "tail" of powder particles

that did not sintered, but also could not penetrate in liquid steeldeeper than their average diameter, also warms up and meltsby convective heating.

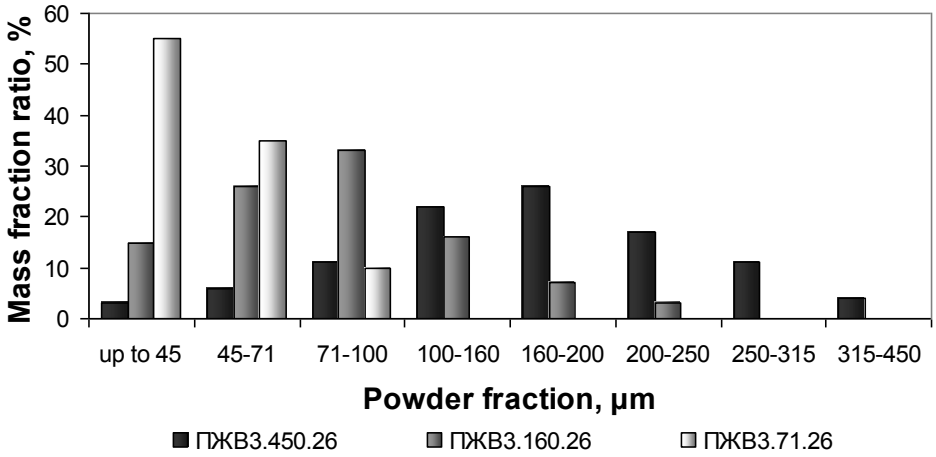
The similar process also could be observed at the second type (see fig. 3b) at which the bottom surface of the powder particle that is wetted with metal, warms up and meltsby convective heating from the bottom side and by radiation – from the top.

Last type completely differs from two previous ones, becauseall particles completely penetrate in liquid steel, warm and melt by free convection. Powder particlesthat penetrated in melt, move relative to circulating streams with almost zero speed, meanwhile powder particles float up within the bubble in turbulent regime (Re > 500) which can not be described by Stokes law [6].

Previously mentioned types of powder interaction with liquid metalin fact proceed in the certain ratio that depend of particle-size distribution of powder (fig. 4). Quantitatively the share of each interaction types is expedient for characterizing as a mass fraction of the powder which has penetrated in liquid. The mass fraction of powder, that interacts with liquidin each regimes, depends of particle-size distribution of the powder and a mass flow rate of the gas-powdermixture. Estimated mass fraction of the different powder grades that has penetrated in liquid steel(the 3rd regime on fig. 3), is represented in figure 5.



a



b

Figure 4 –Particle-size distribution of iron powder, produced by sputtering of liquid metal by using high-pressure water or air jet (a) and reduction (b)

After analysis of figure 5 it is possible to conclude, that as cooling and reinforcing agentit is expedient to use large-grainiron powder any of following grades: ПЖР3.450.26, ПЖР3.315.26 or ПЖВ3.450.26.The mass fraction of those grades of powder assimilated by liquid metal is up to 70 %. The mass fraction of other powder grades does not exceed 25 %. The rest of 75 % of the powder floats up within bubblesin the tundish of continuous casting machine (CCM) and does not reach a crystallizer.

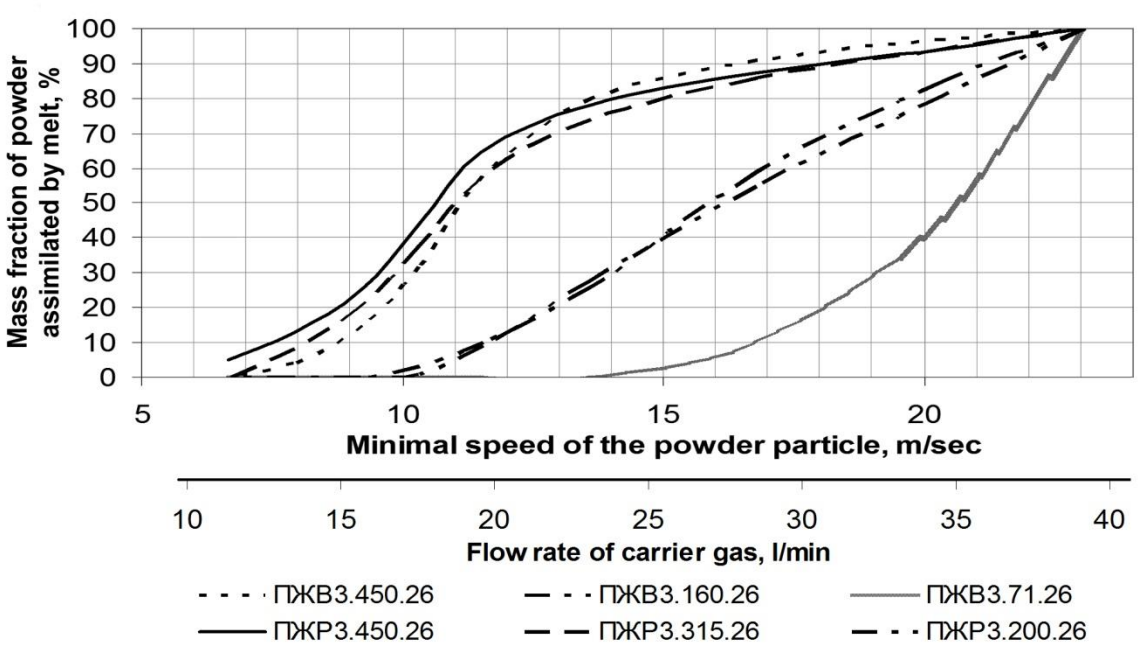


Figure 5 –Effect of particle – size distribution of iron powder on its assimilation rate by liquid metal

Conclusions.

Interaction of the powder particleswith liquid metalproceeds simultaneously in three regimes which determine efficiency of the powder assimilation by melt. The mass fraction of the powder that penetrated in meltand reached the CCM crystallizer, de pends of particle-size distribution of the powder and the mass flow rate of the gas-powdermixture. The greatest assimilation rate of the powder more than 70 % at flow rate of the carriergas more than 22l/min is observed for using as cooling and reinforcing agent the large size iron powders of grades ПЖР3.450.26, ПЖР3.315.26 and ПЖВ3.450.26. The assimilation rate of the cooling and reinforcing agent can be increased up to 100 % by using larger powders or screening-out of fine breeze. In the first case the regimes of transportation of the gas-powder mixture through the pipeline should be reviewed.

References

1. GOST 9849-86. Poroshok zheleznyiy. Tehnicheskie usloviya – Vved. 1987-07-01. – M. : Izd-vo standartov, 1999. – 10 s.
2. Viznachennya metodami matematichnogo modelyuvannya parametrIv plavkogo Inokulyatora pri bezperervnomu rozlivannI stalI nizkovugletsevih marok / E.V. SinegIn, B.M. Boychenko, V.G. Gerasimenko, L.S. Molchanov // NaukovI vIstI. SuchasnI problemi metalurgIYi. – 2014. – #16. – S. 33-39.
3. Sidorenko M.F. Teoriya i praktika produvki metalla poroshkami / M.F. Sidorenko. – M. : Metallurgiya, 1978. – 232 s.
4. Ohotskiy V.B. Modeli metallurgicheskih sistem / V.B. Ohotskiy. – Dnepropetrovsk : Sistemnyie tehnologii, 2006. – 287 s.
5. Konstruktsii i proektirovanie agregatov staleplavilnogo proizvodstva / V.P. Grigorev, Yu.M. Nechkin, A.V. Egorov, L.E. Nikolskiy [ucheb. dlya VUZov]. – M.: MISIS, 1995. – 512 s.
6. Frolov Yu.G. Kurs kolloidnoy himii. Poverhnostnyie yavleniya i dispersnyie sistemyi: Ucheb. Dlya.

Articlearrived 26.12.2014

УДК: 669.162.221.2:669.721.003.12

*А.П.Шевченко ,В.І. Єлісєєв, С.А. Шевченко, І.О. Маначин, А.М.Шевченко**

Оцінка швидкісних характеристик двофазних магнійвмісних потоків у каналах фурм, що занурені

По скорегованій розрахунковій моделі виявлені закономірності зміни швидкості газової фази і твердих частинок магнію в каналі фурм різної конструкції. Показано, що швидкість частинок магнію в каналах односоплової "прямоточної" фурми сягає 50% швидкості газової фази. На виході з двосоплових фурм швидкість часток магнію виходить дещо нижче – 30 –32% від швидкості газу. Показано істотне підвищення швидкості частинок магнію з подовженням сопел двосоплової фурми.

The regularities of change of velocity of the gas phase and particulate matter by applying the adjusted reference model. It is shown that the magnesium particle velocity in the channel of one-nozzle's lance reaches 50% from the gas phase velocity. It is established that the in output of the two-nozzle's lance the velocity magnesium particle is below and reaches 30-32% of the gas velocity. It is shown a significant increase of magnesium particle velocity at elongation nozzles of two-nozzle's lance.

По скорректированной расчетной модели выявлены закономерности изменения скорости газовой фазы и твердых частиц магния в канале фурм разной конструкции. Показано, что скорость частиц магния в каналах односопловой «прямоточной» фурмы достигает 50% скорости газовой фазы. На выходе из двухсопловых фурм скорость частиц магния составляет 30-32% от скорости газа. Показано значительное увеличение скорости частиц магния с удлинением сопел двухсопловой фурмы.

Стан проблеми.Рафінування чавуну в ковшах зернистим (чи гранульованим) магнієм реалізується регульованим вдуванням магнію через фурму, що занурюється у розплав. Конструкція фурми, параметри газу і частинок магнію, що вдуваються, в значній мірі визначають механізм обмінних процесів і ефективність процесу рафінування рідкого чавуну.Наявні результати досліджень і розрахунків [1,2] містять ряд відмінностей, які можна пояснити тим, що методика визначення параметрів і швидкості фаз не враховувала повною мірою особливості двофазних течій у інжекційних каналах. Це відноситься і до інжекційних процесів реалізованиху ковшах із застосуванням занурених двофазних течій (за допомогою фурм занурення), щодо яких прямі експерименти дуже ускладнені. Тому у виконуваних розрахунках не враховувалися явища взаємодії частинок зі стінками та елементами матеріалопроводу, що інжектує.

Виконані прямі експерименти виміру швидкості частинок магнію по довжині магнієпроводу фурм різної конструкції і при варіюванні параметрів двофазного потоку дозволили скорегувати розрахункову модель Єлісєєва В.І. [3,4] з урахуванням впливу стінок каналу на рух частинок магнію, вираженого через додану силу Бусройда. Перевірка відповідності нової моделі результатами прямого експерименту показала хорошу збіжність (похибка не перевищує 10%).

У даній статті представлені результати розрахункової оцінки швидкості руху фаз за новою скорегованою моделлю стосовно до умов вдування магнію односопловою і двосопловою фурмами на глибину розплаву 3 і 4 м.

Мета.Справжні дослідження виконані з метою отримання (за допомогою розрахункової оцінки за новою моделлю) закономірностей зміни швидкості фаз в каналах фурм різноїконструкції при вдування магнію в ківш, наповнений рідким чавуном.

У даних розрахунках оцінювали закономірності змін параметрів течії двофазних магнійвмісних потоків при інжекції на глибину розплаву по каналах односоплової "прямоточної" і двосоплової фурм (рис.1). При розрахунках варіювали витрату газу-носія ($V_г$) в межах 110 – 170 нм^3/год, а глибину занурення фурми в розплав ($h_ф$) – 3 – 4 м. Оскільки реагентом є зернистий магній,то у розрахунках закладено тверді частинки магнію кулеподібної форми, та діаметром 1,5 мм.

Результати досліджень. Результати розрахунків представлені в таблицях 1 – 3 і на діаграмах рис. 2 – 5. Аналізуючи отримані результати, необхідно відзначити, що швидкість газової фази в основному каналі двосоплової фурми наростає при русі вздовж каналу з 60 – 70 м/с до 85 – 122 м/с (табл.1, рис.2). Особливо це проявляється ближче до закінчення основного каналу, де швидкість газу сягає максимальної величини.

Збільшення глибини занурення фурми з 3 до 4 м супроводжується зменшенням швидкост витоку газу з 85 – 122 м/с до 70 – 104 м/с, у зв'язку зі збільшенням щільності газу.

*Шевченко Анатолій Філіппович, зав.відд.ІЧМ НАНУ, д.т.н.,професор;
Єлісєєв Володимир Іванович, с.н.с. ІЧМ НАНУ, к.ф-м.н.;
Шевченко Сергій Анатольович, с.н.с. ІЧМ НАНУ, к.т.н.;
Маначин Іван Олексійович, м.н.с. ІЧМ НАНУ;
Шевченко Алла Михайлівна, аспірант ІЧМ НАНУ.
Рецензент Чернятевич Анатолій Григорович, зав.від.ІЧМ НАНУ, д.т.н.,професор.

Таблиця 1 - Швидкості руху газу ($W_г$) й частинок магнію (W_{Mg}) у кінці вертикального каналу двосоплової фурми (довжиною $L_к$ = 9 м), перед дільником

$h_ф$, м	$V_г$, нм^3/ч	110	130	150	170
3	$W_г$, м/с	84,6	98,9	111,5	122,4
	W_{Mg}, м/с	43,7	50,7	56,9	62,5
	W_{Mg}/ $W_г$	0,52	0,51	0,51	0,51
4	$W_г$, м/с	70,0	82,6	93,9	103,7
	W_{Mg}, м/с	38,6	45,2	51,1	56,4
	W_{Mg}/ $W_г$	0,55	0,55	0,54	0,54

На цій же ділянці каналу швидкість частинок магнію в кінці каналу досягає 44 – 62 м/с на глибині зануренняу чавун 3 м, і 38 – 56 м/с (таблиця 1, рис.3) на глибині 4 м. Швидкість частинок магнію складає 50 – 55% від швидкості газу (а не близькою до швидкості газу, як вважалося раніше [1]).

При русі далі вздовж каналу двосоплової фурми магнійвмісний потік входить до камерирозподілу потоку на два відводи з соплами (перед витоком потоку з фурми). У цій камері, на довжині 1,5 – 2,0 калібрів відбувається спочатку розширення каналу, а потім звуження. Це відзначається на параметрах двофазного потоку - спочатку відбувається зменшення швидкості газової фази до 60 – 85 м/с (рис.4), одночасно знижується швидкість частинок магнію до 15 – 22 м/с (рис.5).

Перехід від одного каналу до поділу на два є другою частиною камери, що ділить, і супроводжується зменшенням перетину инжекційного каналу, що відповідно призводить до збільшення швидкості газової фази до 104 – 159 м/с (при глибині занурення фурми 3 м) і до 85 – 130 м/с (при глибині занурення фурми 4 м), (табл.2, рис.4). Швидкість частинок магнію на цій ділянці (до витоку з сопел) збільшується до 31 – 47 м/с (при глибині занурення фурми 3 м) і до 27 – 42 м/с (при глибині занурення фурми 4 м) (рис.5, табл.2). У підсумку на виході з сопел двосоплової фурми швидкість частинок магнію становить 30 – 32% від швидкості газу.

Розрахунками по скоригованої моделі встановлена можливість збільшення швидкості частинок магнію за рахунок збільшення довжини сопел двосоплової фурми. Показано, що подовження сопел з 100 до 200 мм збільшує швидкість частинок магнію з 35 до 43 м/с (рис.6), тобто на 26,5%.

Слід звернути увагу на те, що при збереженні параметрів вдування магнію збільшення глибини занурення фурми супроводжується зниженням швидкості як газової фази, так і частинок магнію (табл. 1-3).

Таблиця 2 - Швидкість руху газу та частинок магнію при витоку з сопел двосоплової фурми (з довжиною каналу сопла L_c = 0,15 м)

$h_ф$, м	$V_г$, нм^3/ч	110	130	150	170
3	$W_г$, м/с	104,5	123,8	142	158,7
	$W_{Mg}^{\min}$, м/с	14,7	17,1	19,3	21,2
	W_{Mg}, м/с	31,1	36,8	42,2	47,2
	W_{Mg}/ $W_г$	0,30	0,30	0,30	0,30
4	$W_г$, м/с	85,3	101,7	116,9	130,4
	$W_{Mg}^{\min}$, м/с	12,5	14,7	16,7	18,4
	W_{Mg}, м/с	27,4	32,6	37,4	41,8
	W_{Mg}/ $W_г$	0,32	0,32	0,32	0,32

Для порівняльного аналізу були вивчені закономірності зміни швидкості газової фази і частинок магнію при вдуванні їх традиційною односоплової фурмою – з прямоточним каналом постій-

ного діаметра. Було встановлено (таблиця 3), що при рівних параметрах вдування і глибині занурення фурми в розплав на 3 м швидкість газу на виході з одно соплової фурми становить 88 – 136 м/с, а частинок магнію – 45 – 66,5 м/с (або 49 – 51% від швидкості газу). Аналогічна закономірність (але при дещо меншій швидкості) спостерігається при зануренні фурми на 4 м (табл. 3).

Таблиця 3 - Швидкість руху газу та частинок магнію при витоку з каналу (довжиною $L_к$ = 9 м) односоплової фурми

$h_ф$, м	$V_г$, нм^3/ч	110	130	150	170
3	$W_г$, м/с	88,1	104,0	120,2	135,9
	W_{Mg}, м/с	44,8	52,2	59,6	66,5
	W_{Mg}/ $W_г$	0,51	0,50	0,50	0,49
4	$W_г$, м/с	72,0	85,1	98,1	111,0
	W_{Mg}, м/с	39,4	46,0	52,6	58,9
	W_{Mg}/ $W_г$	0,55	0,54	0,54	0,53

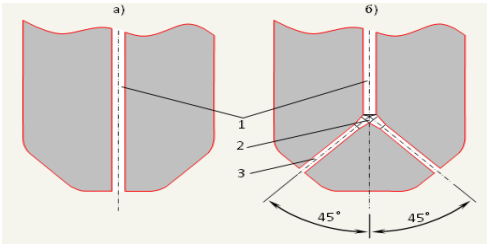


Рисунок 1- Оголовок фурми для вдування зернистого магнію: а) односоплова, б) двосоплова.
1 - основний канал; 2 - дільник потоку; 3 - відведення потоку на сопло.

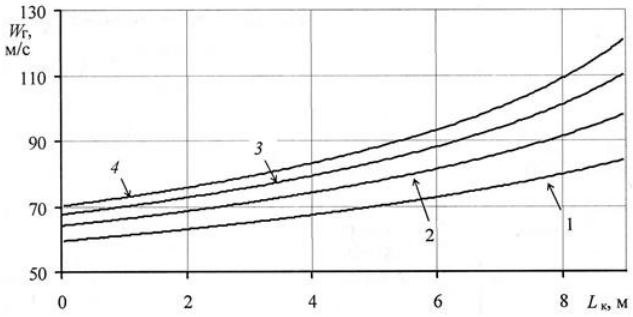


Рисунок 2 - Зміна швидкості частинок магнію у ($W_г$) по довжині ($L_к$) вертикального каналу двосоплової фурми.
Криві: 1 - $V_г$ = 110 нм^3/год; 2 - $V_г$ = 130 нм^3/год; 3 - $V_г$ = 150 нм^3/год; 4 - $V_г$ = 170 нм^3/год.

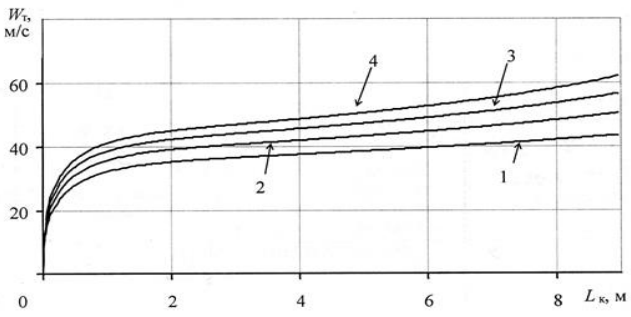


Рисунок 3 - Зміна швидкості частинок магнію (W_{Mg}) по довжині ($L_к$) вертикального каналу двосоплової фурми.
Криві: 1 - $V_г$ = 110 нм^3/год; 2 - $V_г$ = 130 нм^3/год; 3 - $V_г$ = 150 нм^3/год; 4 - $V_г$ = 170 нм^3/год.

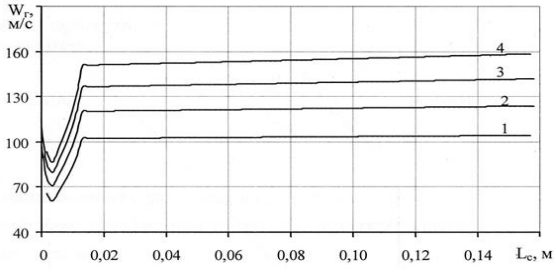


Рисунок 4 – Зміна швидкості частинок магнію у ($W_г$) по довжині сопла (L_c=0,15 м) двосоплової фурми для
$h_ф$ = 3м.
Криві: 1 - $V_г$ = 110 нм^3/год; 2 - $V_г$ = 130 нм^3/год; 3 - $V_г$ = 150 нм^3/год; 4 - $V_г$ = 170 нм^3/год.

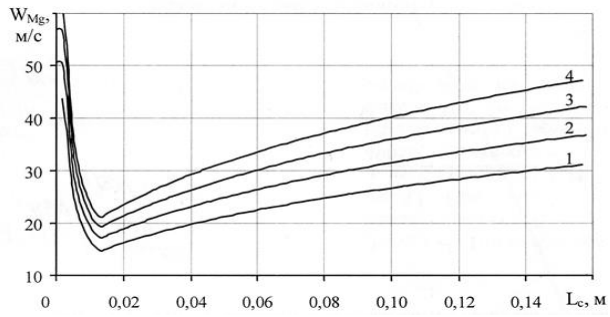


Рисунок 5 - Зміна швидкості частинок магнію (W_{Mg}) по довжині сопла (L_c=0,15 м) двосоплової фурми для $h_ф$ = 3 м.
Криві: 1 - $V_г$ = 110 нм^3/год; 2 - $V_г$ = 130 нм^3/год; 3 - $V_г$ = 150 нм^3/год; 4 - $V_г$ = 170 нм^3/год

При порівняльному аналізі оцінені закономірності зміни швидкості газової фази і частинок магнію при інжектуванні їх односопловоютадвосопловою фурмами в однакових умовах. Перехід додвосоплової фурми супроводжується збільшенням швидкості газової фази з 88 – 136 м/с (табл.3) до 104,6 – 158,7 м/с (табл.2), тобто на 16 – 18%. Швидкість частинок магнію в цих умовах зменшується з 44,8 – 66,5 м/с (табл.3) до 31,1 – 47,2 м/с (табл.2), тобто на 19 – 30%. Незважаючи на наведене зменшення швидкості частинок, перехід до двосоплової фурми підвищив ступінь засвоєння магнію на 10 – 30% [5], що пояснюється створенням більш розвиненої (на 33 – 50%) масообмінної поверхні в об'ємі розплаву.При дослідженнях було також встановлено вплив кута поділу одного потоку на два. Показано, що найменші збурення в двофазному потоці,що розділяється,відбуваються при куті поділу ≤30°. Найбільші перешкоди виявлені при Т-подібному куті поділу (тобто кут між осями сопелякого 180°), так як швидкість твердих частинок знижується до 11 – 13,5% від швидкості газу. З цих причин фурми з Т-подібним дільником не рекомендовані для інжекційного рафінування чавуну диспергованими реагентами.

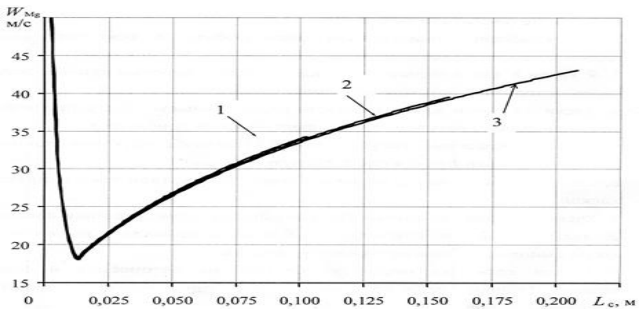


Рисунок 6 - Зміна швидкості частинок магнію (W_{Mg}) при різній довжині сопел (двосоплової фурми). 1 - L_c = 0,1 м; 2 - L_c = 0,15 м; 3 - L_c = 0,2 м.

Висновки. Таким чином, фактичними даними експериментів і розрахунками по скоригованій розрахунковій моделі встановлено, що швидкість витоку газової фази з каналу фурми, в умовахковшового рафінування чавуну зернистим магнієм, складає в основі 110 – 160 м/с.Швидкість витоку частинок магнію становить 30 – 50% від швидкості газу. Більша швидкість витоку частинок – 45 – 66 м/с, характерна дляодносоплової "прямоточної"фурми, менша – 31 – 47 м/с, для двосоплової.

В свою чергу, двосоплова фурма забезпечує більш сприятливі умови для десульфурації чавуну диспергованими реагентами за рахунок створення більш розвиненої масообмінної зони в об'ємі розплаву. Двосоплова фурма з Т-подібним дільником потоку не рекомендована для інжектування диспергованих реагентів.

Бібліографічний список

1. Воронова Н.А. Исследование закономерностей истечения газо-порошковых струй из канала фурм на установках по вдуванию порошковых реагентов в жидкий металл. / Воронова Н.А., Шевченко А.Ф., Лафер И.М. Сб. ИЧМ Повышение качества чугуна и чугунного литья. Изд. Металлургия. – 1972. – С. 30–34.
2. Шевченко С.А. Разработка научных положений и технологии инжекционного процесса десульфурации чугуна диспергированным магнием в большегрузных ковшах. Дисс. на соискание ученой степени канд. техн. наук. – Днепропетровск. ИЧМ НАНУ. – 217 с.
3. Определение скорости частиц в двухфазном потоке применительно к магниепроводу двухсопловой фурмы. Толстопят А.П., Давидсон В.В., Флер Л.А., Елисеев В.И., Рузова Т.А., Маначин И.А., Шевченко А.Ф., Шевченко С.А. Сб. ИЧМ Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – 2012. – Вып. 25. – С.123–130.
4. Елисеев В.И. Расчет движения частиц в прямолинейном канале фурм / В.И. Елисеев, А.П. Толстопят, Л.А. Флеер [и др.] // Сб. ИЧМ "Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии". – 2011. – Вып. 24. – С. 113 – 121.
5. Шевченко А.Ф., Маначин И.А., Башмаков А.М., Остапенко А.В., Двоскин Б.В. Десульфурация чугуна зернистым магнием с высокой интенсивностью его ввода. – Сталь. – 2013. – № 1. – С. 9–12.

Стаття надійшла 24.12.2014

УДК: 669.162.221.2:669.721.003.12

*An.Shevchenko, V.Eliseev, S.Shevchenko, I.Manachin., Al. Shevchenko**

The evaluation of the velocity parameters of the two-phase flows, contained magnesium, in the channels of submerged lances

The regularities of change of velocity of the gas phase and particulate matter by applying the adjusted reference model. It is shown that the magnesium particle velocity in the channel of one-nozzle's lance reaches 50% from the gas phase velocity. It is established that the in output of the two-nozzle's lance the velocity magnesium particle is below and reaches 30-32% of the gas velocity. It is shown a significant increase of magnesium particle velocity at elongation nozzles of two-nozzle's lance.

По скорегованій розрахунковій моделі виявлені закономірності зміни швидкості газової фази і твердих частинок магнію в каналі фурм різної конструкції. Показано, що швидкість частинок магнію в каналах односоплової "прямоточної" фурми сягає 50% швидкості газової фази. На виході з двосоплових фурм швидкість часток магнію виходить дещо нижче – 30 –32% від швидкості газу. Показано істотне підвищення швидкості частинок магнію з подовженням сопел двосоплової фурми.

По скорректированной расчетной модели выявлены закономерности изменения скорости газовой фазы и твердых частиц магния в канале фурм разной конструкции. Показано, что скорость частиц магния в каналах односопловой «прямоточной» фурмы достигает 50% скорости газовой фазы. На выходе из двухсопловых фурм скорость частиц магния составляет 30-32% от скорости газа. Показано значительное увеличение скорости частиц магния с удлинением сопел двухсопловой фурмы.

Problem statement. Refining iron in ladles by grainy (or granular) magnesium realized controlled injection of magnesium through a lance immersed in the melt. The design of the lance, the injected gas parameters and the parameters ofthe magnesium particles largely determine the mechanism of mass transfer and the efficiency of refining molten iron.

It should be noted that the available studies and calculations [1,2] contain a number of differences that can be attributed to the fact that the method of determining the parameters and phase velocity does not take into account the full features of two-phase flows in the injection channels. This also applies to the injection process realized in ladles using submerged two-phase flows (using submerged lances), in which the direct experiments are very difficult. Therefore, the calculation is performed, for example, does not take into account the phenomenon of interaction of particles with the walls and elements of the injected piping.Made direct experiments measuring the velocity of the particles of magnesium in length of the lance channel various designs and varying the parameters of two-phase flow allowed to adjust the calculation Eliseev V.I. model [3,4], taking into account the influence of the channel walls on the motion of the particles of magnesium, expressed in terms of the added Busroydforce. To verify compliance with the new model of direct results of the experiment showed good agreement (the error does not exceed 10%). This article presents the results of estimation speed phases according to the new updated model for the conditions of magnesium injection once-through a single channel and two-nozzle lances on the depth of the melt 3 and 4 m.

The Aim. These studies were carried out to obtain (by means of estimation on the new model) patterns of change of the phase velocity in the channels of various lances by blowing magnesium to the ladles with liquid iron.These calculations were evaluated patterns of flow parameters of two-phase magnesium containing flows through the channels one-nozzle and two-nozzle lances (Fig. 1), when injected to a depth of melt. The calculations ranged carrier gas flow ($V_г$) within the 110-170 nm^3 /h, and the depth of immersion of the lance into the melt ($h_ф$) – 3÷4 m. The blown reagent was granular magnesium particles having a diameter of 1.5 mm.

The results. The results are presented in Tables 1-3 and Figure charts 2-5. Analyzing the results, it should be noted that the velocity of the gas phase in the main channel of two-nozzle lance increases with movement along the channel from 60-70 m/s up to 85-122 m/s (Table. 1, Fig.2). This is particularly evident towards the end of the primary channel, where the gas velocity reaches its maximum value.

Increasing the depth of immersion of the lance 3 to 4 m followed by reduction of the gas velocity at the exit from 85-122 m/s to 70-104 /s, due to the increased gas density.

Shevchenko Anatoliy, Head of Department of IChM NASU, Doctor of Technical Sciences, professor;
Eliseev Volodymyr, Senior Researcher of IChM NASU, Candidate of Physics and Mathematics;
Shevchenko Sergey , Researcher of IChM NASU, Candidate of Technical Sciences;
Manachin Ivan , Junior Researcher of IChM NASU;
Shevchenko Alla , postgraduate of IChM NASU;
Reviewer Cherniatevich Anatoliy, Head of Department of IChM NASU, Doctor of Technical Sciences,professor.

Table 1- The value velocity of gas (W_r) and particulate magnesium (W_{Mg}) at the end of the vertical channel of the lance (length L_k = 9 m) beforedivider two-nozzle lance

$h_ф$, m	V_r, nm^3/h	110	130	150	170
3	W_r, m/s	84,6	98,9	111,5	122,4
	W_{Mg}, m/s	43,7	50,7	56,9	62,5
	W_{Mg}/ W_r	0,52	0,51	0,51	0,51
4	W_r, m/s	70,0	82,6	93,9	103,7
	W_{Mg}, m/s	38,6	45,2	51,1	56,4
	W_{Mg}/ W_r	0,55	0,55	0,54	0,54

At the end of the same channel section magnesium particle velocity reaches 44-62 m / s, when iron depth is 3 metersand 38-56 m / s (Table 1, Fig.3), when iron depth is 4 m. Velocity of the particles of magnesium is 50-55% of the gas velocity (not close to the velocity of the gas, as previously thought [1]).

When moving further along the channel of two-nozzle lance the magnesium-containing flow streams into the separation chamber, where is divided into two taps with the nozzles at the end (before the flow expiration from the lance). In this chamber over a length of 1.5-2 caliber channel extension occurs first, and then narrowing. This is reflected in the parameters of the two-phase flow –gas phase velocity decreases to 60-85 m / s (Figure 4) in the beginning and magnesium particle velocity decreases to 15-22 m/s (Figure 5).

In the second part of the separation chamber, where the flow divided into two taps, the cross section of the injection channel decreases, what consequently leads to increased velosity of the gas phase at 104-159 m / s (with a depth of lance immersion of 3 meters) and up to 85 - 130 m /s (at a depth of lance immersion of 4 m) (Table. 2, Figure 4). The velocity of magnesium particles in this sector (before exit of the nozzles) is increased to 31-47 m / s (with a depth of lance immersion of 3 m) and 27 - 42 m / s (with a depth of lance immersion of 4 m) (Fig. 5, Table . 2). As a result, at the outlet of the nozzlesof two-nozzle lance the velocity of magnesium particles is 30-32% of the gas velocity.

Calculations based on the updated model shows the possibility of increasing of the velocity of the magnesium particles by increasing the length of the nozzles of the two-nozzle lance. It is shown that with the lengthening of the nozzles from 100 to 200 mm increases the magnesium particles velocity from 35 to 43 m / s (Fig. 6), i.e. 26.5%.

Note that when parameters of the magnesium insufflation are constantthe increase of the depth of lance immersion is accompanied by a decrease in the rate of both the gas phase and magnesium particles (Table. 1-3).

Table 2 - The gas velocity and magnesium particles velocity at the exit of nozzles oftwo-nozzle lance (nozzle channel length L_c = 0.15 m)

$h_ф$, m	V_r, nm^3/h	110	130	150	170
3	W_r, m/s	104,5	123,8	142	158,7
	$W_{Mg}^{\min}$, m/s	14,7	17,1	19,3	21,2
	W_{Mg}, m/s	31,1	36,8	42,2	47,2
	W_{Mg}/ W_r	0,30	0,30	0,30	0,30
4	W_r, m/s	85,3	101,7	116,9	130,4
	$W_{Mg}^{\min}$, m/s	12,5	14,7	16,7	18,4
	W_{Mg}, m/s	27,4	32,6	37,4	41,8
	W_{Mg}/ W_r	0,32	0,32	0,32	0,32

Table 3 - The gas velocity and particles velocity at the exit of channel one-nozzle lance with $L_к$ = 9 m

$h_ф$, m	V_r, nm^3/h	110	130	150	170
3	W_r, m/s	88,1	104,0	120,2	135,9
	W_{Mg}, m/s	44,8	52,2	59,6	66,5
	W_{Mg}/ W_r	0,51	0,50	0,50	0,49
4	W_r, m/s	72,0	85,1	98,1	111,0
	W_{Mg}, m/s	39,4	46,0	52,6	58,9
	W_{Mg}/ W_r	0,55	0,54	0,54	0,53

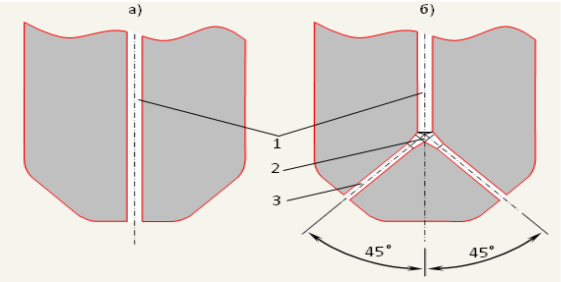


Figure 1 – Lance head for injection by granulated magnesium. а) one-nozzle lance, b) two – nozzle lance.1 – the main channel; 2 – flow separator; 3 – the deflection of the flow to the nozzle.

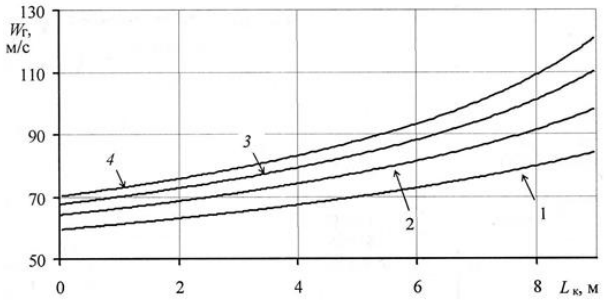


Figure 2 - The change of the gas velocity ($W_г$) in the length ($L_к$) of vertical channel of two-nozzle lance. Lines: 1 – $V_г$ = 110 nm^3/h; 2 – $V_г$ = 130 nm^3/h; 3 – $V_г$ = 150 nm^3/h; 4 – $V_г$ = 170 nm^3/h.

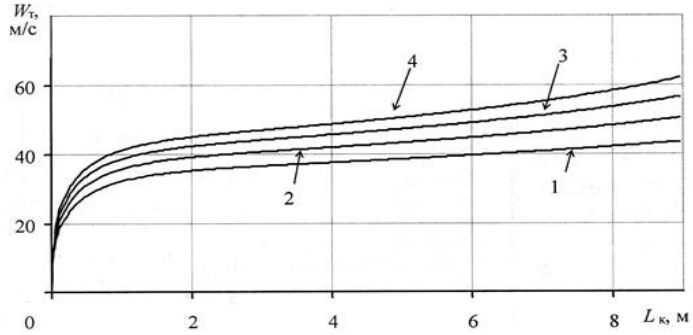


Figure 3 - The change of the magnesium particles velocity (W_{Mg}) in the length ($L_к$) of vertical channel of two-nozzle lance. Lines: 1 – $V_г$ = 110 nm^3/h; 2 – $V_г$ = 130 nm^3/h; 3 – $V_г$ = 150 nm^3/h; 4 – $V_г$ = 170 nm^3/h.

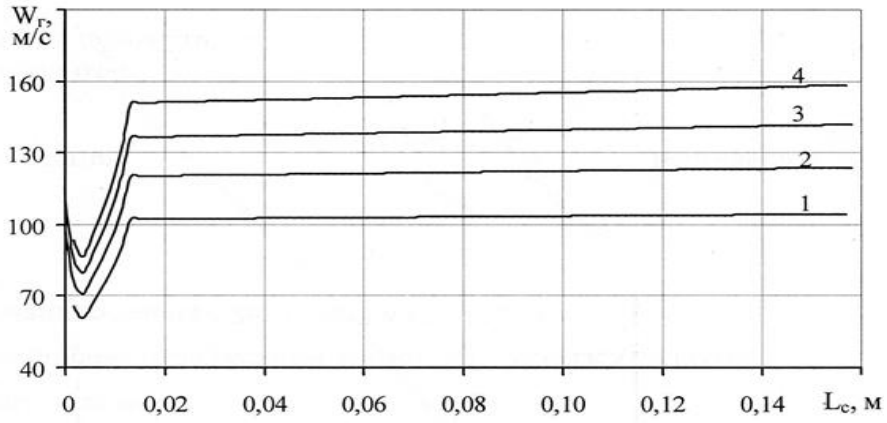


Figure 4 - The change of the gas velocity($W_г$) in the length of the nozzle (L_c=0,15 m) of the tow-nozzle lance. $h_ф$ = 3 м. Lines: 1 – $V_г$ = 110 nm^3/h; 2 – $V_г$ = 130 nm^3/h; 3 – $V_г$ = 150 nm^3/h; 4 – $V_г$ = 170 nm^3/h.

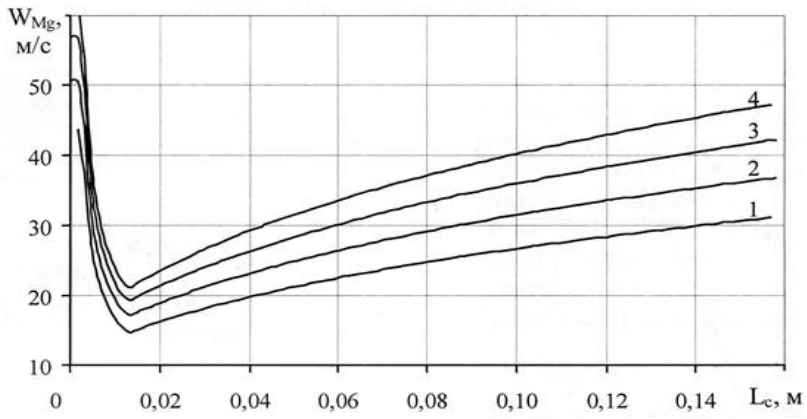


Figure 5 - The change of the magnesium particles velocity (W_{Mg}) in the length of the nozzle (L_c=0,15 m) of the tow-nozzle lance. $h_ф$ = 3 м. Lines: 1 – $V_г$ = 110 nm^3/h; 2 – $V_г$ = 130 nm^3/h; 3 – $V_г$ = 150 nm^3/h; 4 – $V_г$ = 170 nm^3/h.

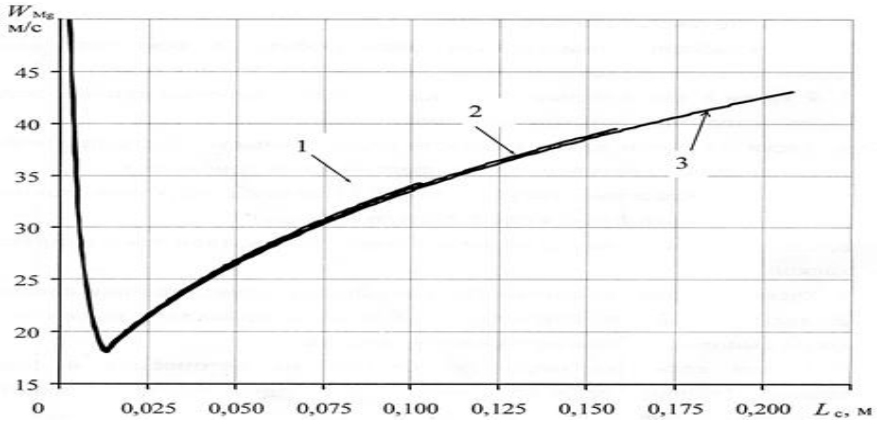


Figure 6 - The change of the magnesium particles velocity (W_{Mg}) in the nozzles of two-nozzle lance with different length: 1 – L_c = 0,1 m; 2 – L_c = 0,15 m; 3 – L_c = 0,2 m.

The regularities of change of gas phase velocity and magnesium particles velocity in the traditional one-nozzle lance with a channel of constant diameter was studied for comparative analysis. It was found (Table 3), that when flow parameters and depth of lance immersion are constant the gas velocity at the output of the lance is 88-136 m / s(with a depth of lance immersion of 3 m), and magnesium particles velocity - 45-66,5 m /s (or 49-51% of the gas velocity). A similar pattern (but in a somewhat lower rate) observed upon immersion of the lance of 4 m (Table. 3).

The regularities of change of gas phase velocity and magnesium particles velocity were evaluated for blowing throw one-nozzle lance and two-nozzle under the same injection conditions. It is shown that the replacement one-nozzle lance to two-nozzle lance accompanied by an increase rate of the gas phase velocity from 88-136 m / s (Table. 3) to 104,6-158,7 m / s (Table. 2), i.e. 16-18%. Magnesium particle velocity under these conditions decreases from 44,8-66,5 m/s (Table. 3) to 31,1-47,2 m/s (Table. 2), i.e. 19-30%. Notwithstanding the change in the parameters of injected two-phase flow the replacement one-nozzle lance to two-nozzle lance increased the magnesium assimilationon sulfur to 10-30% relative [5], what is explained by the creation of more developed (by 33-50%) mass transfer surface in the melt.

In studies also found influence of the angle of flow separation. It is shown that the smallest disturbance in the divided two-phase flow is introducingwhen the angle of separating knife $\leq 30°$. The greatest disturbance detected when the angle between the axes of the nozzles is 180°, because the solid particles velocity is reduced to 11-13,5% of the gas velocity. For these reasons, the lances with a T-shaped channel are not recommended for injectionby dispersed reactants.

Conclusions. Thus, by the actual experimental data and calculations based on the corrected calculation model is established that the velocity of the gas phase at the outlet of the lance (by blowing granular magnesium) is basically 110-160 m / s.

Magnesium particles velocity is about 30-50% of the gas velocity. The biggest particle velocity (45-66 m /s) is basically at the output of on-nozzle lance, and the lowest magnesium particle velocity is at the output of the two-nozzle lance (31-47 m/s).

Two-nozzle lance provides more favorable conditions for hot metal desulphurization by dispersed reagents through the creation of more developed mass transfer zone in the melt. The lance with the T-shaped end of the channel is not recommended for injectionby dispersed reactants.

References

1. Voronova N.A. Issledovanie zakonomernostey istecheniya gazo-poroshkovyih struy iz kanala furm na ustanovkah po vduvaniyu poroshkovyih reagentov v zhidkiy metall. / Voronova N.A., Shevchenko A.F., Lafer I.M. Sb. IChM Povyishenie kachestva chuguna i chugunnogo litya. Izd. Metallurgiya. – 1972. – S. 30–34.
2. Shevchenko S.A. Razrabotka nauchnyih polozheniy i tehnologii inzhektsionnogo protsessa desulfuratsii chuguna dispergirovannyim magniem v bolshegruznyih kovshah. Diss. na soiskanie uchenoy stepeni kand. tehn. nauk. – Dnepropetrovsk. IChM NANU. – 217 s.
3. Opredelenie skorosti chastits v dvuhfaznom potoke primenitelno k magnieprovodu dvuhsoplovoy furmyi. Tolstopyat A.P., Davidson V.V., Fler L.A., Eliseev V.I., Ruzova T.A., Manachin I.A., Shevchenko A.F., Shevchenko S.A. Sb. IChM Fundamentalnyie i prikladnyie problemyi chernoy m-?tallurgii. – 2012. – Vyip. 25. – S.123–130.
4. Eliseev V.I. Raschet dvizheniya chastits v pryamolineynom kanale furm / V.I. Eliseev, A.P. Tolstopyat, L.A. Fleer [i dr.] // Sb. IChM "Fundamentalnyie i prikladnyie problemyi chernoy metal-?urgii". – 2011. – Vyip. 24. – S. 113 – 121.
5. Shevchenko A.F., Manachin I.A., Bashmakov A.M., Ostapenko A.V., Dvoskin B.V. Desulfuratsiya chuguna zernistyim magniem s vyisokoy intensivnostyu ego vvoda. – Stal. – 2013. – # 1. – S. 9–12.

Articlearrived 26.12.2014

УДК 669.187.25:669.15'24'26-194:669.02/09

*Д.М. Тогобицька, В.П. Пиптюк, І.Н. Логозинський, Б .А. Левін, О.С.Козачок, Ю.М Ліхачов**

Про один із підходів стабілізації складу електросталі виробництва ПАТ «ДНІПРОСПЕЦСТАЛЬ»

На прикладі сталі марки 14Х17Н2 з використанням параметрів міжатомної взаємодії показана методика визначення «звужених» діапазонів в межах марочного состава, забезпечуючий необхідний рівень властивостей.

A look of steel 14H17N2 based on the parameters of the interatomic interaction in the melt is a method of determining the "narrowing" of ranges within the grade composition, providing the required level of properties.

На примере стали марки 14Х17Н2 с использованием параметров межатомного взаимодействия показана методика определения «суженых» диапазонов в границах марочного состава, обеспечивающая необходимый урівень свойств.

Вступ. Сталь, як конструкційний матеріал, має великі можливості підвищення її якості та поліпшення всіх службових властивостей за рахунок удосконалення технології її виробництва, постійного зниження шкідливих домішок, унікальних способів мікролегування з використанням можливостей фізико-хімічної природи і фізичної структури сталі. Способи впливу на процеси структуроутворення сталі і сплавів безперервно удосконалюються і їх роль в комплексному підході до вирішення проблеми тільки зростає. Однак, визначення оптимального хімічного складу і запрограмованих в ньому потенційних можливостей сталей і сплавів як конструкційних матеріалів було і залишається актуальним завданням.

Результати досліджень. У цій роботі на прикладі сталі 14Х17Н2 описано підхід до комплексного вирішення завдань оптимізації хімічного складу сталей, який базується на накопиченому в ІЧМ НАНУ досвіді моделювання структури і властивостей металевих розплавів [1] і реалізований спільно з фахівцями ПАТ «Дніпроспецсталь» (м. Запоріжжя) в реальних промислових умовах в рамках стратегії розвитку інформаційно-математичного забезпечення системи контролю та управління якістю продукції. Дотримання чітких правил паспортизації даних, що включає всю повноту інформації без будь-яких попередніх обробок і «згладжувань», а також наявність прикладного сервісу обробки даних (засоби прикладної статистики, сервіс різнопланового проекцювання даних і пошук прихованих закономірностей) дозволяє виконати багатоплановий пошук та аналіз даних [2].Відповідно до ГОСТу 5632-72 на сталь регламентований наступний хімічний склад С,% - 0,11-0,17; Si,% <0,8; Mn,% <0,8; Cr,% 16,0-18,0; Ni,% 1,5-2,5; S,% ≤0,025; P,% ≤0,03.

Фактичні значення механічних характеристик від загального обсягу виробленої продукції з цієї сталі за 2009-2014р.р. варіруються в межах: σ_B (кгс / мм^2) - (111-125; 92% значень), σ_T (кгс/мм^2) - (86-104; 95%), δ (%) - (14 -24; 99%) , ψ (%) - (48-67; 95%), KCU (кгс м/см^2) - (5-11; 80%).

Відповідно до розробленої Е.В.Приходько концепцією спрямованого хімічного зв'язку [1] основними параметрами, що характеризують елементарні процеси формування складу, структури і властивостей розплавів і продуктів кристалізації є: Z^Y (е) - параметр міжатомної взаємодії для даного хімічного складу, що характеризує зарядовий стан системи: d (10^{-1}нм) - параметр структурного стану, tgά - параметр, який характеризує зміну електронної щільності атомів в залежності від радіуса (рис.1).

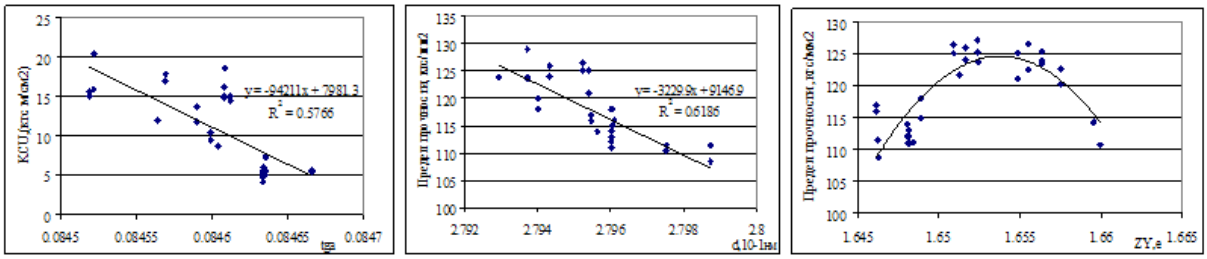


Рисунок 1 - Залежність механічних властивостей металопродукції зі сталі марки 14Х17Н2 від параметрів міжатомної взаємодії для продукції діаметром 158 (ТО З.1020 ° С-40'м.О.350 ° С-1ч. повітря)

*Тогобицька Дар*я Миколаївна, с.н.с. ІЧМ НАНУ, д.т.н., професор;
Пиптюк Віталій Петрович, с.н.с. ІЧМ НАНУ, к.т.н.;
Логозинський І гор Миколайович, зам. дир-ра по техн. електрометал. заводу «Дніпроспецсталь»;
Левін Борис Аронович, нач.техн.відділу електрометал. заводу «Дніпроспецсталь»;
Козачек Олександра Сергіївна, м.н.с. ІЧМ НАНУ;
Ліхачов Юрій Миколайович, н.с. ІЧМ НАНУ.
Рецензент Чернятевич Анатолій Григорович, зав.від.ІЧМ НАНУ, д.т.н., професор.

Для розрахунку інтегральних та парціальних параметрів, що характеризують міжатомну взаємодію в розплаві, використаний алгоритм і відповідне програмне забезпечення інформаційно-аналітичної системи "Метал" [3].

Кодування в модельних термінах інформації про склад розчинів і розплавів і співіснуючих в них фазах забезпечує:а) комплексний облік характеристик міжатомної взаємодії між усіма реальними і гіпотетичними парами атомів;

б) згортку інформації про склад багатокомпонентних матеріалів, що дозволяє знизити розмірність і підвищити точність описових моделей, що пов'язують їх склад і властивості (табл. 1).

Таблиця 1 - Вибірковий хімічний склад і інтегральні параметри сталі марки 14Х17Н2

№	C,%	Mn,%	Si,%	P,%	S,%	Cr,%	Ni,%	Z^Y,e	d, 10^{-1}, нм	tga
1	0,13	0,35	0,28	0,027	0,006	17,06	1,57	1,647	2,795	0,0846
2	0,13	0,34	0,32	0,030	0,014	17,18	1,53	1,650	1,795	0,0845
3	0,13	0,29	0,30	0,027	0,012	17,29	1,53	1,651	2,794	0,0845
4	0,12	0,33	0,32	0,030	0,018	17,31	1,67	1,655	2,796	0,0846
5	0,12	0,45	0,37	0,030	0,005	17,42	1,54	1,658	2,795	0,0845
6	0,12	0,32	0,61	0,032	0,013	17,07	1,57	1,662	2,790	0,0846
7	0,12	0,44	0,41	0,030	0,003	17,48	1,75	1,663	2,793	0,0846
8	0,12	0,34	0,26	0,032	0,010	17,02	1,53	1,649	2,797	0,0845

W- (0,02-0,25); V (0,02 / 0,08); Mo (0,04 / 0,21); Nb (0,010 / 0,026)

На прикладі сортамента діаметром заготовки 158 мм, показана залежність ударної в'язкість і межі міцності від параметрів зарядового Z^Yта структурного d іпараметра tgά, що характеризують зміну електронної щільності атомів(малюнок1). Таким чином, завдання стабілізації механічних властивостей сталі вирішувалося на основі дослідження поелементного впливу хімічного складу (в межах марочного складу) на інтегральні параметри d і Z^Y повного хімічного складу в діапазонах його зміни для аналізованої вибірки на основі обчислювального експерименту із застосуванням "масштабування" змінни шляхом приведення складів до відрізка [0-1] (рис. 2).

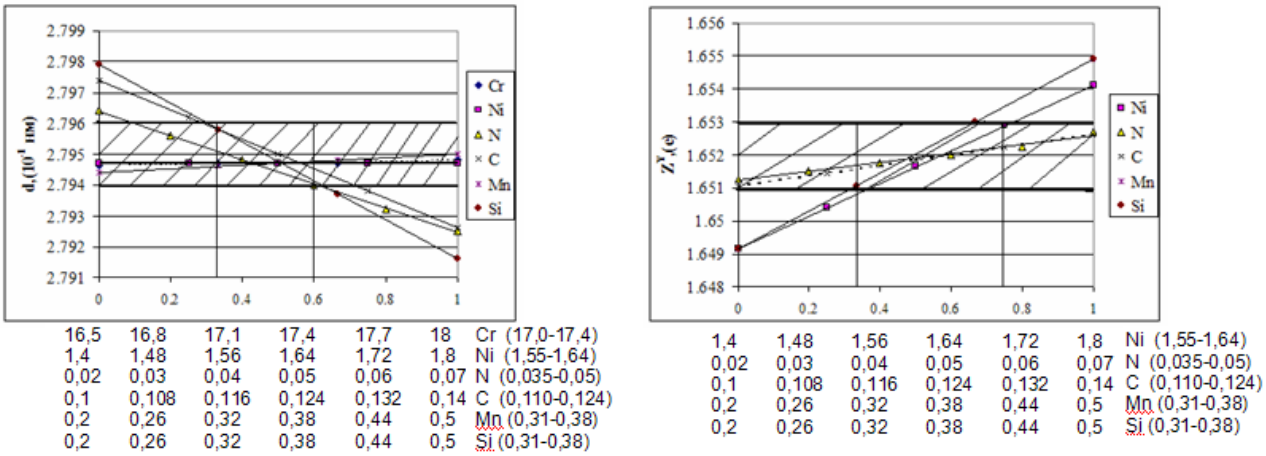


Рисунок 2 - Вплив хімічних елементів на параметри міжатомної взаємодії для повного хімічного складу - зарядового Z^Y (е) і структурного d (10^{-1}нм) стану, в дужках рекомендовані (звужені) діапазони складу

Зростання цього параметру свідчить про "посилення" міжатомних зв'язків у системі, що зумовлює підвищення комплексу властивостей міцності, в той же час послаблює пластичні властивості. Як випливає з рис.2, всі перераховані компоненти збільшують значення параметру Z^Y. При такому підході вирішення завдання стабілізації властивостей зводиться до стабілізації зміни параметрів d і ZY в межах (d≈2,794-2,796; ZY ≈1,651-1,653), які відповідають заштрихованій на малюнку 3 області (Ni 1,55-1,65 ваг.%, Mn і Si 0,31-0,38 ваг.%, C 0,110-0,124 ваг.%, Cr 17,0-17,4 ваг.%), що задовольняє "звуженим" діапазонам зміни хімічного складу сталі 14Х17Н2.

Зазначені діапазони складу забезпечують також зону стабільності механічних властивостей, що підтверджується результатами порівняльного аналізу параметрів d і ZY двох вибірок зі значеннями ударної в'язкості менше 5 кгс·м/см2 і в межах 10-15 кгс·м/см2 на масиві даних за період 2009-2014 р.р. Середні значення цих параметрів суттєво відрізняються по t-критерію Стьюдента

при рівні значимості ά≤0,05.

Побудовані картограми зміни механічних властивостей дослідженої сталі в координатах d і ZY (рисунок 3) також підтверджують результати обчислювального експерименту. В областях обмежень забезпечується наступний рівень властивостей: межа міцності - 119-123 (кгс/мм2), межа плинності - 89-97 (кгс/мм2), ударна в'язкість - 8-14 (кгс м/см2), відносне подовження (%) - 20-23, відносне звуження (%) - 61-67, (рис.3).

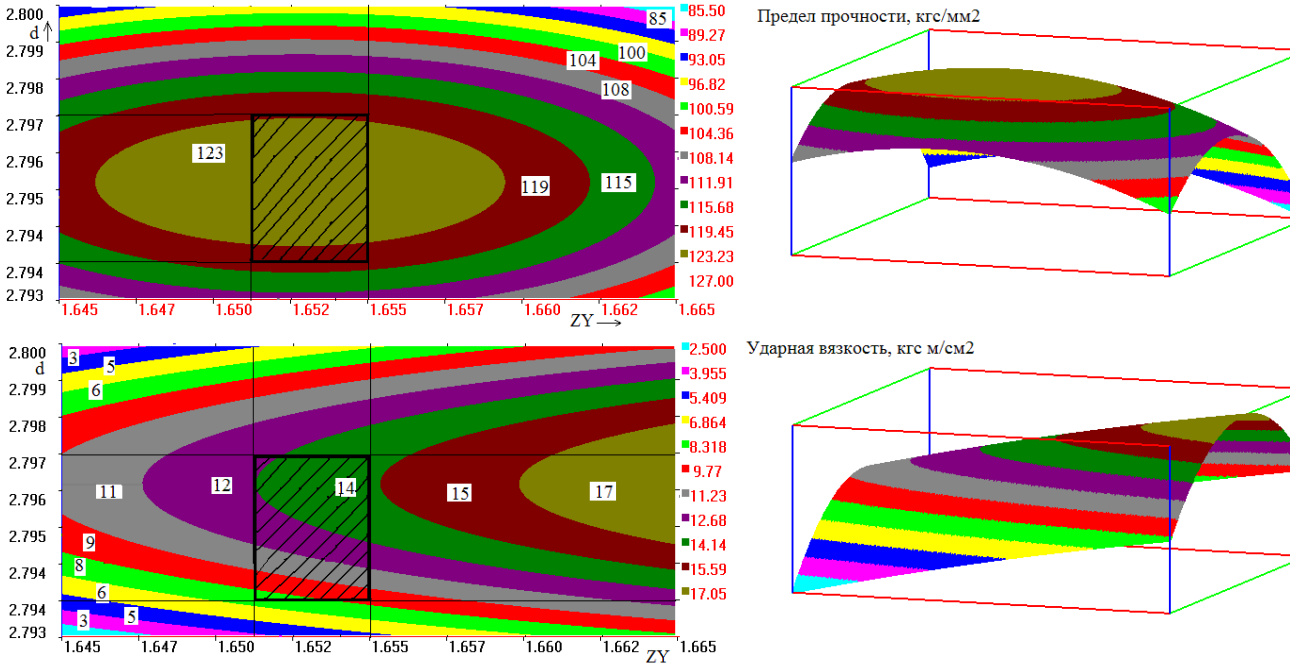


Рисунок 3 - Залежність механічних властивостей металопродукції зі сталі 14Х17Н2 для сортаменту 20-78 діаметром, від параметрів міжатомної взаємодії Z^Y зарядового (е) і структурного d (10^{-1}нм) стану.

Висновки. На прикладі складу сталі 14Х17Н2 показана методика визначення «звужених» діапазонів, що забезпечують стабільність структури розплаву і дозволяє враховувати як властивості окремих елементів, так і результати їх взаємодії та науково обґрунтувати раціональні діапазони зміни елементного складу в межах марки, що забезпечує необхідний рівень механічних властивостей.

Бібліографічний список

1. Приходько Е. В. Ефективність комплексного легування сталі і сплавів / Е. В. Приходько. Київ: Наукова думка.-1995.-292 с.
2. Приходько Е.В., Тогобицька Д.М., Головко Л.О. Концептуальні основи прикладної теорії комплексного легування // Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії. - Вип.13. - 2006. -С.162-165.
3. Приходько Е.В., Тогобіцька Д.М., Козачок О.С. Інформаційно-аналітична система стабілізації властівостей прокату // Металознавство та обробка металів. - Київ. - 2011. -№1. - С.39-43.

Стаття надійшла 17.12.2014

UDK:669.187.25:669.15'24'26-194:669.02/09

*D. Togobitskaya, V. Piptyuk, I. Logozinsky, B. Levin, A. Kozachek, Y. Likhachev**

On one approach, stabilization of electric steel production of PJSC "DSS"

A look of steel 14H17N2 based on the parameters of the interatomic interaction in the melt is a method of determining the "narrowing" of ranges within the grade composition, providing the required level of mechanical properties.

На прикладі сталі марки 14Х17Н2 з використанням параметрів міжатомної взаємодії показана методика визначення «звужених» діапазонів в межах марочного состава, забезпечуючий необхідний рівень властивостей.

На примере стали марки 14Х17Н2 с использованием параметров межатомного взаимодействия показана методика определения «суженых» диапазонов в границах марочного состава, обеспечивающая необходимый урівень свойств.

Introduction. Steel as a construction material, has a great opportunity to improve its quality and improvement of service properties by improving production technology, continuous reduction of harmful impurities, unique ways microalloying using the capabilities of physical and chemical nature and physical structure of the steel. Ways of influencing the processes of structure steel and alloys are continuously improved and their role in a comprehensive approach to solving the problem is only growing. However, determining the optimal chemical composition and programmed in it the potential of steels and alloys as structural materials has been and remains an urgent task.

The results of research. In this paper, on the example of steel 14H17N2 describes an approach to comprehensive solutions to optimize the chemical composition of the steel, which is based on accumulated experience in the IChM NANU modeling of structure and properties of metal melts [1] and implemented together with the specialists of PC " DSS" (Zaporozhye) in real industrial conditions in the strategy of information and mathematical ensure control and quality management. Compliance with clear rules of certification data, including full information without any pre-treatment and "smoothing" and the presence of an application service data (means of applied statistics, service multifaceted project data and search for hidden patterns) allows you to search and analyze multidimensional data [3].

In accordance with GOST 5632-72 steel regulated by the following chemical composition C% - 0,11-0,17; Si,% <0,8; Mn,% <0,8; Cr,% 16,0-18,0; Ni,% 1,5-2,5; S,% ≤0,025; P,% ≤0,03.The actual values of the mechanical characteristics of the total volume of production of this steel for 2009-2014g.g. are in the range:σ_v (kgf / mm^2) - (111-125; 92% values) σ_T (kgf / mm^2) - (86-104; 95%), **δ** (%) - (14 -24; 99%) , ψ (%) - (48-67; 95%), KCU (kgf m / cm^2) - (5-11; 80%).

In line with the E.V. Prikhodko concept aimed chemical bonding [1] the main parameters characterizing the elementary processes of formation of the composition, structure and properties of the melt and crystallization products are: Z^Y (e) - the interatomic interaction parameters for a given chemical composition, which characterizes the charge state of the system: d (10^{-1}nm) - setting the structural state, tgά- parameter which characterizes the change in the electron density of atoms depending on the radius. To calculate the integral and partial parameters describing the interatomic interaction in the melt used algorithm and software information-analytical system "Metal" [3].

Encoding in terms of model information on the composition of solutions and melts and coexisting phases in them provides:

a) a comprehensive account of the characteristics of the interatomic interaction between all pairs of real and hypothetical atoms;

b) the convolution of information on the composition of multi-component materials, which allows to reduce the dimension and improve the accuracy of descriptive models linking their composition and properties (Table1).

On the example of a circle with a diameter of 158 mm billets, shows the effect of the charge Z^Y and structural parameters d and tgά, characterizing the change in the electron density of atoms as a function of radius, toughness and tensile strength, respectively (Fig. 1).

*Togobitskaya Daria, Senior Researcher of IChM NASU, Doctor of Technical Sciences, professor;
Piptyuk Vitaliy, Senior Researcher of IChM NASU, Candidate of Technical Sciences;
Logozinsky Igor, Deputy Director of technology electrometallurgical plant "DniproSpecialSteel";
Levin Boris, Head of the Technological Department electrometallurgical plant "DniproSpecialSteel";
Kozachek Aleksandra, Junior Researcher of IChM NASU;
Likhachev Yuriy, Researcher of IChM NASU;
Reviewer Chernyatevich Anatoliy, Head of Department of IChM NASU, Doctor of Technical Sciences, professor.

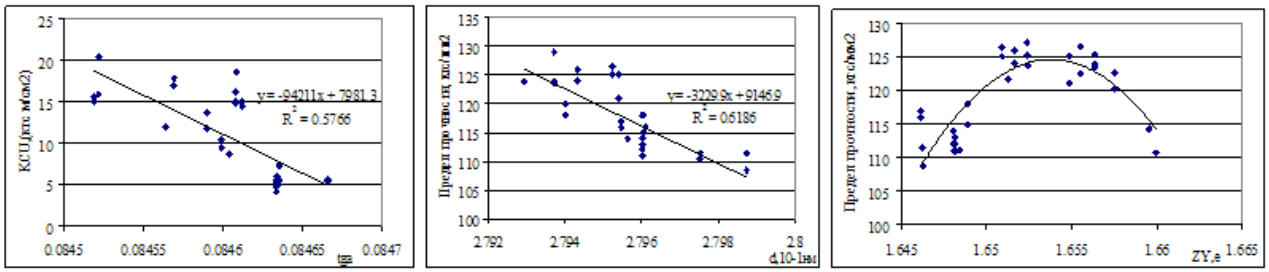


Figura 1 - Dependence of the mechanical properties of steel from steel 14H17N2 of the interatomic interaction parameters for a circle with a diameter of 158 (heat treatment: hardening. 1020°C-40'м. leave.350 -1 h. Air)

Table 1 - Selective chemical composition and integral parameters of steel 14H17N2

№	C,%	Mn,%	Si,%	P,%	S,%	Cr,%	Ni,%	Z^Y,e	d, нм$^{-10}$	tga
1	0,13	0,35	0,28	0,027	0,006	17,06	1,57	1,647	2,795	0,0846
2	0,13	0,34	0,32	0,03	0,014	17,18	1,53	1,650	2,795	0,0845
3	0,13	0,29	0,3	0,027	0,012	17,29	1,53	1,651	2,794	0,0845
4	0,12	0,33	0,32	0,03	0,018	17,31	1,67	1,655	2,796	0,0846
5	0,12	0,45	0,37	0,03	0,005	17,42	1,54	1,658	2,795	0,0845
6	0,12	0,32	0,61	0,032	0,013	17,07	1,57	1,662	2,790	0,0846
7	0,13	0,44	0,41	0,03	0,003	17,48	1,75	1,663	2,793	0,0846
8	0,12	0,34	0,26	0,032	0,01	17,02	1,53	1,649	2,797	0,0845

W-(0,02-0,25);V(0,02/0,08) ;Mo(0,04/0,21);Nb(0,010/0,026)

Thus, the task of stabilizing the mechanical properties of steel was decided on the basis of research piecemeal influence of chemical composition (within grade composition) on the integral parameters d and Z^Y the full composition range of change for the sample analyzed on the basis of computer simulation using the "scaling" variables by bringing compositions of the segment [0-1] (Fig. 2).

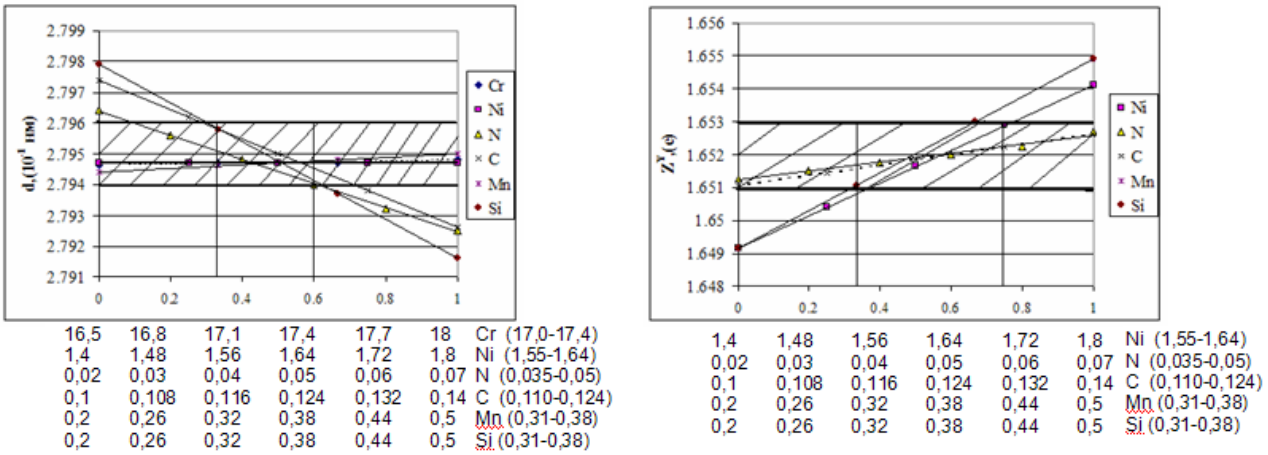


Figura 2 - Effect of chemical elements interatomic interaction parameters for the complete chemical composition - the charge Z^Y (e) and structural d (10-1nm) conditions recommended in brackets (narrowed) ranges composition.

The increase in this parameter indicates the "strengthening" of the interatomic bonds in the system that causes an increase in the strength properties of the complex, at the same time reduces the plastic properties.

As can be seen from Fig. 2, all of the components increase the value of the parameter ZY. In this approach, the solution of the problem is reduced to stabilize the properties of stabilization of parameters d and within ZY (d≈2,794-2,796; ZY ≈1,651-1,653), which correspond to the hatched region in Fig. 3 (Ni 1.55-1.65 wt.% Mn and Si 0,31-0,38 wt.%, C 0,110-0,124 wt.% Cr 17,0-17,4 wt.%) that satisfies the "narrowing" of the range of variation of the chemical composition of the steel 14H17N2.

These ranges provide the composition as a zone of stability of the mechanical properties, as evidenced by the results of a comparative analysis of two samples with values toughness less than 5 kgf m / cm2 in

the range of 10-15 kgf m / cm2 on the array data for the period 2009-2014g.g.

Built cartograms changes in the mechanical properties of the investigated steel in the coordinates d and ZY (Fig. 3) also confirm the results of numerical experiments. In the limitation provided next level properties: tensile strength - 119-123 (kgf / mm2), the yield strength -89-97 (kgf / mm2), the toughness -8-14 (kgf m / cm 2), elongation (%) - 20-23, the relative contraction (%) -61-67.

Conclusions. On the example of the steel 14H17N2 the technique of definition of "strict" ranges, ensuring the stability of the melt structure, which allows to take into account both the properties of the individual elements, and the results of their interaction and scientific foundation for rational limits of variation of the elemental composition within the brand, providing the required level of mechanical properties.

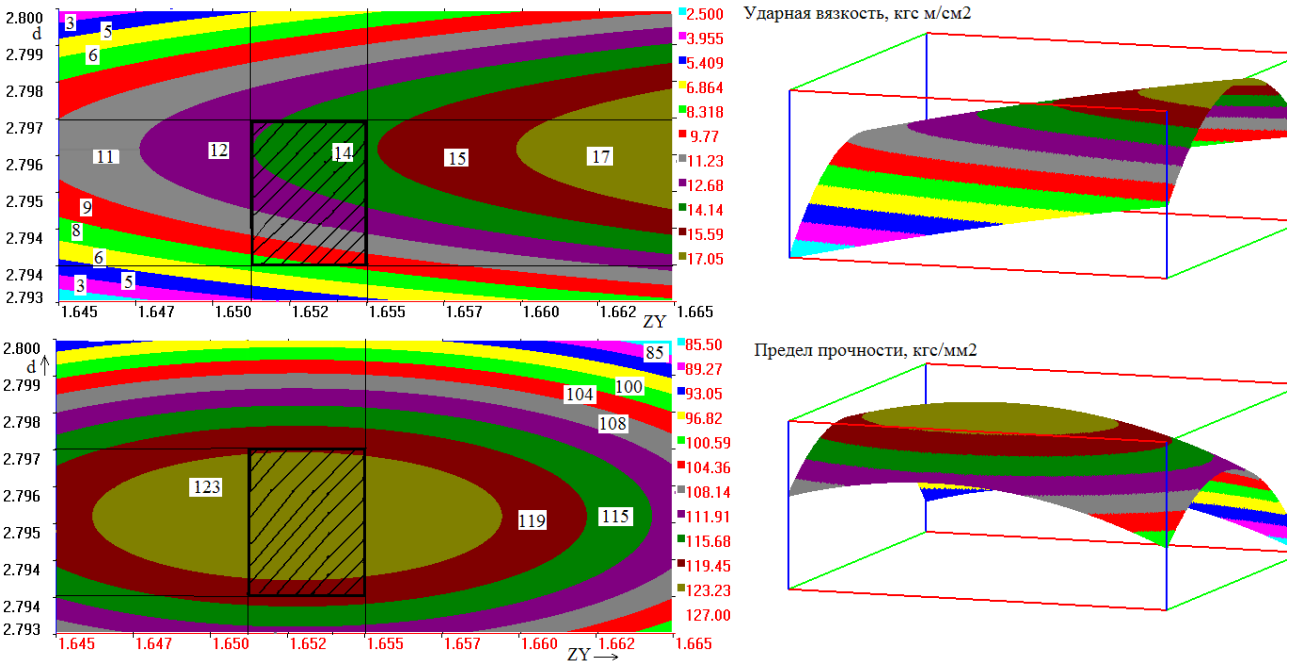


Figura 3 - Dependence of the mechanical properties of steel from steel 14H17N2 to mix 20-78 diameter circle, the parameters of the interatomic interaction Z^Y charge (e) and structural d (10-1nm) state.

References

1. Prikhodko E.V. Efficiency of complex alloying of steel and alloys / E.V. Prikhodko. Naukova dumka.-1995.-292 with.
2. Prikhodko E.V., Togobitskaya D.N., Golovko L.A. Conceptual Foundations of Applied theory of complex alloying // Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy. - Issue.13. -2006. - P.162-165.
3. Prikhodko E.V., Togobitska D. M., Kozachok O. S. Information-analytical system stabilization of rental properties // Metallurgy and metal processing. – Kiev.– 2011.-№1. – Page 39-43.

Article arrived 17.12.2014

УДК 621.785:681.785.369:681.785.789

*Г.Ш.Кірія, Л.Х.Іванова, М.О. Хитько**

Дослідження впливу енергоінформаційної дії на метал, що твердіє

Встановлений суттєвий впливенергоінформаційноїдії на кількісні показники структуридослідного чавунута мікротвердість цементиту. На такі показникияк розмір, форма та розподіл графітних включень, а також твердість чавунуенергоінформаційнадія не вплинула.

Substantial influence of energy-informative influence on quantitative indexes structures of the explored cast-iron and microhardness of cementite is set. On such indexes: size, form and distributing of the graphites including and hardness of cast-iron energyinforvation influence did not render of influencing.

Установлена значительная зависимость энергоинформационного воздействия на количественные показатели структуры исследуемого чугуна и микротвердость цементита. На такие показатели как размер, форма и распределение графитных включений, а также твердость чугунка энергоинформационное воздействие не влияет.

Постановка проблеми. Теперішнього часу продовжується розвиток досліджень в області створення технології на основі взаємодії інформації в різних процесах. Авторами [1] позначається, що енергоінформаційні технології приведуть до створення матеріалів з рівнем властивостей, наближених до їх теоретичних границь. Найбільш чутливими до енергоінформаційної дії є метастабільні системи [2]. До таких систем можна віднести й чавун.

Метою дослідження булаекспериментальна оцінка впливу енергоінформаційної дії на чавун, що твердіє.Технічний результат досягали за рахунок корекції структурних характеристик металу виливка, яка включала дію на метал фізичного поля, модульованого характеристичними частотами. В якості фізичного поля використовували енергоінформаційне випромінювання трубчастих конденсаторів, розміщених навкруги металу виливка за схемою тригранної рівнобедреної призми паралельно одна одній (рис. 1). Об'єктом дослідження були чавунні зразки діаметром 32 мм і висотою 10 мм, вирізані із середньої частини двох литих заготовок діаметром 35 мм і висотою 100 мм. Виливки одержували в одній піщаній формі із одного й того ж металу. За цього метал одного виливка з моменту початку заповнення форми і до видалення з неї піддавався енергоінформаційній дії за допомогою конденсаторів випромінювання (6 на рис. 1), які містили кристалічний графіт.Така методика одержання зразків дозволила забезпечити чистоту експерименту, виключивши неконтролюємий вплив на дослідний метал таких технологічних параметрів лиття, як хімічний склад, перегрівання металу перед заливанням, швидкість і тривалість заливання, швидкість охолодження в формі та температура виливків при видаленні з форми.

Виливки одержували з електропічного чавуну такого усередненого складу, % за масою: 2,47 вуглецю; 1,94 кремнію; 0,16 марганцю; 0,15 сірки; 0,07 фосфору; 0,21 хрому; 0,015 нікелю; 0,031 молібдену; 0,023 титану; 0,02 вольфраму; тисячні частки сурми, свинцю і ванадію.

Хімічний склад чавуну в центральній та при поверхневій зонах виливків визначали методом спектрального аналізу на приладі «Leco». У цих самих зонах вимірювали твердість по Шору і мікротвердість окремих структурних складових чавуну (перліту й цементиту). Мікротвердість цементиту та перліту вимірювали на приладі ПМТ-3 (№ 59586) при навантаженні 0,49Н та збільшенні х485. Величину мікротвердості визначали за результатами 51 заміру, точність заміру діагоналі відбитку індентора ±0,07 мкм.

Мікроструктуру чавуну дослідних плавок досліджували за допомогою оптичного мікроскопу МІМ-8 при збільшеннях 100 і 200. Мікроструктуру чавуну зразків оцінювали за ГОСТ 3443-87. Для більш точної оцінки структури кількість структурних складових визначали точковим методом Глаголєва А.А. [3]: окуляр Гюйгенса 7^x з квадратною сіткою (289 вузлових точок), 25 полів зору при збільшенні 420^x. Абсолютна похибка складала ±1 при надійній вірогідності Р=0,5.

У вихідному стані чавун був половинчастим, структура котрого характеризувалася балами: вміст графіту – ПГф2-ПГд45-ПГр6-ПГ6, вміст цементиту – Ц4-Цп6000, металева основа – Пт1-П(Ф0)- ПД0,5.

В результаті проведених досліджень встановлено, що на форму графітних включень енергоінформаційна дія впливу не виявила. Розмір включень графіту та їх розподіл також залишалися незмінними після енергоінформаційної дії. Однак кількість графітної складової в структурі чаву-

*Кірія Геннадій Шалвович, доцент НМетАУ, доктор філософії, почесний професор;
Іванова Людмила Харитонівна, професор Національної металургійної академії України, д.т.н.;
Хитько Михайло Олександрович, учень СШ № 23 м. Дніпропетровська.
Рецензент Хричіков Валерій Євгенович, зав.каф.НМетАУ, д.т.н., професор.

ну збільшувалася в 1,94 рази – від 8,63 до 16,74%. Кількість цементитної складової структури чавуну також збільшувалася, але тільки у 1,32 рази – з 6,60 до 8,74%. Мікротвердість цементиту зменшувалася на 28,5% після енергоінформаційної дії. Кількість же перліту в структурі чавуну зменшувалася в 1,1 рази – з 84,77 до 74,52%, дисперсність перліту та його мікротвердість – практично не змінювалися. Дослідження твердості чавунів до та після енергоінформаційної дії не показало суттєвих змін.

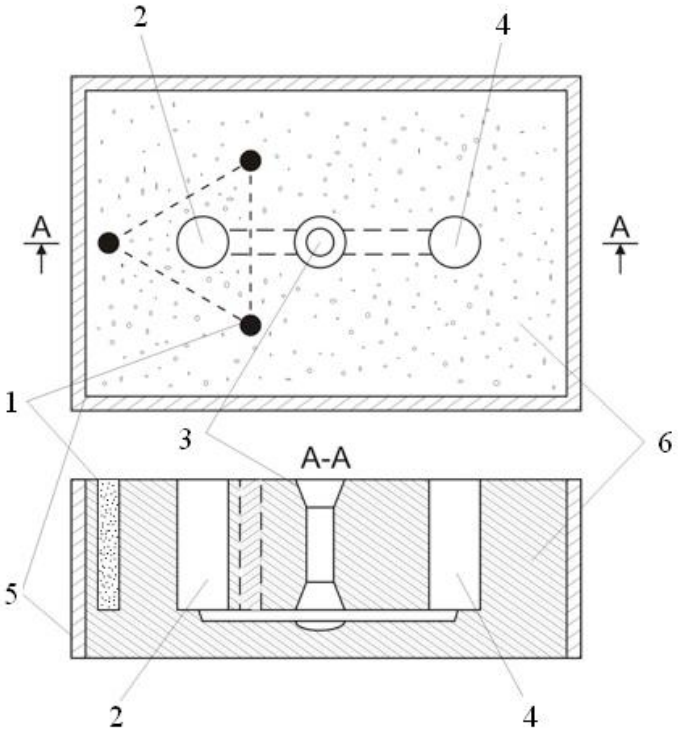


Рисунок 1 - Ливарна форма для одержання дослідних зразків:
1 – опока; 2 – формувальна суміш; 3 – литникова система; 4,5 – порожнини для одержання зразків; 6 – конденсатори енергоінформаційної дії

Таким чином, встановлено суттєвий вплив енергоінформаційної дії на кількісні показники структури дослідного чавуну та мікротвердість цементиту, а на такі показники, як розмір, форма і розподіл графітних включень енергоінформаційна дія впливу не виявила. За цього твердість чавуну після енергоінформаційної дії також не змінювалася.

Висновок. Енергоінформаційна дія привела до значного (в 1,94 рази) збільшення кількості графіту в структурі чавуну, кількість перліту зменшилася в 1,1 рази, а цементиту збільшилася в 1,4 рази. За цього мікротвердість цементиту зменшилася на 28,5%. На форму й розмір графітних включень, дисперсність перліту, твердість по Шору та мікротвердість перліту енергоінформаційна дія практично не вплинула.

Бібліографічний список

1. Долженков И.Е., Клименко Л.П., Карнаух А.И., Андрианова И.И. К вопросу об энергоинформационных технологиях / И.Е. Долженков, Л.П. Клименко, А.И. Карнаух, И.И.Андрианова // Теория и практика металлургии. – 1999. – №1.– С. 42–47.
2. Вейник А.И. Термодинамика реальных процессов / А.И. Вейник. – Минск: Наука и техника, 1991.– 576 с.
3. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография: Стереология металлических материалов / С.А. Салтыков. – М.: Металлургия, 1976. – 272 с.

Стаття надійшла 24.12.2014

УДК 621.785:681.785.369:681.785.789

G.Kiriya, L. Ivanova, M.Hitko*

Study of ineluence of energy-information impact on solidifying cast iron

Substantial influence of energy-informative influence on quantitative indexes structures of the explored cast-iron and microhardness of cementite is set. On such indexes: size, form and distributing of the graphites including and hardness of cast-iron energyinforvation influence did not render of influencing.

Встановлений суттєвий впливенергоінформаційноїдії на кількісні показники структуридослідного чавунута мікротвердість цементиту. На такі показникияк розмір, форма та розподіл графітних включень, а також твердість чавунуенергоінформаційнадія не вплинула.

Установлена значительная зависимость энергоинформационного воздействия на количественные показатели структуры исследуемого чугуна и микротвердость цементита. На такие показатели как размер, форма и распределение графитных включений, а также твердость чугунка енергоинформационное воздействие не влияет.

Introduction. Currently, research development in the field of technology based on the interaction of various processes in the information is continuing. The authors of [1] that the energy-informatice technology to the creation of materials with the level of properties close to their theoretical limits will lead. Most sensitive to the energy-information impacts (or Energy-effect) are metastable systems [2]. Such systems can be attributed the cast iron.The aim of the study was to experimentally evaluate the impact of energy-information effect on cast iron.

The results of research. Technical result by correcting the structural characteristics of the metal casting. including the impact on the metal physical field modulated characteristic frequencies is achieved. As physical field used energy-information radiation of tubular capacitors. The tubular capacitors around the metal casting pattern according equilateral triangular prism in parallel to each other were arranged (Fig. 1).

The measurements were made of cast iron samples with a diameter of 32 mm and a height of 10 mm. The samples to cuted out from the middle of the two castings 35 mm diameter and 100 mm height. Casting in the bond form of a single metal is obtained. The metal of one casting exposed to energy-effects of radiation by means of capacitors from crystalline graphite (6 in Fig. 1).Such a technique for obtaining clean samples enabled the experiment and avoided uncontrolled influence for the analyzed metal of casting process parameters such as chemical composition, superheating of the metal before casting speed and the casting process, the rate of cooling in mould and the temperature of the castings when removed from the mould.Castings were prepared from the averaged electric furnace iron composition, mass%: carbon 2.47; silicon1.94; manganese 0.16; sulfur 0.15; phosphorus 0.07; chromium 0.21; nickel 0.015; molybdenum 0.031; titanium 0.023; tungsten 0.02; thousandths of antimony, lead and vanadium.

The chemical composition of cast iron in the central and near-surface zones of the castings by spectral analysis of the instrument «Leco» were determined. In these same areas Shore hardness and mi

crohardness of individual structural components of cast iron (pearlite and cementite) measured. Microhardness of cementite and pearlite measured on instrument a PMT-3 with a load 0,49N and increase of 485. The microhardness by the results of the 51 was determined. The measurement precision measuring diagonal indentation ± 0,07 $m\mu$.

The microstructure of cast iron melts experienced examined with an optical microscope MIM-8 at magnifications 100 and 200. The cast microstructure of samples according to GOST 3443-87 was evaluated. For a more accurate assessment of the number of structural components by a point Glagoleva AA [3] is determined: Huygens eyepiece 7x with a square mesh (289 nodal points), 25 fields of view with increasing 420x. The absolute error is ± 1 for a confidence level of P = 0.5.Initially, the cast iron was halved, the structure was characterized by scores: graphite content - PGf2-PGd45-PGr6-PG6, content cementite - TS4-TSp6000, metal base - Pt1-P (F0) -

* Kiriya Gennady, associate professor of the National Metallurgical Academy of Ukraine, Ph.D., professor emeritus;
Ivanova Lyudmila, professor of the National Metallurgical Academy of Ukraine, Doctor of Technical Sciences;
Hitko Mikhail, the schoolboy school number 23 in Dnepropetrovsk.
Reviewer Hrichikov Valerij ,professor, Doctor of Technical Sciences.

PD0,5.The studies found that the shape of graphite inclusions impacts of Energy has no effect. Nodule size of graphite and their distribution also remained unchanged after the energy-effects. However, the amount of graphite component in the structure of cast iron increased by 1.94 times - from 8.63 to 16.74%. The amount of cementite component structure of cast iron also increased, but only by 1.32 times - from 6.60 to 8.74%. Microhardness cementite was reduced by 28.5% after the energy-effects. The amount of pearlite in the structure of cast iron decreased by 1.1 times - from 84.77 to 74.52%. The dispersion of the perlite and its microhardness virtually unchanged. The study the hardness of cast irons before and after the energy-effects no showed of significant changes.

Thus, a significant effect of energy-information impact on quantitative structure of the investigated cast iron and cementite microhardness it was found. On such factors as size, shape and distribution of graphite inclusions impact of energy-information impact has no effect. The hardness of cast iron after the energy-effects also did not change.

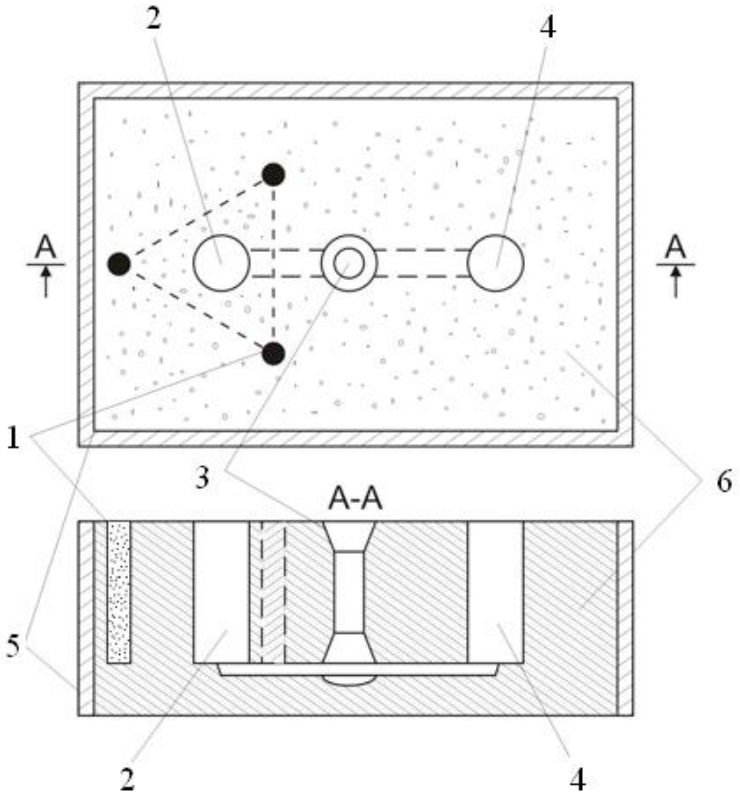


Figura 1 - The mold for the test samples:
1 - flask; 2 – moulder's mixture; 3 - gating system;
4.5 - cavity for receiving of samples;
6 - capacitors of energy-informatin impact

Conclusion. Energy-effects led to a significant increase of the amount of graphite in the cast iron structure (in 1.94 times), the amount of perlite decreased in 1,1 times and cementite increased in 1.4 times. Thus microhardness cementite decreased by 28.5%. The shape and size of graphite inclusions, dispersion of perlite, Shore hardness and microhardness of perlite energy-informatin impact virtually unchanged.

References

1. Dolgenkov I.E., Klimenko L.P., Karnauh A.I., Andrianova I.I. K voprosu ob energoinformacionnih tehnologiyh //Teoriy i praktika metallurgii. – 1999. – №1.– S. 42–47.
2. Veinik A.I. Termodinamika realnih procesov. – Minsk: Nauka i tehnika, 1991.– 576 s.
3. Saltikov S.A. Stereometricheskay metallografiy: Stereologiy metallicheskih materialov. – M.: metallurgiy, 1976. – 272 s.

Articlearrived 24.12.2014

УДК 669.187.2:620.186.14

*О.Г.Безшкуренко**

Характеристика неметалевих включень та зменшення їх впливу на затягування каналів стаканів-дозаторів при безперервній розливці вуглецевої сталі

Виконано ідентифікацію неметалевих включень в готовому прокаті та встановлено механізм їх утворень. Експериментально встановлено, що в процесі кристалізації відбувається утворення твердих НВ типу SiO_2, можливо також утворення твердих НВ глинозему. Встановлений механізм затягування каналів стаканів-дозаторів, визначений хімічний і мінералогічний склад настилів, впроваджені заходи, що усувають затягування каналів.

Achieved the identification of non-metallic inclusions in the final box office and established the mechanism of their formation. It was established experimentally that the crystallization occurs in the process the formation of solid HB type SiO2, may also be formed of solid alumina HB. The mechanism of tightening channels glasses dosing defined chemical and mineralogical composition decking, introduced measures to eliminate tightening channels.

Выполнена идентификация неметаллических включений в готовом прокате и установлен механизм их появления, Экспериментально установлено, что в процессе кристаллизации происходит создание твердых НВ типа SiO_2,,возможно также создание твердых НВ глинозема. Установлен механизм затягивания каналов стаканов-дозаторов, определен химический и минералогический состав настылей, предложены мероприятия, препятствующие затягиванию каналов.

Вступ.Утворення неметалевих включень починається в процесі виплавки сталі в сталеплавильному агрегаті. Особливо це стосується виплавки низьковуглецевих сталей, в ході виробництва яких збільшується кількість неметалевих включень як під час плавки в електропечах, так і під час розкислення. При низькому вмісті сірки в сталі основна кількість неметалевих включень представлена оксидами ендогенного походження, як результату процесу розкислення[1].

Якість безперевнолитої заготовки та стабільність процесу розливання визначають параметри технологічного процесу. Відкладення неметалевих включень на стінках стакану-дозатору зменшує швидкість розливки на МБЛЗ аж до повного припинення. Аналіз літературних даних [1 - 6] свідчить, що існують різні погляди на механізм заростання. Відповідно до запропонованого механізму автори рекомендують різні технологічні та технічні прийоми, що зменшують вплив негативного впливу заростання на швидкість розливання.

Методика досліджень. Для визначення кількості та морфології неметалевих включень (НВ) та оцінки впливу технологічних факторів на характер їх формування застосована комплексна методика металографічної оцінки характеристик НВ [7].

Для визначення зміни хімічного складу НВ по ходу виробництва металу провели плавки сталі 80КРД з відбором проб металу на початку, середині і наприкінці обробки на УПК - відповідно УПК-1, УПК-2, УПК-3, наприкінці вакуумування - ВАК, з проміжного ковша в середині розливання плавки - ПрК, безперервнолитої заготовки БЛЗ, готового прокату - ГП. Для виключення елемента випадковості на кожному етапі в один і той же час відбирали дві паралельні проби. У готовому прокаті відбирали проби від п'яти бунтів кожної плавки, результати яких потім усереднювали. Методами математичної статистики оцінювали збіжність результатів, як між паралельними пробами, так і по всіх плавках.

Розкислення напівпродукту здійснювали на випуску з печі присадками графіту (витрата передбачає навуглецьовування металу), силікомарганцю і карбіду кремнію. Для наведення рафінувального шлаку з метою знесірчення металу на зливі в ківш давали вапно і плавиковий шпат. Доведення сталі по хімічному складу проводили на установці ківш-піч присадками вапна і плавикового шпату для формування знесірчуючого шлаку, графіту, силікомарганцю, ферробору для легування і феррокальцію для остаточного розкислення. Витрата матеріалів при виплавці та позапічній обробці деяких дослідних плавок наведена у табл.1.

Безшкуренко Олексій Георгієвич, асистент НМетАУ.
Рецензент Чернятевич Анатолій Григорович, зав. від. ІЧМ НАНУ, д.т.н., професор.

Таблиця 1 - Витрата матеріалів при виплавці сталей на плавках 1 – 2

Матеріал	Витрата матеріалів на плавках сталі 80КРД на різних етапах технологічногоциклу, кг							
	Плавка 1				Плавка 2			
	Піч	Злив	УКП	ВАК	Піч	Злив	УКП	ВАК
С-дрот			113					
СіМн 73		726	119			703	111	
СаО пор			1178				1047	
CaF_2		170	432			169	463	
Графіт	318	721	201		115	793	153	
ФС75			68					
FeB –дріт			13					10
FeCa- дріт			124				78	46
SiC		370				395		
Доломіт	1268				1432			
СаО ком	8017	495			6599	554		

Результати експериментальних досліджень. На рис. 1 приведений хімічний склад НВ в готовому прокаті (плавка 1). Показано, що хімічний склад кожного з 20 НВ, проаналізованих у цій пробі індивідуальний, тобто немає будь-якого єдиного стехіометричного з'єднання, що представляє склад НВ.

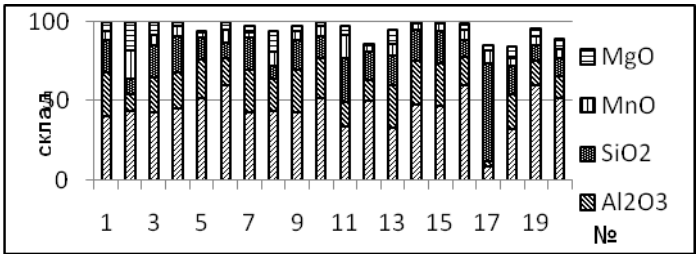


Рисунок 1 - Змінення вмісту компонентів неметалевих включень в готовому прокаті

В той же час, в більшості випадків оксидні НВ містять у своєму складі оксиди кальцію, алюмінію, кремнію, марганцю і магнію. В таблиці 2 наведені усереднені розміри та хімічний склад НВ по ходу технологічного циклу виробництва для плавок 1 та 2. В таблиці 2 показано: - 1, 2, 3 - відповідно проби, відібрані на УПК на початку, в середині и в кінціобробки; 4 - проба, відібрана після вакуумування; 5 –проба, відібрана з проміжного ковша; БЛЗ - безперервнолита заготовка; ГП – готовый прокат.

Таблиця 2 - Розміри і хімічний склад неметалевих включень по ходу виробництва сталі

№ плавки	№ проби*	Розмір НВ, мкм	Вміст, %					
			Al_2O_3	SiO_2	CaO	MnO	MgO	S**
1	1	4,9	5,29	16,79	6,72	68,78	2,43	12,57
	2	2,55	6,68	25,16	44,26	20,12	3,84	7,07
	3	2,06	1,08	15,92	69,12	8,85	5,05	2,79
	5	2,12	48,35	0	36,98	9,73	5,37	4,17
	БЛЗ	2,17	2,64	15,7	34,88	14,62	8,46	0,58
	ГП	1,87	23,85	21,07	42,42	8,48	3,53	0,57
2	1	4,09	8,0	17,8	4,10	67,66	2,46	12,9
	2	2,19	0,95	18,88	59,65	13,49	7,02	4,32
	3	1,82	2,06	13,1	9,34	12,77	3,08	1,84
	4	2,0	7,76	20,24	55,83	12,10	3,08	2,87
	5	2,25	54,22	0,37	25,03	14,56	5,81	1,24
	БЛЗ	2,56	14,59	16,0	52,04	12,27	5,09	0,52
	ГП	1,8	20,70	25,12	45,18	7,35	4,3	0,54

При впровадженні заходів по зменшенню НВ: збільшення витрати SiCa дроту, заміна футерування СК і ПрК, засипки в ПрК, захист струменів металу із стальковша і промковша, зіткнулися з проблемою збільшення затягування каналів стаканів-дозаторів, що не узгоджується з поширеною думкою про те, що основний метод боротьби із затягуванням - захист струменів металу від вторинного окислення.

Впровадження перерахованих заходів привело до значного зменшення вмісту кисню і загального і активного. В результаті температура плавлення НВ і здатність їх до налипання на стінки каналів дозаторів підвищилася. При затягуванні каналів, про що свідчило зменшення швидкості розливання, щоб уникнути втрати струмків, доводилося знімати пристрої для захисту струменів і обдувати останні киснем. У таблиці 3 приведений хімічний склад настилів на стінках стаканів-дозаторів.

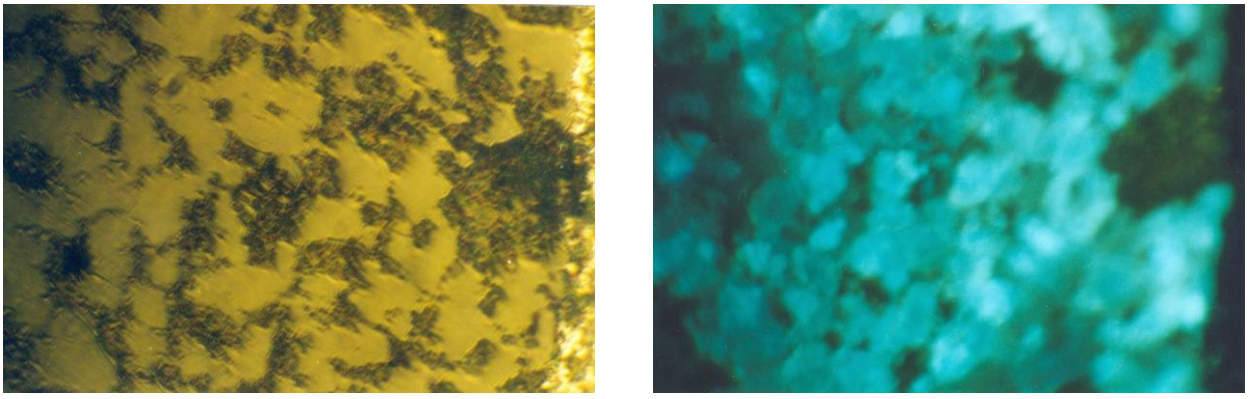
Таблиця 3 - Хімічний склад настилів на стаканах-дозаторах

Зразок	Вміст, %								
	Fe_2O_3	MnO	SiO_2	P_2O_5	MgO	Cr_2O_3	TiO_2	CaO	Al_2O_3
1	2,6	2,27	11,82	0,015	15,45	0,15	0,76	15,9	50,3
2	19,3	0,92	8,2	0,02	21,85	0,36	0,55	14,6	38,2

Зразок 1 відібраний після розливання 4 плавок, проведених з підвищеною витратою SiCa дроту і з захистом струменів металу із СК і ПрК, зразок 2-після розливання 8 плавок, причому перші 2 плавки з витратою SiCa 400 м, а починаючи з 2-ої плавки захист струменя із СК був знятий, струмінь обдувався киснем, починаючи з 3-ої плавки витрата SiCa знижувалася з 400 до 100 м.

Збільшення в результаті цих дій вмісту оксидів заліза привело до зменшення температури плавлення НВ і змиванню настилів, що дозволило привести серію без втрати струмків, тобто вищесказане припущення підтвердилося. Проте, в результаті цих дій кількість і розміри НВ збільшилися - поточний контроль показав, що в металі другої і наступних плавок зафіксовані НВ 5-го балу і цей метал не пішов по прямому призначенню, що викликало необхідність з'ясування природи утворення настилів для розробки заходу по їх ліквідації.

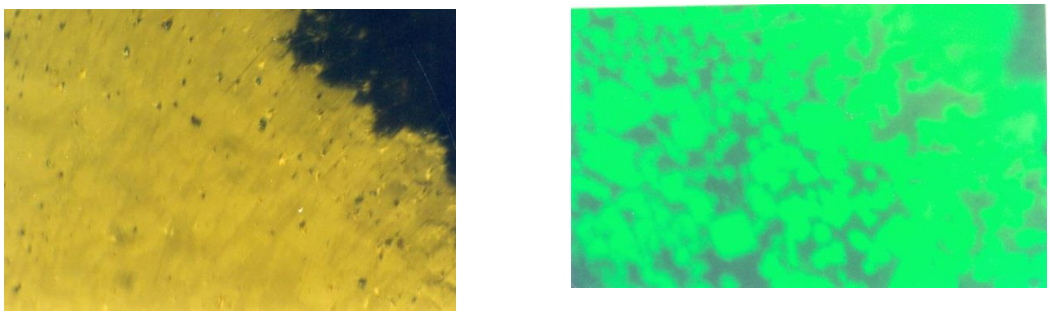
Встановлено, що структура дозатора пориста і складається з кристалів ZrO_2 розміром 15-50 мкм, що є сусідами з порами приблизно такого ж розміру (рис.2). Кристали ZrO_2люмінесцирують зеленими і ясно-зеленими; темні ділянки відповідають порам, їх розташування відповідає коричневим ділянкам на рис.2а.



а б

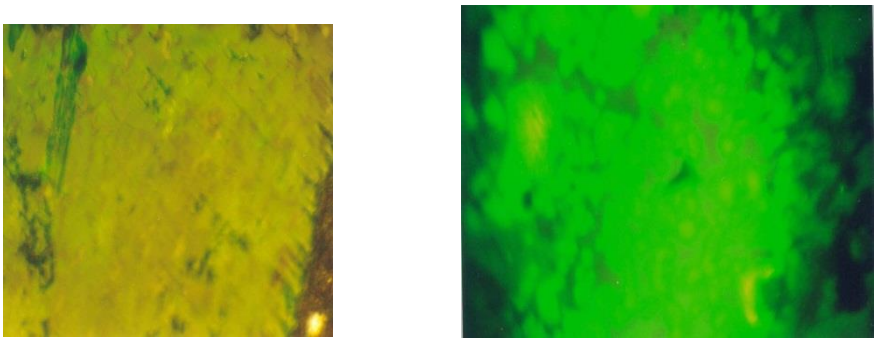
Рисунок 2 - Структура стінки дозатора (поперечний переріз - поблизу неробочої вільної поверхні. х680. а - знімок у відбитих електронах: ділянки жовтого кольору - кристали оксиду цирконію, ділянки з коричневим забарвленням - пори; б - люмінесценція в темному полі

При аналізі у відбитих електронах структура настилів на внутрішніх стінках дозаторів представляється однофазною (рис.3а, 4а), а в режимі люмінесценції в структурі настилів виразно виявляються огранованні (рис. 3б) або утворюючі практично суцільні поля (рис. 4б) кристали фази зеленого кольору, що є сусідами з фазою темного (у мікроскопі мікрозонда МС-46 - бордового) кольору. Аналіз перехідної зони між настилом і матеріалом дозатора показав, що фази, що утворюють настил, по порах проникають углиб стінки дозатора.



а б

Рисунок 3 - Структура настилів на внутрішній (робочій) поверхні дозатора плавок серії 1. х680. а - знімок у відбитих електронах: на практично суцільному темно-жовтому фоні розрізняються світліші і темніші ділянки, що відповідають різним фазам настилів, поверхня настилі - в правому верхньому кутку; б-люмінесценція в темному полі - зелені кристали - магнезійна шпінель - $MgO\text{-}Al_2O_3$, темна матриця настилі - фаза типу $CaAl_2SiO_6$(кальцієвий алюмосилікат)



а б

Рисунок 4 - Структура настилів на внутрішній (робочій) поверхні дозатора плавок серії 2. х680. а - знімок у відбитих електронах:зелено-жовте поле зі світлими та темними ділянками; в верхній частині і справа внизу поверхня настилу; б - люмінесценція в темному полі: зелені кристали - шпінель $MgO\text{-}Al_2O_3$, темні включення між кристалами шпінелікальцієвий алюмосилікат $CaAl_2SiO_6$

Глибина такого проникнення складає 2-4 мм. Сканування в характеристичному випромінюванні дозволило визначити, що у фазі настилу з гранной формою, люмінесціює зеленим кольором (рис.3б), міститься алюміній і магній, а до складу іншої складової входять кальцій і кремній (рис.3а). Кількісні розрахунки показали, що у складі фази, люмінесціює зеленим кольором, міститься 17,5 % Mg і 34,5% Al (рис.5). Цю фазу можна ідентифікувати як магнезійну шпінель, оскільки розрахунковий вміст елементів в такому з'єднанні (17,1% Mg, 37,9% Al і 45% кисню) близький до встановленого при аналізі. Температура плавлення магнезійної шпінелі - 2116°C і її наявність може бути головною причиною настилоутворення. Склад другої фази приведений в таблиці 4.

Таблиця 4 - Склад другої фази

Зміст						Значення
Ca	Al	Si	Mg	Mn	O_2	
22,4	15,1	17,7	0,9	0,6	43,3	Середнє
18,9	14,0	15,7	0,8	0,5	37,3	Мінімальне
26,7	15,3	19	1,1	0,6	49,7	Максимальне

З відомих в літературі кальцієвих алюмосилікатів досить близьким по складу до спостережуваного в настиліє з'єднання гроссуляр складу $2CaO\ Al_2O_3\ 3SiO_2$(26,6% CaO; 12% Al; 18,7%, 42,6% кисню). Температура плавлення цього з'єднання 1542°C, що теж вище за температуру розливання. Статистичний аналіз дозволив встановити залежність швидкості розливання (V м/мін) від змісту Al (%) в сталі і температури металу в СК (t,^{O}C):

$V = 3{,}19 - 0{,}206 \cdot Al \cdot 10^3$ r = 0,85 (1)

$V = 11{,}44t \cdot 10\text{-}3 - 14{,}54$ r = 0,85 (2)

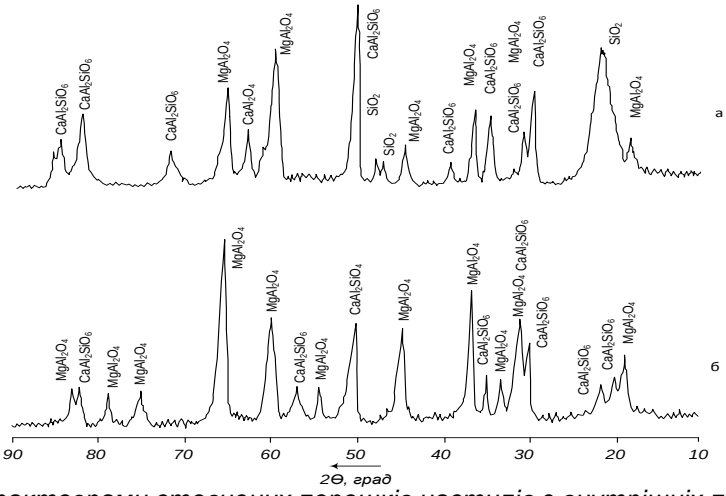


Рисунок 5 - Діфрактограми стовчених порошків настилів з внутрішніх поверхонь дозаторів плавок серії 1(а), серії 2(б)

Підвищення температури металу для виключення затягування склянок-дозаторів не може бути рекомендоване, оскільки з підвищенням температури підвищується ураженість БЛЗ внутрішніми і кутовими тріщинами, скорочується зона рівноосних кристалів. Єдиний реальний спосіб - обмеження вмісту Al в сталі, що було реалізовано заміною глиноземистого футерування СК на магнезитову і застосуванням для розкислювання і легування карбіду кремнію, Al (Al у феросиліції до 6%). В результаті різко зменшилися випадки затягування каналів склянок-дозаторів.

Висновки.1.Як встановлено дослідженнями, НВ в готовому прокаті, що впливають на якість сталі, представлені як включеннями, що перейшли з рідкого металу (в основному), так і твердими НВ, що утворилися при кристалізації. Експериментально встановлено, що в процесі кристалізації відбувається утворення твердих НВ типу - iO_2(вміст SiO_2 збільшується з нуля до 17-21%), CaO (з 32 до 45%), можливо також утворення твердих НВ глинозему. Міра деформації НВ при плющенні в 2,6 разу нижче, ніж міра деформації металу.

2.Встановлений механізм затягування каналів стаканів-дозаторів, визначений хімічний і мінералогічний склад настилів, впроваджені заходи, що усувають затягування каналів. Головною причиною настилоутворення є магнезійна шпінель (17,1%Mg, 37,9% Al і 45% O) з температурою плавлення 2116°C. Для зниженнязатягування стакану при розливанні обмежений вміст алюмінію в сталі шляхом заміни глиноземистого футерування стальковша на магнезитову і застосуванням для розкислювання і легування карбіду кремнію.

Бібліографічний список

1. Явойский В.И. Неметаллическиевключения и свойства стали./ Явойский В.И., Рубенчик Ю.И., Оксенко А.П. – М.: Металлургия. 1980. -176 с.
2. Дюдкин Д.А Совершенствованиетехнологиинепрерывнойразливкинизкокремнистых марок стали /Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В., Акулов В.В. и др. -Бюллетеньнаучно-технической и экономическойинформации.– 2007.– Выпуск 8.– С. 35–37.
3. Смирнов А.Н.Процессынепрерывнойразливки. / Смирнов А.Н., Пилюшенко В.Л., Минаев А.А. и др. – Донецк: ДонНТУ, 2002. – 536 с.
4. Смирнов А.Н. Непрерывнаяразливка стали / А.Н. Смирнов, С.В. Куберский, Е.В. Штепан. – Донецк: ДонНТУ, 2011. – 482 с.
5. Смирнов А.Н.Непрерывнаяразливкасортовой заготовки: монография / СмирновА.Н., КуберскийС.В., Подкорытов А.Л. и др. – Донецк: Цифроваятипография, 2012. – 417 с.
6. Пащенко А.В.Отработкатехнологииобработкинизкокремнистых марок стали кальцийсодержащейпроволокой с учетомулучшениятехнологическихпараметровразливки стали на МНЛЗ на ОАО «АМК». /Пащенко А.В., Горяинова Т.В., Акулов В.В., ОАО «Алчевскийметаллургический-комбинат»http://uas.su/conferences/2010/50let/14/00014.php
7. Губенко С.И. Неметаллические включения в стали. /Губенко С.И., Парусов В.В., Деревянченко И.В.-Д.: Арт-пресс, 2005.-536 с.

Стаття надійшла 12.12.2014

UDK 669.187.2:620.186.14

*A.Bezshkurenko**

Characteristics of non-metallic inclusions and reduce their impact on the delay CHANNELS cup dispenser in the continuous casting of carbon steel

Achieved the identification of non-metallic inclusions in the final box office and established the mechanism of their formation. It was established experimentally that the crystallization occurs in the process the formation of solid HB type SiO2, may also be formed of solid alumina HB. The mechanism of tightening channels glasses dosing defined chemical and mineralogical composition decking, introduced measures to eliminate tightening channels.

Виконано ідентифікацію неметалевих включень в готовому прокаті та встановлен механізм їх утворень. Експериментально встановлено, що в процесі кристалізації відбувається утворення твердих НВ типу SiO2, можливо також утворення твердих НВ глинозему. Встановлений механізм затягування каналів стаканів-дозаторів, визначений хімічний і мінералогічний склад настилів, впроваджені заходи, що усувають затягування каналів.

Выполнена идентификация неметаллических включений в готовом прокате и установлен механизм их появления, Экспериментально установлено, что в процессе кристаллизации происходит создание твердых НВ типа SiO_2,,возможно также создание твердых НВ глинозема. Установлен механизм затягивания каналов стаканов-дозаторов, определен химический и минералогический состав настылей, предложены мероприятия, препятствующие затягиванию каналов.

Entry. Formation of nonmetallic inclusions begins in the process of smelting of steel in a steel-smelting unit. Especially it touches smelting of low-carbon steels, during the production of which increases the number of non-metallic inclusions both during melting in electric furnacesand during desoxydating. Under low content of sulphur in steel the amount of non-metallics is presented by the oxides of endogenous origin, as to the result of process of desoxydating [1].

Quality of continuously cast billet and stability of process casting of steel determine the parameters of technological process. The sediments of nonmetallics on walls to the metering glass-device reduce speed of casting on SSM up to the complete freezing. Analysis of literary data [1 - 6] shows that different looks are to the mechanism of overgrowing. In accordance with the offered mechanism authors recommend different technological and technical receptions which reduse influence of negative overgrowing on speed of cast.

Methodology of researches. For determining the amount and morphology of non-metallic inclusions (NI) and estimation influence of technological factors on character of their forming is used complex methodology of metallography estimation of descriptions of NI [7].

For determination of change of chemical composition of NI for the step of production of metal conducted melting of steel 80 KRD with sampling of metal at the beginning, to the middle and at the end of treatment on ILF - accordingly ILF-1, ILF-2, ILF-3, at the end of vacuumizing is VAC, from an intermediate scoop in a middle pouring of melting - IB, continuously-poured purveyance of CCB, prepared rent - PR. For the exception of element of chance on every stage at one and the same time took away two parallel tests. In the prepared rent took away tests from five rebelling of every melting, the results of which then average. Estimated convergence of results the methods of mathematical statistics, both between parallel tests and on all melting.

Desoxydating of intermediate product carried out on producing from a stove by the additives of graphite (an expense provides for to the carbonization metal), to the silicomanganese and carbide of silicon. For aiming of refined slag with the aim of desulphurization of metal on a thundershower in a scoop gave a lime and fluor-spar. Leading to the permanent on chemical composition conducted on setting a scoop-stove by the additives of lime and fluor-spar for forming of desulphurization slag; to the graphite, silicomanganese, ferroboron for alloying and calcium ferrite for the final desoxydating. Expense of materials at smelting and out-of-furnace treatment of some experienced melting it is resulted in a table.1

*Bezshkurenko Aleksej,assistant NMetAU.
Reviewer Chernyatevich Anatoliy professor, Doctor of Technical Sciences.

Table 1 - Expense of materials at smelting of сталей on melting 1 – 2

Material	An expense of materials is on melting of steel of 80KRD on the different stages of technological cycle, kg							
	Melting 1				Melting 2			
	Stove	Angered	ILF	VAK	Stove	Angered	ILF	VAK
C-wire			113					
CiMn-73		726	119			703	111	
CaOpowder			1178				1047	
CaF_2		170	432			169	463	
Graphite	318	721	201		115	793	153	
FC75			68					
FeB-wire			13					10
FeCa-wire			124				78	46
SiC		370				395		
Dolomite	1268				1432			
CaO commas	8017	495			6599	554		

Results of experimental researches. On rice. 1 chemical composition over of NI is brought in the prepared rent (melting 1). It is shown that chemical composition each of 20 NI, analysed in this test individual, id est there is not any only stoichiometrical connection which presents composition of NI.

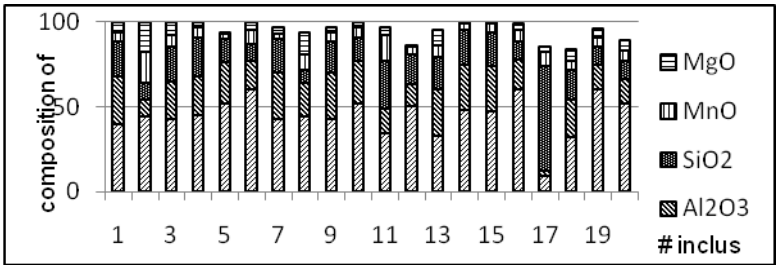


Figura 1 - A change of content of components of nonmetallics is in the prepared rent

At the same time, in most cases oxide NI contain in the composition the oxides of calcium, aluminium, silicon, manganese and magnesium. In a table 2 усереднені sizes over and chemical composition of NI are brought for the step of technological cycle of production for melting 1 and 2. In a table 2 it is shown: - 1, 2, 3 - accordingly tests, selected on ILF at the beginning, in a middle и at the end of treatment; 4 is a test, selected after vacuumizing; 5 - sample, selected from an intermediate scoop; CCB is the continuously-poured purveyance; PR is prepared rent.

Table 2 - Sizes and chemical composition of nonmetallics for the step of production are permanent

№ melting	№ tests*	Size NI, mkm	Content, %					
			Al_2O_3	SiO_2	CaO	MnO	MgO	S**
1	1	4,9	5,29	16,79	6,72	68,78	2,43	12,57
	2	2,55	6,68	25,16	44,26	20,12	3,84	7,07
	3	2,06	1,08	15,92	69,12	8,85	5,05	2,79
	5	2,12	48,35	0	36,98	9,73	5,37	4,17
	CCB	2,17	2,64	15,7	34,88	14,62	8,46	0,58
	PR	1,87	23,85	21,07	42,42	8,48	3,53	0,57
2	1	4,09	8,0	17,8	4,10	67,66	2,46	12,9
	2	2,19	0,95	18,88	59,65	13,49	7,02	4,32
	3	1,82	2,06	13,1	9,34	12,77	3,08	1,84
	4	2,0	7,76	20,24	55,83	12,10	3,08	2,87
	5	2,25	54,22	0,37	25,03	14,56	5,81	1,24
	CCB	2,56	14,59	16,0	52,04	12,27	5,09	0,52
	PR	1,8	20,70	25,12	45,18	7,35	4,3	0,54

At introduction of measures on diminishing of NI : increase of expense of SiCa of wire, replacement of lining-up of SL and tundish, filing up in tundish, defence of streams of metal from steel ladle and tundish, ran into the problem of increase of tightening of channels of metering glasses-devices, that does not comport with widespread opinion that a basic method of fight against tightening is protecting of streams of metal from secondary oxidization.

Introduction of the transferred measures resulted in the considerable diminishing to content of oxygen and general and active. As a result temperature of melting of NI and ability them to sticking on the walls of channels of metering devices rose. At tightening of channels, what diminishing to speed of pouring testified to, in order to avoid the loss of brooks, it was to take off devices for defence of streams and blow the last oxygen. In a table 3 chemical composition over of flooring is brought on the walls of metering glasses-devices.

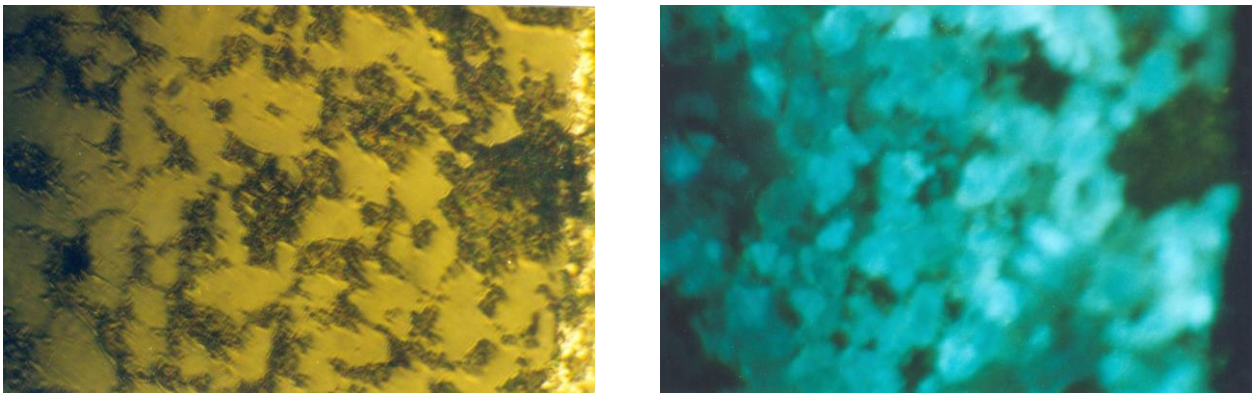
Table 3 - Is Chemical composition of flooring on metering glasses-devices

Standard	Content, %								
	Fe_2O_3	MnO	SiO_2	P_2O_5	MgO	Cr_2O_3	TiO_2	CaO	Al_2O_3
1	2,6	2,27	11,82	0,015	15,45	0,15	0,76	15,9	50,3
2	19,3	0,92	8,2	0,02	21,85	0,36	0,55	14,6	38,2

Standard 1 selected after pouring of a 4 melting, conducted with the increased expense of SiCa of wire and with defence of streams of metal from SL and tundish, standard of the 2-after pouring a 8 melting, thus the first 2 melting with the expense of SiCa a 400 m, and beginning from the 2th melting defence of stream from SL was taken off, a stream was blown by oxygen, beginning from the 3th melting the expense of SiCa went down from 400 to a 100 m

An increase over as a result of these actions content of oxides of iron brought to diminishing of temperature melting of NI and washing off of flooring, which allowed to bring series over without the loss of brooks, id est aforesaid supposition was confirmed. However, as a result of these actions an amount and sizes of NI increased - current control showed that in the metal of the second and next melting NI of 5th point and this metal is fixed did not go on the direct setting which caused the necessity of finding out of nature of formation of flooring for development of measure for their liquidations.

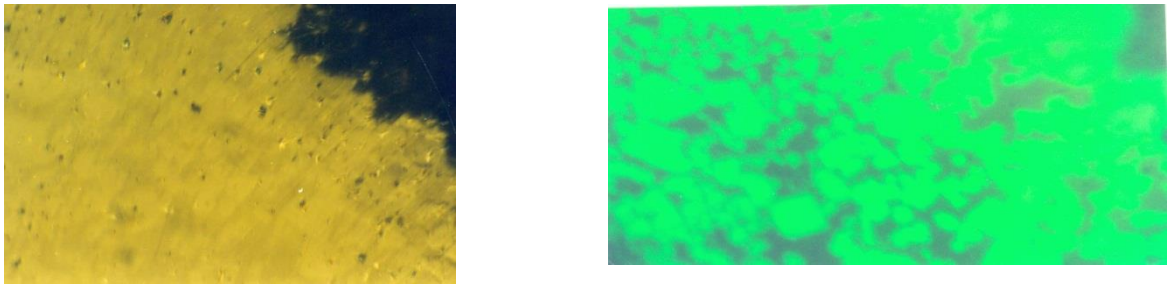
It is set that the structure of metering device is porous and consists of crystals of ZrO_2 the size of 15-50 mkm, that is neighbours with the pores of approximately the same size (rice.2). Crystals of ZrO_2 of fluoresces green and chlorine; dark areas answer pores, their location answers brown areas on рис.2а.



a b

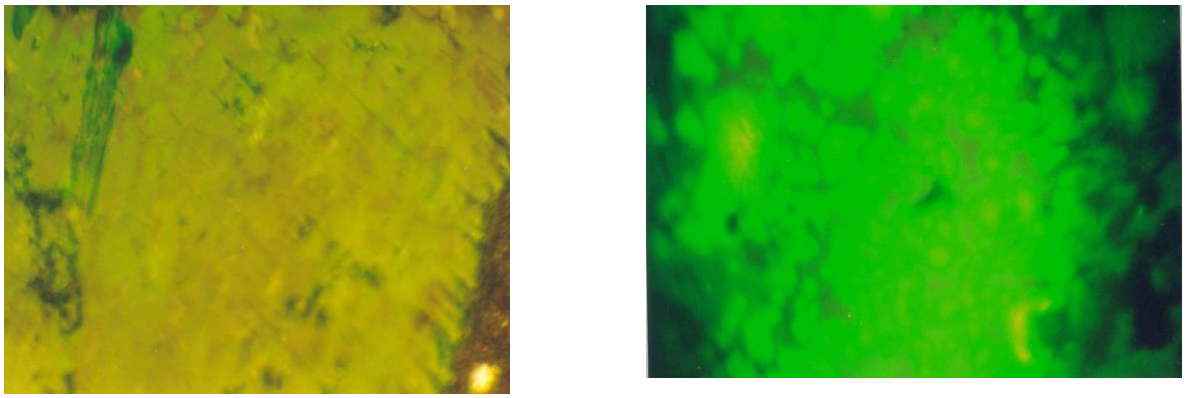
Figura 2 - Is Structure of wall of metering device (transversal cut - near-by non-working free-form. x680. and is a picture in the removed electrons: areas of yellow are crystals of oxide of zirconium, area with the brown colouring are pores; b - is luminescence in the dark field.

At an analysis in the removed electrons the structure of flooring on the midwalls of metering devices appears monophase (fig.3а, 4а), and in the mode of luminescence in the structure of flooring distinctly the cut (fig. 3б) or formative practically continuous fields (fig. 4б) appear crystals phases of green color, which are neighbours with the phase (in the microscope of microprobe of MC-46 - claret) of sad-coloured. The analysis of transitional area showed between flooring and material of metering device, that phases which form flooring, the walls of metering device impenetrate on pores.



a b

Figura 3 - It is Structure of flooring on the internal (to working) surface of metering device of melting of series 1. x680. and is a picture in the removed electrons: more light and more dark areas which answer the different phases of flooring differentiate on a practically continuous darkly-yellow background, surface flooring - in a right overhead corner; b-luminescence in the dark field is green crystals - magnesia spinel - MgO - Al_2O_3, dark matrix flooring is a phase as $CaAl_2SiO_6$ (calcium aluminosilicate).



а б

Figura 4 - Structure of flooring on the internal (to working) surface of metering device of melting of series 2. x680. and is a picture in the removed electrons: the green-yellow field with light and dark areas; in overhead part and on the right down surface of flooring; бu is luminescence in the dark field: green crystals are a spinel of MgO - Al_2O_3, dark including between crystals spinels calcium aluminosilicate of $CaAl_2SiO_6$.

The depth of such penetration folds a 2-4 mm of Scan-out in a characteristic radiation allowed to define that in the phase of flooring with a sided form, fluoresces by a green color (fig.3б), there are an aluminium and magnesium, and a calcium and silicon (fig.3a) enter in the complement of other constituent. Quantitative calculations showed that in composition a phase, luminescence by a green color, contained 17,5 % Mg and 34,5% of Al (fig.5). This phase can be identified as magnesia spinel, as calculation content of elements in such connection (17,1% of Mg, 37,9% of Al and 45% oxygen) is near to set at an analysis. A temperature of melting of magnesia is spinels - 2116°C and her presence can be main reason of scaffolding. Composition over of the second phase is brought in a table 4.

Table 4 - Is Composition of the second phase

Table of contents						Value
Ca	Al	Si	Mg	Mn	O_2	
22,4	15,1	17,7	0,9	0,6	43,3	average
18,9	14,0	15,7	0,8	0,5	37,3	Minimum
26,7	15,3	19	1,1	0,6	49,7	Maximal

From known in literature of calcium aluminosilicate near enough on composition to looked after in flooring there is connection of гроссуляр will lay down 2CaO of Al_2O_3 $3SiO_2$ (26,6% of CaO; 12% of Al; 18,7%, to 42,6% oxygen). Temperature of melting of this connection of 1542°C, that also higher than temperature of pouring. A statistical analysis allowed to set dependence of speed of pouring (V of m/of mines) on maintenance of Al (%) at steel and temperature of metal in SL (t, ^{O}C) :

V = 3,19 - 0,206 · Al·of 103 r = 0,85 (1)

V = of 11,44t ·10-3 - 14,54 r = 0,85 (2)

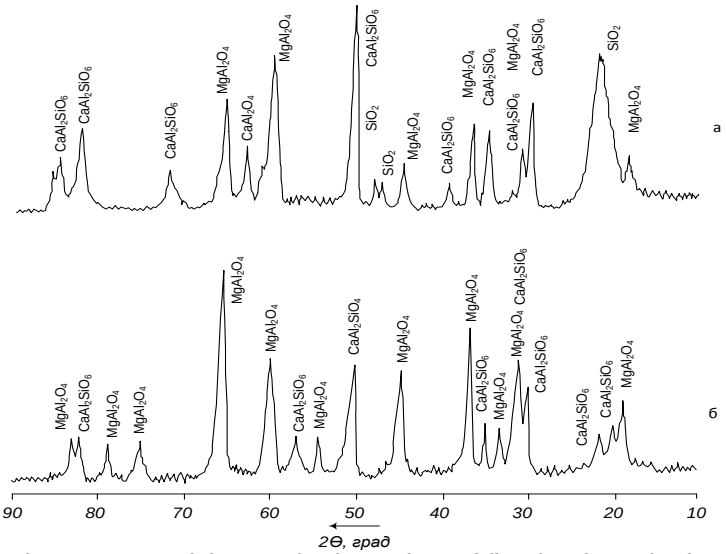


Figura 5 - Diffraction patterns of the crushed powders of flooring from the internal surfaces of metering devices of melting of series 1(а), series 2(б)

An increase of temperature of metal for the exception of tightening of metering glasses-devices can not be recommended, as with the increase of temperature the staggered of CCB rises by internal and angular cracks, an equiaxed zone grows short. The only real method is limitation of content of Al in steel, that it was realized by substituting of the aluminous lining of SL by magnesite and application for desoxydating and alloying of carbide of silicon, Al (Al in a ferrosilicon to 6%), that does not contain. As a result the cases of tightening of channels of metering glasses-devices diminished sharply.

Conclusions.1. As set by researches, NI in the prepared rent, that influence on quality of steel, presented by both including which passed from a liquid metal (mainly) and hard NI, that appeared during crystallization. It is experimentally set that in the process of crystallization there is formation of hard NI as SiO_2 (content of SiO_2 increases from the ground up to 17-21%), CaO (from 32 to 45%), possibly also formation of hard NI of alumina. Measure of deformation of NI at rolling at 2,6 time below than measure of deformation of metal.

2. Set mechanism tightening of channels in metering glasses-devices, chemical and mineralogical composition of flooring, inculcated measures which remove tightening of channels, is certain. By main reason of scaffolding a magnesia spinel (17,1% - Mg, 37,9% - Al , 45% - O) with the temperature of melting of 2116°C. For the decline of tightening to glass at pouring the limited content of aluminium in steel by the way of replacement of the aluminous lining of steel ladle on magnesite and application for desoxydating and alloying of carbide of silicon.

References

1. YavoyskiyV.I. Nemetallicheskievklyucheniyaisvoystvastali./ ofYavoyskiyV.I., RubenchikYu.I., OksenkoA.P. - M.: Metallurgiya. 1980. - 176 s.
2. Dyudkin D.A Sovershenstvovanie tehnologii nepreryivnoy razlivki of nizkokremnistyih brands became / Dyudkin D.A., Kisilenko V.V., Akulov V.V. i dr. - Byulleten of nauchno-tehnicheskoy i ekonomicheskoy informatsii.- 2007.- Vyipusk 8.- S. 35-37.
3. Smirnov A.N. Protsessyi nepreryivnoy razlivki. / Smirnov A.N., Pilyushenko V.L., Minaev A.A. i dr. - Donetsk: DonNTU, 2002. - 536 s.
4. Smirnov A.N. Nepreryivnaya razlivka became / A.N. Smirnov, S.V. Kuberskiy, E.V. Shtepan. - Donetsk: DonNTU, 2011. - 482 s.
5. Smirnov A.N. Nepreryivnaya razlivka of sortovoy purveyance : monografiya / Smirnov A.N., Kuberskiy S.V., Podkoryitov A.L. i dr. - Donetsk: Tsifrovaya of tipografiya, 2012. - 417 s.
6. Paschenko A.V. Otrabotka tehnologii obrabotki of nizkokremnistyih brands became kaltsiysoderzhaschey provolokoy s uchetom uluchsheniya tehnologicheskih parametrov razlivki became on MNLZ on OAO «AMK». / Paschenko A.V., Goryainova T.V., Akulov V.V., OAO «Alchevskiy of metallurgicheskiy kombinat» http://uas.su/conferences/ 2010/50let/14/00014.php
7. Gubenko S.I. Nemetallicheskie vklyucheniya in became. / Gubenko S.I., Parusov V.V., Derevyanchenko I.V.-D.: Art-press, 2005.-536 s.

Articlearrived 12.12.2014

УДК 621.7.014.2

*І.В.Добров**

Експериментальне визначення ковзання циліндричної заготовки при осадці плоским пуансоном

Розроблена методика і виконані експериментальні і теоретичні дослідження кінематики шарів матеріалу циліндричної заготовки на контактній поверхні плоского пуансона при вільній осадці. Встановлено, що ковзання заготовки здійснюється по всій контактній поверхні з різною інтенсивністю і отримані рівняння для визначення швидкості ковзання для заданих умов деформації.

Developed a method and performed experimental and theoretical studies of the kinematics of the material layers cylindrical workpiece on the contact surface of the flat punch with loose upsetting. It was established that the workpiece is carried out by sliding the entire contact surface with varying intensity and obtain an equation for the slip velocity for the given conditions of deformation.

Разработана методика и выполнены экспериментальные и теоретические исследования кынематики слоев материала цилиндрической заготовки на контактной поверхности плоского пуансона при свободной осадке. Установлено, что скольжение заготовки осуществляется по всей контактной поверхности с разной интенсивностью и получены уравнения для определения скорости скольжения при заданных условиях деформации.

Постановка проблеми. Процес осадки, є одним з найбільш розповсюджених методів обробки матеріалів тиском вільною ковкою [1-2]. В зв'язку з цим теоретичні дослідження енергосилових параметрів процесу осадки, які базуються на уточнених уявленнях про контактну взаємодію інструменту і заготовки є актуальними і багато в чому залежать від дії сил зовнішнього тертя в процесі осадки [3-5]. У теперішній час загальноприйнятим положенням вважається, що у залежності від геометричних параметрів заготовки і величини коефіцієнта тертя на контактній поверхні має місце зона прилипання заготовки, де діє «неповна сила тертя» [4-7].

Мета дослідження. Визначення кінематики шарів матеріалу заготовки на контактній поверхні осередка деформації при вільній осадці симетричної заготовки плоским пуансоном.

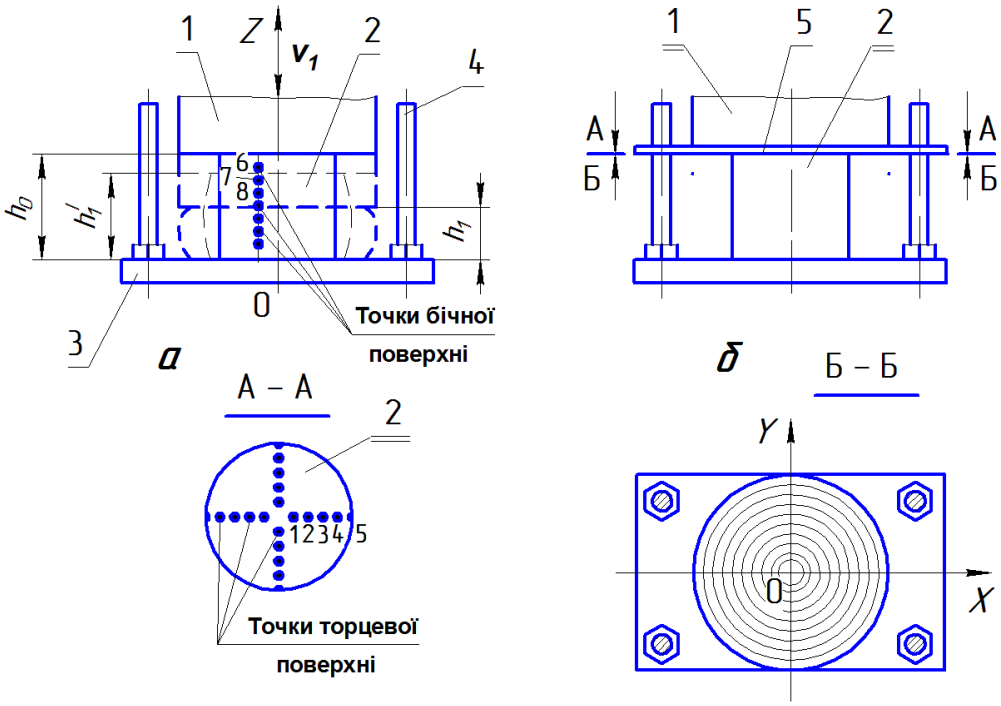


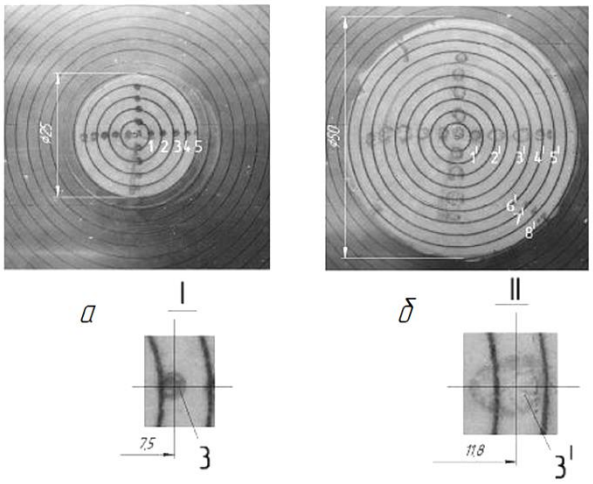
Рисунок 1 – Схема експерименту: а – при осадці зразка 2; б – при вимірюванні положення контрольних точок контактної поверхні зразка 2 до і після осадки

Метод дослідження. Дослідження ковзання точок поверхні циліндричної заготовки по поверхні пуансона виконували за наступною методикою (рис. 1). Плоским бойком 1 зі швидкістю v_1 робили ступінчасту осадку циліндричного зразка 2 вихідною висотою h_0і діаметром d_0, який встановлювався на основі 3 з закріпленими на цій основі направляючими

*Добров Ігор Владиславович, зав.каф.НМетАУ, д.т.н., професор.
Рецензент Буравльов Ігор Борисович, д.т.н.,професор.

стійками 4, до проміжної висоти $h_1^{|}$, $h_2^{||}$ і кінцевої висоти h_1 (діаметром d_0) з коефіцієнтом обтиснення $\mu = h_0 / h_1$. Попередньо темним лаком наносився ряд точок (1,2,3,4,5 перетин А-А) на торцевій поверхні зразка і боковій поверхні зразка (6,7,8,9,10 рис. 1, а). Зміна положення цих точок в процесі ступінчастої осадки визначали шляхом фотографування контактної поверхні зразка в результаті його ступінчастої осадки. Для фотографування торцевої поверхні зразка перед осадкою і у процесі осадки на направляючих стійках 4 встановлювалася прозора пластина 5 з нанесеною на неї координатною сіткою у вигляді концентричних кіл (перетин Б-Б на рис. 1). Результати цифрової фотографії оброблялися з використанням графічного редактора АСКОН, що дозволяє отримати високу точність вимірювання геометричних розмірів точок матеріалу заготовки на торцевій поверхні [6].

Результати дослідження. На рис. 2 наведені фотографії торцевої поверхні циліндричного зразка з пластиліну на початку осадки (рис. 2, *а*) і при осадці на величину $\Delta h = h_0 - h_1 \approx 18$ мм (рис. 2, *б*).



Виноски I і II – поверхні заготовки біля точок 3 і 3|

Рисунок 2 – Зовнішня торцева поверхня пластилінового зразка: а – перед осадкою (h_0≈24мм, d_0≈25мм); б – після осадки з коефіцієнтом обтиснення по висоті μ≈4

Збільшення діаметра контактної поверхні заготовки відбувається за рахунок появи на цій поверхні шарів матеріалу зсередини заготовки, які забезпечують збільшення розмірів точок $1^{|},2^{|},3^{|},4^{|},5^{|}$(виноска II) у порівнянні з розмірами точок 1,2,3,4,5 (виноскаI), і за рахунок появи на контактній поверхні точок $(6^{|},7^{|},8)$ з бокової поверхні зразка. При цьому точки заготовки, розташовані на контактній поверхні в положенні 1,2,3,4,5 (рис. 2, *а*) переміщуються відносно осі симетрії зразка у напрямку до його бокової поверхні, займаючи положення $1^{|},2^{|},3^{|},4^{|},5$ (див. рис. 2, *б*), а точки, які переходять з бокової поверхні на контактну поверхню, переміщуються відносно рухомої бокової поверхні зразка у напрямку до осі його симетрії. Координата по осі OX для кожної *i*-ої ($i = 1,2,\ldots,8$) точки поверхні заготовки (темні точки на рис 2, *а*, *б*) відносно осі симетрії складала:

- до початку осадки для точок 1,…,5 $\forall_{i=1}^{5} x_i$,для точок 6,7,8 $\forall_{i=6}^{8} x_i = l_0 = 0{,}5d_0$;

- після осадки для точок$1^{|},2^{|},\ldots,8^{|}$ $\forall_{i=1}^{8} x_i$.Враховуючи характер появи точок матеріалу заготовки на контактній поверхні, швидкість руху цих точок ($v_{i\Sigma}(x)$) уздовж осі OX буде складатися з переносної швидкості [8], яка відповідає середній швидкості нормального перетину матеріалу, яка визначається за рівнянням [3]

$$\forall_{i=1}^{8} v_x(x) = v_1 \frac{x_i(1 - h_1 / h_0)}{\Delta h}, \qquad (1)$$

і відносній швидкості переміщення *i*-ої точки поверхні загоовки

$$v_{i,om}(x) = \frac{\Delta s_i}{dt} = \frac{\Delta s_i}{dx}\frac{dx}{dt} = v_x(x)\frac{\Delta s_i}{dx},$$

де Δs_i – відносне переміщення *i*-ої точки (*i*=1,2,…,8) в процесі осадки.

Переміщення нормальних перетинів уздовж осі OX , які на момент закінчення осадки зразка проходили крізь центри точок $1^{|},2^{|},\ldots,8$складають

$$\forall_{i=1}^{8} s_{ix} = v_{ix}\Delta t = v_{ix}\frac{\Delta h}{v_1} = x_i^{||}(1-h_1/h_0) = x_i^{|} - x_i^{||}, \quad (2)$$

де $\forall_{i=1}^{8} x_i^{||}$ – координата *i*-ої розрахункової точки торцевої поверхні заготовки, яка повинна знаходитися на відстані $x_i^{||}$ від осі симетрії зразка, щоб потрапити в точку $x_i^{|}$ при переміщенні цієї точки заготовки зі швидкістю $v_x(x)$.

Відповідно положення торцевої поверхні зразка $1^{|},2^{|},\ldots,8$до осадки складало

$$\forall_{i=1}^{8} x_{pi}^{||} = \frac{x_i^{|}}{2-h_1/h_0}$$

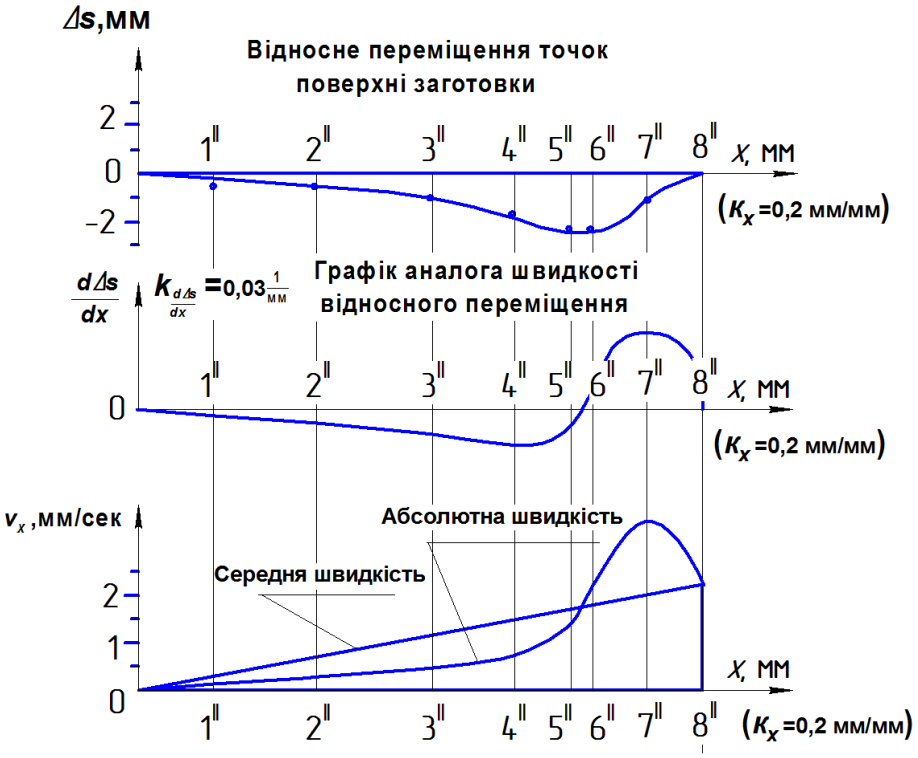
або $\forall_{i=1}^{8} x_{pi}^{||} = x_i^{|} - s_{ix}$. (3)

Якщо координати $x_i^{||}$ цих точок $1_p^{||},2_p^{||},\ldots,8_p^{||}$ відкласти на поверхні зразка до початку осадки, то відносне переміщення кожної *i*-ої точки у процесі осадки визначається рівнянням

$$\forall_{i=1}^{8} \Delta s_i = x_{pi}^{||} - x_i. \quad (4)$$

На рис. 3 наведений графік $\Delta s = \varphi(x)$ для умов осадки зразка згідно рис. 2 і даним табл. 1. На основі цього графіка шляхом його графічного диференціювання отриманий графік $\frac{d\Delta s}{dx} = \varphi(x)$ [8], на основі якого визначається швидкість відносного переміщення $v_{om}(x) = v_1\frac{d\Delta s}{dx}$. Швидкість переміщення точок зовнішньої поверхні заготовки $v_\Sigma(x)$ у процесі осадки визначається з врахуванням переносної швидкості $v_x(x)$ (1) і відносної $v_{om}(x)$.

$$v_\Sigma(x) = v_x(x) + v_{om}(x) = x_x(x)(1+\frac{d\Delta s}{dx}) = v_1\frac{x(1-h_1/h_0)}{\Delta h}(1+\frac{d\Delta s}{dx}). \quad (5)$$



$\Delta s = \varphi(x)$ – *відносне переміщення точок торцевої поверхні заготовки;*

$\frac{d\Delta s}{dx} = \varphi_1(x)$ – *аналог відносної швидкості;*

$v_\Sigma = \varphi_2(x)$ – *абсолютна швидкість точок торцевої поверхні заготовки*

Рисунок 3– Кінематика матеріалу заготовки на контактній поверхні в процесі осадки

Таблиця 1 – Вихідні дані для розрахунку кінематичних параметрів осадки циліндричного зразка з пластиліну (d_0=25мм, h_0=25мм, μ=3,6)

№ точки	x_i, мм (рис. 2, *а*)	$x_i^{\vert}$, мм (рис. 2, *б*)	s_{ix}, мм (2)	$x_i^{\vert\vert} = x_i^{\vert} - s_i$, мм (рис. 2, *а*, *б*)	$\Delta s_i = x_i - x_i^{\vert\vert}$, мм (рис. 2, *б*)
1	2,5	3,2	1,5	1,7	0,7
2	4,9	7,4	3,5	3,9	1
3	7,5	11,8	5,6	6,2	1,3
4	9,9	15,5	7,3	8,2	1,6
5	11,9	18,2	8,6	9,6	2,3
6	12,5	19,0	9,0	10	2,5
7	12,5	21.3	10,1	11,2	1,2
8	12,5	23,75	11,25	12,5	0

Аналогічні результати були отримані при осадці на гідравлічному пресі заготовок (d_0=25мм, h_0=25мм, μ=3,6) з свинцю та алюмінієвого сплаву.

Аналіз результатів дослідження. Приведений графік ковзання $v_\Sigma(x,z=h(t)) \neq k v_x(x,t)(k=const)$ і його характер обумовлений як переміщенням точок торцевої поверхні заготовки, які були на цій поверхні до осадки, так і точок матеріалу заготовки, які з'явилися на торцевій поверхні в результаті осадки зсередини заготовки і з її бокової поверхні при бочкоутворенні.

Висновки.

Встановлено, що на всій контактній поверхні циліндричної заготовки і плоского пуансона в процесі вільної осадки відбувається відносне ковзання матеріала заготовки. Однак, для визначення переміщення точок торцевої поверхні заготовки по інструменту поблизу осі симетрії заготовки необхідна висока точність вимірювання переміщення цих точок.

Розроблена методика вимірювання переміщення точок матеріалу заготовки по контактній поверхні інструмента з використанням сучасної реєструючої апаратури і програмних продуктів.

Показано, що швидкість переміщення точок матеріалу торцевої поверхні заготовки представляє швидкість, яка складається з переносної швидкості, обумовленої переміщенням точок матеріалу, які були на цій поверхні до осадки і відносної швидкості, обумовленої появою нових точок матеріалу заготовки на торцевій поверхні в процесі осадки зсередини заготовки і її бічній поверхні.

Бібліографічний список

1. Кухар В.В. Розвиток наукових основ безрівчакового профілювання заготовок та удосконалення технології об'ємного штампування на пресах: Автореф. дис.: доктора. технич. наук: 05. 03. 05; захищена 30.04.2013: затверджена 10. 10. 2013 / Кухар Володимир Валентинович. – Дніпропетровськ, 2013. – 36 с.
2. Марков О.Е. Ресурсосберегающие технологические процессы ковки крупних поковок из слитков: монография / О.Е. Марков, И.С. Алиев. – Краматорск: ДГМА, 2012. –324 с.
3. Грудев А.П. Трение и смазка при обработке металлов давлением. Справ. Изд. / А.П. Грудев, Ю.В. Зильберг, В.Т. Тилик – М.: Металлургия, 1982. – 312 с.
4. Алиев И. С. Методы и устройства для исследования контактного пластического трения при объемно пластическом деформировании / И.С. Алиев, К. Крюгер // Кузнечно-штамповочное проиводство. – 2008. – № 1. – С. 3–11.
5. Воронцов А.Л. Теория бочкообразования заготовки при осадке / А.Л. Воронцов // Производство проката. – 2007. – № 5. – С. 2–11.
6. А.А. Динник. Обработка металлов давленим / Динник А.А. Черногоров Л.Б. //: Научн. тр. ДМетИ. М.: Металлургия, 1967, вып. LII, с. 239-245.
7. Кожевников С.Н. Теория механизмов и машин. 2-е изд., перераб. и доп. / С.Н. Кожевников – Киев: Машгиз, 1964. – 674 с.

Стаття надійшла 12.12.2014

УДК 621.7.014.2

*I.Dobrov**

The experimental determination of sliding cylindrical workpiece at upsetting flat punches

Developed a method and performed experimental and theoretical studies of the kinematics of the material layers cylindrical workpiece on the contact surface of the flat punch with loose upsetting. It was established that the workpiece is carried out by sliding the entire contact surface with varying intensity and obtain an equation for the slip velocity for the given conditions of deformation.

Розробленаметодикаівиконаніекспериментальніітеоретичнідослідженнякінематикишарівматеріалуциліндричноїзаготовкинаконтактнійповерхніплоскогопуансонапривільнійосаді. Всатновлено, щоковзаннязаготовкиздійснюєтьсяповсійконтактнійповерхнізрізноюінтенсивністюіотриманірівняннядлявизначенняшвидкостіковзаннядлязаданихумовдеформації.

Разработана методика и выполнены экспериментальные и теоретические исследования кынематики слоев материала цилиндрической заготовки на контактной поверхности плоского пуансона при свободной осадке. Установлено, что скольжение заготовки осуществляется по всей контактной поверхности с разной интенсивностью и получены уравнения для определения скорости скольжения при заданных условиях деформации.

Formulation of the problem. The process of upsetting is one of the most common methods of processing materials free forging pressure [1-2]. In this context, theoretical studies of power parameters upsetting process, based on the revised notions of contact interaction between tool and workpiece is relevant and largely depend on the forces of friction during upsetting [3-5]. Currently accepted position is considered that depending on the geometric parameters of the workpiece and the coefficient of friction on the contact surface area occurs where the workpiece acts sticking "incomplete friction force" [4-7].

The purpose of the study. Definition of the kinematics of the workpiece material layer on the contact surface deformation zone at the upsetting-free symmetric workpiece flat punch.

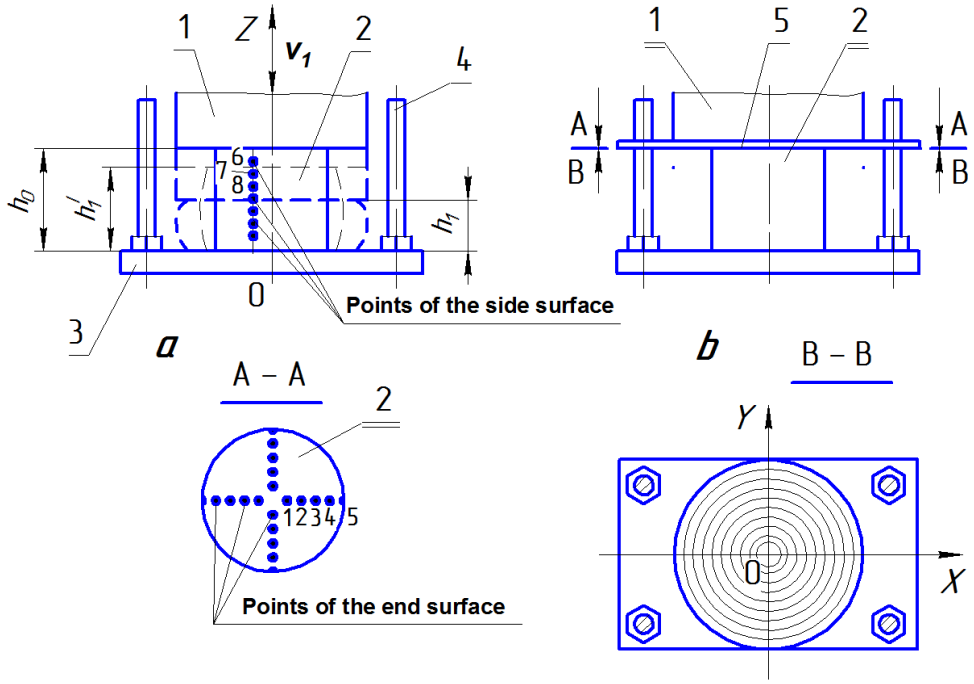


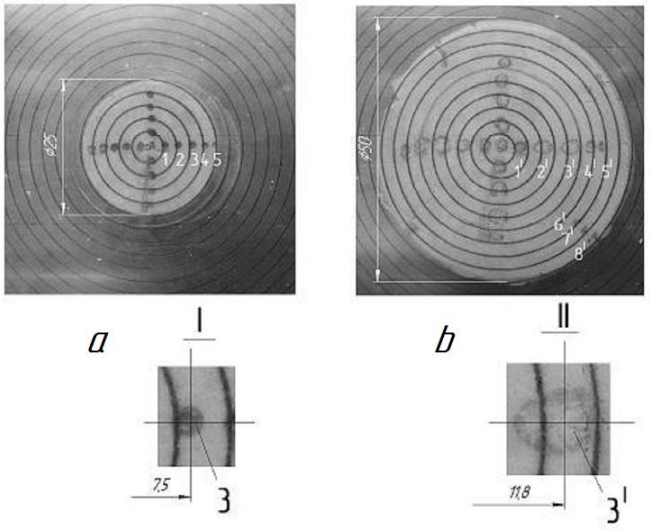
Figura 1 – Schematic of the experiment: a - at the upsetting sample 2; b - when measuring the position of control points of the contact surface 2 of the sample before and after upsetting

Method of research. Investigation of the cylindrical sliding surface points on the surface of punch workpiece performed by the following method (Fig. 1). Flat die 1 at a speed v_1 produced a step upsetting of a cylindrical sample 2 of the original height $h_0$and diameterd_0, which was established on the basis of 3 fixed on the basis of this rack rails 4, to an intermediate height$h_1^{|}$, $h_2^{||}$ and final height h_1 (diameter d_0)

Dobrov Igor, *professor, Doctor of Technical Sciences.*
Reviewer Buravlev Igor,professor, Doctor of Technical Sciences.

with a reduction ratio $\mu = h_0 / h_1$. Pre dark varnish applied several points (1,2,3,4,5-section A-A) on the end surface of the sample and the sample side surface (6,7,8,9,10 Fig. 1a). Change the position of these points in the process step precipitation was determined by photographing the contact surface of the scapular as a result of its speed upsetting. For photographing the end surface of the sample before and during the draft of upsetting on the rack rails 4 establishes a transparent plate 5 coated with its grid in the form of concentric circles (section B-B. at Fig. 1). The results of digital photos were processed using a graphical editor ASCON that enables high precision measurement of geometric parameters of upsetting [6].

The results of the research. Fig. 2 shows photographs of the end surface of the cylindrical sample from clay at the beginning of rainfall (Fig. 2a) and on the magnitude of the upsetting $\Delta h = h_0 - h_1 \approx 18$mm (Fig. 2b), from which it follows.



Callouts I and II - the workpiece surface in the vicinity of points 3 and 3'

Figura 2 - The outer end surface of plasticine sample: a - before precipitation ($h_0 \approx 24$mm, $d_0 \approx 25$mm); b - after precipitation with a reduction ratio of height $\mu \approx 4$

Increasing the diameter of the contact surface of the workpiece is due to the appearance of the surface layers of the material inside the workpiece which provide an increase in the size of points 1|,2|,3|,4|,5| (callout II) compared with the dimensions of the points 1,2,3,4,5 (callout I), and by the appearance on the surface of the contact points (6|,7|,8|) with the lateral surface of the sample. At this point the workpiece disposed on the contact surface at 1,2,3,4,5 position (Fig. 2a) are moved relative to the symmetry axis of the sample in a direction toward its periphery, occupying position 1|,2|,3|,4|,5| (Fig. 2b), and the points that are transferred from the side surface of the contact surface is moved relative to the movable side of the sample surface towards its axis of symmetry. Axis coordinate for each i-th point of the workpiece surface (black dots in Fig. 2a, b) with respect to the axis of symmetry was as follows:

- prior to precipitation points 1,…,5 $\underset{i=1}{\overset{5}{\forall}} x_i$, for the points 6,7,8 $\underset{i=6}{\overset{8}{\forall}} x_i = l_0 = 0{,}5d_0$;

- after precipitation for the points 1|,2|,…,8| $\underset{i=1}{\overset{8}{\forall}} x_i$.

Given the nature of the appearance of points of workpiece material on the contact surface, the velocity of these points ($v_{i\Sigma}(x)$) along the axis OXwill consist of a portable speed [8] corresponding to the average speed of the normal section of the material, which is defined by the equation [3]

$$\underset{i=1}{\overset{8}{\forall}} v_x(x) = v_1 \frac{x_i(1 - h_1 / h_0)}{\Delta h}, \quad (1)$$

and a relative moving speed of i-th point of the workpiece surface

$$v_{i,om}(x) = \frac{\Delta s_i}{dt} = \frac{\Delta s_i}{dx}\frac{dx}{dt} = v_x(x)\frac{\Delta s_i}{dx},$$

where - the relative movement of i-th point (i=1,2,…,8) during the upsetting.

Normal sections move axiallyOX, at the time of closure which upsettings sample passes through the center points 1|,2|,…,8| constitute

$$\underset{i=1}{\overset{8}{\forall}} s_{ix} = v_{ix}\Delta t = v_{ix}\frac{\Delta h}{v_1} = x_i^{||}(1 - h_1 / h_0) = x_i^{|} - x_i^{||} \quad (2)$$

Where $\underset{i=1}{\overset{8}{\forall}} x_i^{||}$ – coordinate of the i-th point of the estimated end surface of the workpiece, which should be located at a distance $x_i^{||}$ from the axis of

symmetry of the sample in order to get to the point $x_i^{|}$ when you move this point with the speed of the workpiece $v_x(x)$.

Accordingly, the position of the end points of the sample surface 1|,2|,…,8| to upsetting is

$$\forall_{i=1}^{8} x_{pi}^{||} = \frac{x_i^{|}}{2 - h_1 / h_0}$$

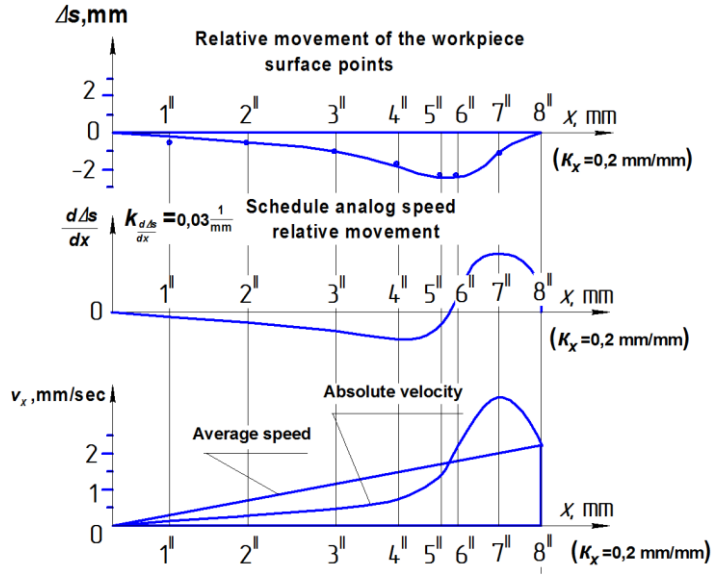
$$\text{or } \forall_{i=1}^{8} x_{pi}^{||} = x_i^{|} - s_{ix}. \quad (3)$$

If the coordinates $x_i^{||}$ of points $1_p^{||}, 2_p^{||}, ..., 8_p^{||}$ on the sample surface to defer before upsetting, the relative movement of each i-th point in the precipitation process is determined by the equation

$$\forall_{i=1}^{8} \Delta s_i = x_{pi}^{||} - x_i. \quad (4)$$

Fig. 3 is a graph of upsetting conditions for the sample as shown in Fig. 2 and the data of Table 1. Based on this graph by its graphic differentiation obtained graph $d\Delta S/dx=\varphi(x)$ [8], on the basis of which is determined by the speed of the relative movement $v_{om}(x)=v_1(d\Delta S/dx)$. The speed of displacement of the points of the outer surface of the preform during the upsetting is determined based on the drive speed $v_x(x)$ (1) and relative $v_{om}(x)$.

$$v_\Sigma(x) = v_x(x) + v_{om}(x) = x_x(x)\left(1 + \frac{d\Delta s}{dx}\right) = v_1 \frac{x(1 - h_1/h_0)}{\Delta h}\left(1 + \frac{d\Delta s}{dx}\right). \quad (5)$$



$\Delta s = \varphi(x)$ *– relative movement between the end points of the workpiece surface;*

$\frac{d\Delta s}{dx} = \varphi_1(x)$ *– analogue relative velocity;* $v_\Sigma = \varphi_2(x)$ *– absolute velocity of the end points of the workpiece surface*

Figura 3 – Kinematics of workpiece material on the contact surface during upsetting

Table 1 – Initial data for the calculation of kinematic parameters of cylindrical patterns of plasticine (d_0=25mm, h_0=25mm, μ=3,6)

№ point	x_i, mm (Fig. 2, *a*)	$x_i^{|}$, mm (Fig. 2, *b*)	s_{ix}, mm (2)	$x_i^{||} = x_i^{|} - s_i$, mm (Fig. 2, *a*, *b*)	$\Delta s_i = x_i - x_i^{||}$, mm (Fig. 2, *b*)
1	2,5	3,2	1,5	1,7	0,7
2	4,9	7,4	3,5	3,9	1
3	7,5	11,8	5,6	6,2	1,3
4	9,9	15,5	7,3	8,2	1,6
5	11,9	18,2	8,6	9,6	2,3
6	12,5	19,0	9,0	10	2,5
7	12,5	21.3	10,1	11,2	1,2
8	12,5	23,75	11,25	12,5	0

Similar results were obtained with a hydraulic press upsetting pieces (d_0=25mm, h_0=25mm, μ=3,6)

made of lead and aluminum.

Analysis of the results of the research. The above schedule slip $v_{\Sigma}(x,z=h(t)) \neq kv_x(x,t)$ ($k=const$)is caused by the movement of the points as the end surface of which were on this surface to upsetting, and the points of the workpiece material appearing on the face as a result of upsetting inside the workpiece and its lateral surface at barrel distortion.

Conclusions.

Found that the entire contact surface of the cylindrical workpiece and the punch during the flat free relative sliding occurs precipitation of the workpiece material. However, to determine the movement of points on the end surface of the tool near the axis of symmetry of the blank requires a high precision measurement of the relative displacement of these points.

The technique of measuring the displacement of the points of the workpiece material at the contact surface of the tool using modern recording equipment and software.

It has been shown that the rate of movement of the material points is the end surface of the speed, which is composed of the drive speed of the material due to the movement of the points that were on the surface to precipitation and the relative velocity due to the appearance of new points of the workpiece material at the end surface during the upsetting inside the workpiece and its lateral surface.

References

1. Kuhar V.V. Rozvitok naukovih osnov bezrivchakovogo profiljuvannja zagotovok ta udoskonalennja tehnologiї ob'ємnogo shtampuvannja na presah: Avtoref. dis.: doktora. tehnich. nauk: 05. 03. 05; zahishhena 30.04.2013: zatverdzhena 10. 10. 2013 / Kuhar Volodimir Valentinovich. – Dnipropetrovs'k, 2013. – 36 s.
2. Markov O.E. Resursosberegajushhie tehnologicheskie processy kovki krupnih pokovok iz slitkov: monografija / O.E. Markov, I.S. Aliev. – Kramatorsk: DGMA, 2012. . –324 s.
3. Levanov A.N. Kontaktnoe trenie v processah obrabotki metallov davleniem / A.N. Levanov, V.L. Kolmogorov, S.P. Burkin i dr. – M.: Metallurgija, 1976. – 416 s.
4. Grudev A.P. Trenie i smazka pri obrabotke metallov davleniem. Sprav. Izd. / A.P. Grudev, Ju.V. Zil'berg, V.T. Tilik – M.: Metallurgija, 1982. – 312 s.
5. Aliev I.S. Metody i ustrojstva dlja issledovanija kontaktnogo plasticheskogo trenija pri ob#emno plasticheskom deformirovanii / I.S. Aliev, K. Krjuger // Kuznechno-shtampovochnoe proivodstvo. – 2008. – № 1. – S. 3–11.
6. Voroncov A.L. Teorija bochkoobrazovanija zagotovki pri osadke / A.L. Voroncov // Proizvodstvo prokata. – 2007. – № 5. – S. 2–11.
7. A.A. Dinnik. Obrabotka metallov davleniem / Dinnik A.A., Chernogorov L.B. // Nauchn. tr. DMetI. M.: Metallurgija, 1967, vyp. LII, s. 239-245.
8. Kozhevnikov S.N. Teorija mehanizmov i mashin. 2-e izd., pererab. i dop. / S.N. Kozhevnikov – Kiev: Mashgiz, 1964. – 674 s.

Articlearrived 12.12.2014

УДК 338.242:539.219.2:621.791.019

*Ю.О.Діннік, Г.С.Макеєва**

Аналіз та класифікація методів зменшення залишкових напружень при розробці проекту підвищення надійності у зварних з'єднаннях металевих конструкцій

З метою створення проекту підвищення надійності та ресурсу роботи зварних конструкцій металевих з'єднань проаналізовані позитивні та негативні сторони використовуваних в даний час методів зменшення в них залишкових напруг і розроблено класифікацію цих методів

With the aim of creating a project to improve the reliability and the service life of welded structures metal compounds, the positive and negative aspects of currently used methods of reducing in them the residual stresses were analyzed and the classification of these methods were devised.

С целью создания проекта повышения надежности и ресурса работы сварных конструкций металлических соединений проанализированы позитивные и негативные стороны использования в настоящее время методов уменьшения в них остаточных напряжений и разработана класификация этих методов.

Постановка проблеми. Технологічний процес зварки використовується в машинобудівній, нафтогазовій та інших видах промисловості. При автоматизації технологічного процесу зварки необхідно вирішувати проблему комплексного управління параметрами процесу, що впливають на якість формування зварного з'єднання. Застосування для цих цілей локальних систем управління часто не забезпечує необхідної якості. У зв'язку з цим, проблема створення систем управління одночасно декількома параметрами, що впливають на формування шва, є актуальною.

Зварні з'єднання конструкцій зараз використовуються в багатьох галузях промисловості. На якість і довговічність, міцність зварного з'єднання і всієї конструкції в цілому впливає залишкова напруга і деформація металу.

В останні роки величезна увага у всьому світі приділяється як процесу управління методами зварних з'єднань так і методам обробки зварних з'єднань. Практика виготовлення зварних конструкцій з різних марок сталей і сплавів показує, що отримані зварні з'єднання часто мають інші характеристики міцності, ніж основний метал. Викликано це в першу чергу залишковими механічними напруженнями, які призводять до появи різного роду дефектів, таких як, утворення тріщин, стрес-корозійних розтріскувань, прискореному протіканню корозійних процесів та інших дефектів.

Розширення або скорочення об'єму металу від нерівномірного нагрівання або охолодження, а також від структурних перетворень утворюють власні, або внутрішні деформації та напруги при зварюванні. Зварювальні напруги можуть також призвести до утворення тріщин у зварному з'єднанні, особливо вони небезпечні в тому випадку, коли пластичність металу невелика.

Якщо температурні напруги в процесі нагрівання будуть вище межі текучості матеріалу, то після зняття нагріву в тілі зразка залишаться залишкові напруги. Цей механізм їх утворення характерний для всіх процесів зварювання, пов'язаних з плавленням металу.

Актуальність теми. У зв'язку з розвитком виробництва забезпечення надійності та збільшення строку експлуатації металоконструкцій набуває все більшої актуальності. При цьому необхідно прагнути до того, щоб задоволення зростаючих потреб народного господарства відбувалося не за рахунок збільшення загального обсягу виробництва зварних конструкцій, а за рахунок покращення якості та збільшення строку їх експлуатації.

Аналіз існуючих публікацій. Зниження залишкових напружень в зварних з'єднаннях металевих конструкцій є поширеною темою для вивчення, оскільки залишкові напруги можуть істотно впливати на якість і довговічність експлуатації зварних з'єднань конструкцій[1-11]. Так, вплив концентрації напруги зварного шва на запас міцності конструкції проаналізовано авторами [1], міцність зварних з'єднань, деформацію конструкцій, залишкові напруги, що виникають в процесі зварювання - авторами [2,3], методи зняття залишкових напруг, враховуючи різну специфіку зварних конструкцій - авторами [1,2,10].

Постановка завдання. Метою даної роботи є пропозиція класифікації існуючих методів зниження залишкових напружень в зварних металевих конструкціях і вибір оптимального на основі виявлення позитивних та негативних сторін досліджених методів.

Методи зняття залишкових напружень у металевих конструкціях.Проведений аналіз існуючих методів зменшення залишкової напруги в металі і запобігання деформації в металевих з'єднаннях конструкцій, дозволив існуючі методи об'єднати в чотири групи, представлені на рисунку 1.

1. Інженерні методи включають:

– раціональне проектування зварних виробів, що полягає в розташуванні зварних швів по можливості ближче до центру ваги поперечного пере-

Діннік Юлія Олександрівна, доцент НМетАУ, к.т.н.;
Макеєва Ганна Сергіївна,аспірант НМетАУ.
Рецензент Кадильникова Тетяна Михайлівна, зав.каф.НМетАУ, д.т.н.,професор.

різу з метою зменшення згинальних моментів від усадкових сил;

– раціональний вибір способу і режимів зварювання з метою зменшення вкладання тепла в метал і таким чином зменшення епюри залишкових поздовжніх пластичних деформацій укорочення, що є, в основному, відповідальними за залишкові напруження і деформації.

Рисунок 1 – Методи зняття залишкових напружень у металевих конструкціях

2. Термічні методи включають:

– при зварюванні листів прагнути до можливо більш рівномірному їх розігріву з метою зменшення кутових деформацій.

– термічну правку після зварювання, яку здійснюють у процесі ступінчастого гартування після досягнення температури початку мартенситного перетворення;

– попередній підігрів перед зварюванням, при якому виникає часткове гартування біляшовної зони, що запобігає виникненню тріщин;

– застосування термічної пічної або локальної обробки зварних виробів, направлене на покращення властивостей зони зварного з'єднання;

– застосування складально-зварювального оснащення з охолодженням, що дозволяє зробити процес установки та обертання виробів при зварюванні більш ефективним та економічним за використанням часу та трудових ресурсів.

3. Механічні методи включають:

– застосування активного навантаження зварювальних елементів в процесі зварювання,що дозволяє прискорити процес отримання нероз'ємних з'єднань за допомогою встановлення міжатомних зв'язків між частинами, що зварюються;

–статичне навантаження після зварювання, що дозволяє зменшити деформацію та отримати релаксацію напруження;

– прокатку тонкостінних зварних з'єднань після зварювання, що усуває деформації, викликані поздовжньої усадкою (подовження металу в поперечному напрямку невелике і не компенсує поперечну усадку від зварювання);

4. Імпульсні методи включають:

– застосування ультразвукової ударної обробки (технологія заснована на обробці поверхні зварного шва і зони термічного впливу бойками з низькочастотними ультразвуковими коливаннями, в результаті чого в приповерхневому шарі відбуваються подрібнення зерна і перерозподіл небезпечних залишкових напружень з тих що розтягують на ті, що с тискають, це дозволяє знизити власні напруги і стабілізувати структуру металу в зварному з'єднанні);

– застосування вибухової обробки, що відбувається завдяки зіткненню деталей, і утворюється кумулятивний струмінь металу, що зварює деталі;

– застосування вібраційної обробки, яку використовують для металоконструкцій з вуглецевих сталей, чавунів, алюмінієвих і титанових сплавів (суть методу полягає в тому, що використовуючи віброзбудник, визначають резонансні частоти системи «зварна конструкція - віброзбудник», проводять віброобробку на обраних резонансних частотах у діапазоні

10-120 Гц, тривалість обробки, необхідної для зняття напружень, становить кілька хвилин.

Інженерні методи зняття залишкової напруги відіграють значну роль у процесі виробництва металевих конструкцій, оскільки раціональна послідовність процесу зварювання може істотно скоротити залишкове напруження в металі, запобігти деформації. На стадії розробки технології раціонально шви розміщувати в зонах найбільшої жорсткості, що зменшить напруження стиснення в

елементах конструкції. Розташовувати зварні шви по можливості ближче до центру ваги поперечного перерізу з метою зменшення згинальних моментів від усадкових сил. При розрахунку зварних з'єднань необхідно враховувати вид з'єднання, спосіб зварювання (автоматичний, напівавтоматичний, ручний) і зварювальні матеріали, що відповідають основному матеріалу конструкції. Оскільки зварювальні деформації залежать від кількості введеної при зварюванні енергії, доцільно призначати мінімально необхідні розміри швів.

Цей метод можна використовувати при виготовленні складних зварних конструкцій в поєднанні з іншими методами.

Термічна обробка зняття залишкових напруг була довгий час основним видом зняття залишкових напруг [5]. Але даний вид обробки не завжди усуває недоліки зварювального з'єднання, іноді він вносить додаткові концентрації механічних напруг, дефекти у вигляді окалини, шлаку, кольори мінливості, часто підвищує вартість процесу зварювання у зв'язку зі значними витратами енергетичних і фінансових ресурсів, транспортними витратами, вантажно-розвантажувальними витратами, витратами на територію для остаточного охолодження оброблених виробів. Все це ускладнює технологію виготовлення металоконструкцій зваркою і робить процес ємним за часом. Тому застосовування більш раціональні та ефективні методи зняття залишкових напруг є актуальним.

Основна ефективність використання складально-зварювального оснащення з охолодженням полягає у збільшенні інтенсивності тепловідведення із зони зварювання, що затримує в часі початок розвитку поперечного скорочення і сприяє швидшому його завершенню на нижчій швидкості. До того ж, відведення тепла із зони зварювання локалізує поперечне скорочення в прилеглій до шва ділянці. Керуючи параметрами охолоджуючого пристрою, можна ефективно впливати на характер термічного циклу і тим самим регулювати кінцеві властивості зварного з'єднання, які визначаються як структурою металу з'єднання, так і характером розподілення залишкових деформацій [4].

Механічні методи припускають фізичний вплив, активне навантаження під час зварювання, статичне навантаження після зварювання, прокатку тонкостінних зварних з'єднань (до 12 мм).

Залежно від конструкції виробів, величини деформації, типу матеріалу та його термічного стану використовують холодну правку із застосуванням статичних або динамічних навантажень.

Холодна правка заснована на розтягуванні стислих ділянок деформованого металу. Залежно від конструкції, виду і величини деформації холодну правку можна виконувати різними способами. Найбільш простий-проковка стислої частини виробу. Її застосовують для порівняно невеликих виробів з тонколистових матеріалів. Таким же чином вдається усувати випуклі частини в листових деталях, здійснюючи проковку з країв деталі і переміщаючись до її центру. Найбільш часто холодну правку здійснюють з додатком статичних, без ударних навантажень. Для цієї мети використовують ручні преси, частіше гвинтові, спеціальні пристосування для правки, сталеві пуансони для обтиску на механізованих пресах, а також прокатку на тривалкових станах або розтягнення на спеціальних верстатах. Для тіл обертання з тонколистових матеріалів можуть застосовуватися обкатка сталевими роликами або калібрування на розтискних оправках.

Одним з імпульсних методів зняття залишкових напруг є вибухова обробка зварних з'єднань за допомогою шнурових зарядів вибухової речовини [8]. Сутність її полягає в тому, що ударна хвиля стиснення, що виникає внаслідок детонації подовжених зарядів вибухової речовини, що розташовуються в зоні зварного шва, викликає локальні пластичні деформації металу. Після проходження хвилі навантаження напружений стан зварного зразка, як цілого, порушується, і слідом за короткочасним процесом впливу вибуху, слідує відносно повільний процес встановлення в зразку нового стану рівноваги.

Метод вибухової обробки відрізняється ефективністю і економічністю, дозволяє обробляти найрізноманітніші типи зварних з'єднань, обходитися без дорогого обладнання та витрат електроенергії. Однією з позитивних сторін даного методу є використання його в польових умовах, коли важко застосувати інші методів впливу на напружений стан зварних з'єднань. Вибухове навантаження може бути використано для обробки монтажних стиків після зварки при будівництві магістральних трубопроводів в важкодоступній місцевості. Істотним недоліком даного методу є слабка контрольованість процесу вибуху і схильність порушення техніки безпеки, локальне, нерівномірне поширення ударної хвилі.

Одним із ефективних методів є ультразвукова ударна обробка [9]. Імпульсні і циклічні напруги, що ініціюються ультразвукової ударної обробкою, а також стискають напруги в приповерхневих шарах пластично деформованого металу обумовлюють зниження рівня залишкових зварювальних напружень на 25-50%. Підвищення опору втоми зварних з'єднань обумовлюється впливом двох основних чинників: зниженням залишкових зварювальних напруг, що розтягують, і поверхневим пластичним деформуванням металу на ультразвукової частоті, що призводить до утворення сприятливих напружень стиснення в зонах концентраторів. Ультразвукова ударна обробка, також як і термообробка, створює в обробленій (околошовній) зоні стискаючі напруги, де до обробки в процесі зварювання утворилися розтягуючі напруги, що є позитивним фактором з позиції експлуатаційної надійності зварної конструкції. При цьому ультразвукова ударна обробка надає більш ефективний вплив на перерозподіл залишкових зва-

рювальних напружень, у порівнянні з термообробкою.

Метод низькочастотної віброобробки призначений для зняття залишкових механічних напруг в металоконструкціях великих розмірів, з підвищеними характеристиками міцності. При використанні методу відбувається визначення власної частоти металоконструкції, після чого конструкція піддається вібраційної обробці на цій частоті протягом 15-20 хвилин, в результаті чого відбувається перерозподіл механічних напруг. Зниження залишкових напружень в процесі вібрації досягається в результаті поєднання напруг (вібраційних і залишкових), при певних значеннях яких матеріал стає пластичним.Метод низькочастотної віброобробки [7] має переваги перед іншими методами в тому, що дозволяє обробляти як і малі за розміром, так і великогабаритні конструкції понад 1000 тонн. Також віброобробка має ряд переваг перед термообробкою: відпадає необхідність печі, немає необхідності в транспорті і в пошуку території тимчасового зберігання, час обробки знижується до мінімуму, там, де раніше обробляли один виріб, при цьому методі може бути оброблено значно більше виробів. При серійному випуску виробів, обробка може проводитися на вібростенді і вестись автоматично за таймером. Низькочастотна обробка на резонансних частотах знімає напруження в металі, повертаючи металоконструкцію до вихідного геометричного стану. Вібростабілізація оброблюваних деталей дозволяє досягти високої точності при механічній обробці.

Сукупність заощаджень на кожному етапі віброобробки дає відчутний економічний ефект в цілому. Якщо порівнювати економічний ефект кожного методу, їх вплив на навколишнє середовище, умови праці робітників, інші фактори, то економічно привабливим можна назвати метод віброобробки деталей.

Вібраційна обробка є умовою створення ефективного зварювального виробництва, гарантує економічність, якість, надійність, безпеку та конкурентоспроможність продукції.

Висновки.

1. Проведено аналіз існуючих методів зменшення залишкової напруги в металевих конструкціях.
2. Запропонована класифікація методів зменшення залишкової напруги
3. Наведені переваги методу віброобробки для зменшення залишкових напружень в зварних конструкціях, в порівнянні з іншими методами.
4. В результаті аналізу обраний методвіброобробки, якій дозволить впровадити в виробництво проект підвищення надійності та ресурсу роботи зварних конструкцій металевих з'єднань.

Бібліографічний список:

1. Влияние остаточных напряжений в сварных соединениях трубопроводных систем на прочность при эксплуатационных нагрузках / Б.О. Яхно // Вісник Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут»: серия «Машиностроение». – 2011. – № 63. – С. 107-111.
2. Бигер, И.А. Остаточные напряжения / И.А. Бигер. – М.: Машгиз, 1963. – 233 с.
3. Антонов, А.А. Исследование технологических остаточных напряжений в сварных соединениях магистральных трубопроводов / А.А. Антонов, О.И. Стеклов, Ю.В. Сидорин // Заготовительные производства в машиностроении. –2010. – №3. – С.13-18.
4. Антошина, Т.В. Влияние остаточных напряжений на устойчивость пластин, предварительно напряженных локальным термическим воздействием / Т.В. Антошина // Збірник наукових праць Українського науково-дослідного та проектного інституту сталевих конструкцій ім. В.М. Шимановського. – 2009. – № 4. – С. 181-186.
5. Николаев, Г.А. Сварные конструкции. Прочность сварных соединений и деформации конструкций: Учебное пособие. / Г.А. Николаев, С.А. Куркин, В.А. Винокуров. – М.: Высшая школа, 1982. – 272с.
6. Зварювання тонколистових конструкцій / І.З. Засядьмо // Наукові вісті НТУУ «КПІ». – 2010. – №5. – С. 81-87.
7. Лащинский А.А. Конструирование сварных химических аппаратов. Справочник. / А.А. Лащинський. – Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1981. – 382с.
8. Петров, А.Ф. Вибрационная обработка для снятия напряжений / А.Ф. Петров // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1990. – № 1. С. 45-52.
9. Петушков, В.Г. Формирование остаточных напряжений в сварных соединениях при обработке взрывом / В.Г. Петушков // Проблемы прочности. – 1986. – № 12. – С. 37-40.
10. Стадников, Е.Ш. Технология ультразвуковой ударной обработки как средство повышенной надежности и долговечности сварных металлоконструкций / Е.Ш. Статников, В.О. Муктепавел // Сварочное производство. – 2003. – №4. – С.25-29.
11. Столяров, В.И. Свариваемость высокопрочных сталей для газопроводных труб большого диаметра / В.И. Столяров, И.Ю. Пышмынцев, Л.А. Ефименко [и др.] // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2008. – № 3. – С.39-47.

Стаття надійшла 06.11.2014

УДК 338.242:539.219.2:621.791.019

*U.Dinnik, G.Makeyeva**

Analysis and classification methods of reducing residual stress in the project elaboration improve the rellability in welded joints of metal structures

With the aim of creating a project to improve the reliability and the service life of welded structures metal compounds, the positive and negative aspects of currently used methods of reducing in them the residual stresses were analyzed and the classification of these methods were devised.

З метою створення проекту підвищення надійності та ресурсу роботи зварних конструкцій металевих з'єднань проаналізовані позитивні та негативні сторони використовуваних в даний час методів зменшення в них залишкових напруг і розроблено класифікацію цих методів

С целью создания проекта повышения надежности и ресурса работы сварных конструкций металлических соединений проанализированы позитивные и негативные стороны использования в настоящее время методов уменьшения в них остаточных напряжений и разработана класификация этих методов.

Problem statement. The technological process of welding is used in the engineering, oil and gas and other kinds of industries. In the automation of technological process of welding it is necessary to solve the problem of integrated management of process parameters affecting the quality of formation of the welded joint. The application of local management systems often does not provide the necessary quality for these purposes. In this regard, the problem of creating management systems simultaneously several parameters that affect the formation of the weld is relevant.

Welded joint designs are now used in many industries. Residual stress and deformation of the metal influences on quality and durability, the strength of the welded joint and the whole construction.In recent years, a huge worldwide attention is given to the process of management methods welds and methods of processing of welded joints. The practice of making welded constructions of different steel grades and alloys shows, that the obtained welded joints often have other characteristics of strength than the base metal.

This is due primarily to residual mechanical stresses, which lead to various kinds of defects, such as cracking, stress corrosion cracking, accelerated the flow of corrosion and other defects.

The expansion or contraction of the volume of metal from uneven heating or cooling, as well as from structural transformations, forms a private or internal strains and stresses during welding. Welding voltage can lead to the formation of cracks in welded joints, they are especially dangerous when the ductility of the metal is small.

If thermal stresses during heating will be higher than the boundary of the yield strength of the material, after removal of heat in the body of the sample residual stresses will remain. This mechanism of their formation is characteristic for all welding processes associated with the melting of the metal.

The relevance of the topic. In connection with the development of production reliability and longer life of operation structures is becoming increasingly important. It is necessary to strive to meet the growing needs of the economy did not happen due to the increase in total production of welded structures, and by improving the quality and the increase in lifetime of products

Analysis of existing publications. Reduction of residual stresses in welded joints of metal structures is a common topic for study, since residual stresses can significantly affect the quality and durability operation of the welded joints in structures [1-11]. Thus, the influence of the stress concentration of the weld for strength structures was analyzed by the authors [1], the strength of welded joints, deformation structures, residual stresses during welding - authors [2,3], methods of removal of residual stresses, taking into account the different specification of welded structures - authors [1,2,10].

Appoint the tas. The aim of this work is the proposal of classification of existing methods of reducing residual stresses in welded metal structures and the optimal choice based on the detection of positive and negative aspects of the studied methods

The methods of reducing residual stresses in metal structures. The conducted analysis of existing methods of reducing residual stresses in the metal and prevent deformation in metallic compounds of structures, allowed existing methods be combined into four groups is presented in figure 1.

1.The enjiniring methods include:

– rational choice of method and modes of welding in order to reduce the attachment of heat in the metal and such way reducing the residual plot of the longitudinal plastic strain shortening that is mainly responsible for residual stress and deformation.

2. The thermal methods include:

– when welding sheets to strive for possible more even heating in order to reduce the angular deformations;

Dinnik Yulia, associate professor NMetAU;
Makeyeva Ganna,postgraduate NMetAU.
Reviewer Kadilnikova Tatjana,Head of Department of National Metallurgical Academy of Ukraine, Doctor of Technical Sciences (D. Sc)

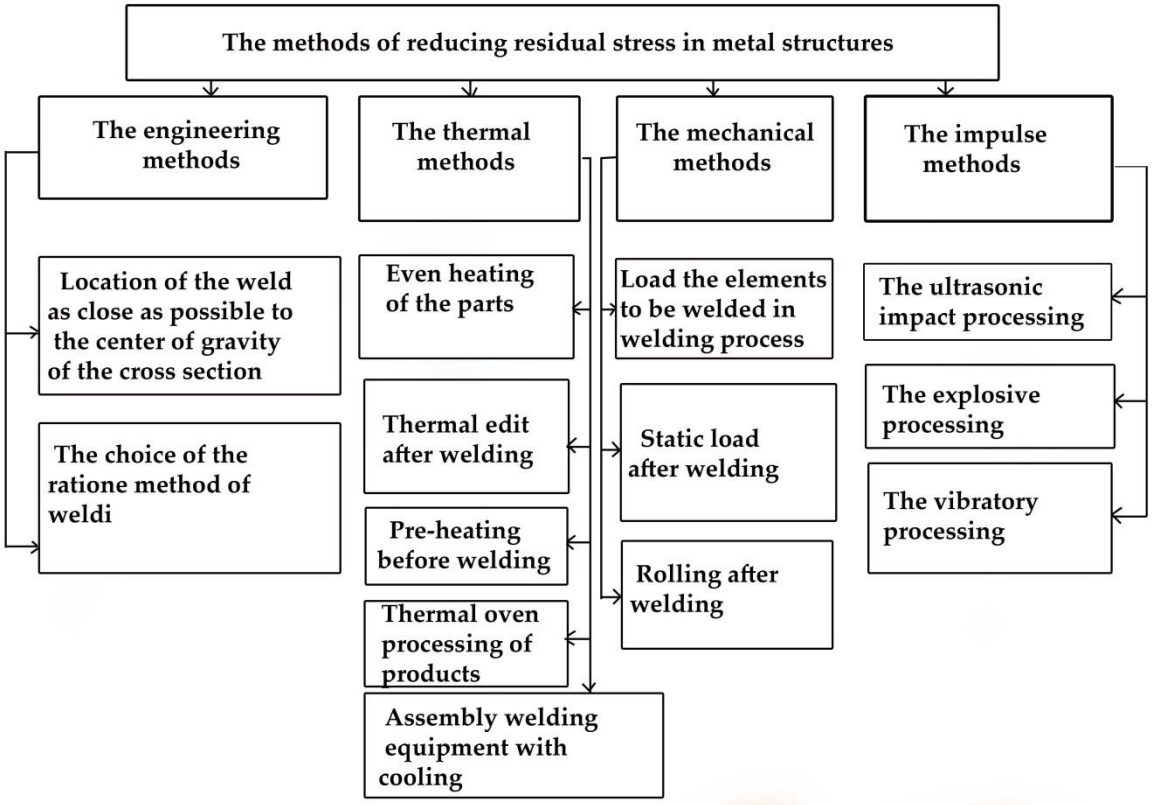


Figure 1 - Methods of reducing residual stresses in metal structures

– thermal edit after welding, which is performed in the process of stepwise hardening after reaching the temperature of the beginning of martensitic transformation;

– pre-heating before welding, in which occurs a partial hardening the heat-affected zone, which prevents the occurrence of cracks;

– applying thermal oven or local processing of welded products, aimed at improving the properties of the weld joint area;

– applying assembly welding equipment with cooling that can make the installation process and the rotation of the workpiece during welding more efficient and economical use of time and manpower.

3. The mechanical methods include:

– the use of active load the elements to be welded in the welding process, which allows you to speed up the process of obtaining permanent link through the establishment of atomic bonds between the parts, which are welded together;

– static load after welding to reduce the deformation and to obtain the relaxation voltage;

– rolling of thin-walled welded joints after welding, which eliminates distortion caused by longitudinal shrinkage (elongation of the metal in the transverse direction is small and does not compensate for the transverse shrinkage of weld).

4.The impulse methods include:

– the application of ultrasonic impact processing (technology based on the processing surface of the weld and heat-affected zone strikers with low-frequency ultrasonic vibrations, resulting in the surface layer occur grinding grain and redistribution of dangerous residual stresses of those that stretch on those that are compressed, it allows you to reduce residual stresses and to stabilize the structure of the metal in welded joints);

– the application of explosive processing that occurs due to the collision of parts and is formed of a cumulative jet of metal, which weld details;

– the application of vibratory processing, which is used for metal construction of the carbon steels, cast irons, aluminum and titanium alloys (the essence of the method lies in the fact that using exciters, determine the resonant frequency of the system "welded construction - exciters", conduct vibratory processing on selecte resonant frequencies in the range 10-120 Hz, duration of processing necessary to relieve stress, is a few minutes.

Engineering methods for removing residual stresses play a significant role in the process of production of metal constructions, since the optimal sequence of welding process can significantly reduce the residual stress in the metal, prevent deformation. At the stage of technology development it is rationally, when weld is placed in areas of greatest stiffness that reduce the compressive stress in structural elements.

It is also rationally to situate the weld seams as close as possible to the center of gravity of the cross-

section in order to reduce bending moments from shrinking forces. In the calculation of welded joints it is necessary to consider the type of connection, the welding method (automatic, semi-automatic, manual) and welding materials, that appropriate to the basic material of construction. Since the welding deformation depend on the number of input welding energy, it is reasonable to assign the minimum necessary dimensions of the seams.

This method can be used in the manufacture of complex welded structures in combination with other methods.

Thermal processing of reduce residual stresses was for a long time the main type of residual stresses [5]. But this type of processing is not always eliminate the disadvantages of welded joints, sometimes it makes additional mechanical stress concentration, defects in the form of dross, slag, discoloration, often increases the cost of the welding process due to significant expenditures of energy and financial resources, transport costs, handling costs, costs to the territory for the final cooling of the processed products. All this complicates the technology of metal fabrication welding and makes the process time consuming. Therefore, the application of more rational and effective methods of residual stresses is important.

The main efficiency of use of assembly-welding equipment with cooling is to increase the intensity of the heat from the welding zone, thus delaying in time the beginning of the development of the cross-cuts and contributes to a more rapid completion at a lower speed. In addition, diversion the heat from the weld zone localizes lateral contraction in areas adjacent to the seam area. By controlling the parameters of the cooling device, it is possible to effectively influence the nature of the thermal cycle and thereby to adjust the final properties of welded joints, which are defined as the structure of the metal compounds and nature of the distribution of residual deformations [4].

Mechanical methods involve physical action, active load during welding, static load after welding, rolling thin-walled welded joints (up to 12 mm).

Depending on the design of products, the deformation rate, the type of material and its thermal state are use cool edit using static or dynamic loads.

Cool edit is based on the tension of the compressed sections of the deformed metal. Depending on the design, type and magnitude of deformation cool edit can be performed in various ways. The most simple is the forging of the compressed part of the product. It is used for relatively small articles from sheet materials. Similarly It is possible to eliminate the convex part of the sheet in detail, by forging the edges of the parts and moving toward its center. Cold edit is very often performed with the application of static, without shock loads. For this purpose are used manual presses, often screwed, special tools for editing, steel punches for crimping on mechanical presses and rolling on a three roller mill or stretch on special machines. For bodies of revolution of sheet materials it can be applied steel rollers or calibration on the unclenched mandrel.

One of pulse methods of residual stresses is explosive processing of welded joints using cord explosive substances [8]. Its essence lies in the fact that the shock wave compression, resulting from the detonation of an elongated explosive substances are located in the zone of the weld, cause local plastic deformation of the metal. After passing wave of loads stressed state of welded sample as a whole is broken, and after a short process of the impact of the explosion, it should be a relatively slow process of establishing the standard of a new state of equilibrium.

Method for explosive processing is efficient and economical, and allows to handling various types of welded joints, without expensive equipment and energy consumption. One of the positive aspects of this method is its use in the places, when it is difficult to apply other methods of influence on the stress state of welded joints. Explosive load can be used to handle erection joints after welding in the construction of pipelines in remote areas. A significant drawback of this method is weak controllability of the process of the explosion and the propensity of the violation of safety regulations, local, uneven propagation of a shock wave

One of the effective methods is ultrasonic impact processing [9]. Pulse and cyclic tensions, that triggered by ultrasonic impact processing, and also compressive the stresses in the surface layers of plastically deformed metal lead to a reduction of the level of residual welding stresses by 25-50%.Improvement of fatigue resistance of welded joints due to the influence of two main factors: the decrease of the residual welding stresses, which are stretched, and surface plastic deformation of metal at ultrasonic frequency, which leads to the formation of favorable compression stress in areas of the hub. Ultrasonic impact processing , as well as heat processing, creates in the handled (near weld zone) the zone of compressive stresses, where to processing in the welding process formed a tensile stress, which is a positive factor from the perspective of operational reliability of welded construction. Also ultrasonic impact processing has a more effective impact on the redistribution of the residual welding stresses in comparison with the heat processing.

Method of low-frequency vibrating processing designed to remove residual mechanical stresses in the structures of large dimensions, with high strength characteristics. When using the method it occur the determination of the natural frequency of the metal, after which the structure is subjected to vibration processing on this frequency for 15-20 minutes, in the result the redistribution of mechanical stresses are happened. Reduction of residual stresses in the vibration process is achieved by a combination of stresses (vibration and residual), for certain values which the material becomes plastic.

Method of low-frequency vibrating processing [7] has advantages over other methods that allows to handle as small in size and large-size design of more than 1000 tons. Also vibratory processing has a number of advantages before heat processing: there is no need of the furnace, there is no need to transport and search-site temporary storage, processing time is minimized, where early they were processed one item, this method allow to processing much more products. When the mass production of products, processing can be carried out on a shaker and maintained automatically by timer. Low-frequency vibratory processing at the resonant frequencies relieves tension in the metal, returning the structure to its original geometric condition. Vibratory stabilization machined parts allows to achieve high accuracy in machining.

The aggregate savings at each stage of the vibrating processing provides a tangible economic benefit as a whole. If you compare the economic effect of each method, their impact on the environment, working conditions, and other factors, the economically attractive method will be called vibrating processing of details.

Vibration processing is a prerequisite for the creation of effective welding production, ensures the efficiency, quality, reliability, security and competitiveness

Conclusions.

1. The analysis of existing methods of reducing residual stresses in metal structures is conducted.
2. The classification of methods of reducing residual stresses is proposed.
3. The advantages of the method of vibrating processing to reduce residual stresses in welded structures are substantiated, in comparison with other methods.
4. The vibrating processing method is selected in the result of analysis, which will allow to implement into production the project of increase the reliability and the service life of welded structures metal compounds.

References

1. Jakhno B.O. Vlijanie ostatochnikh naprjajzeniy v svarnikh soedinenijakh truboprovodnikh system na prochnost' pti ekspluatatcionnikh nagruzkakh // Visnik Nitcionalnogo tekhnichnogo universitetu Ukraini «Kiivskiy politekhnichniy institute»: serija mashinostroenie «Mashinostroenie». – 2011. – № 63. – S. 107-111.
2. Biger I.A. Ostatochnie naprjazjenija. – M.: Mashgiz,1963. – 233 s.
3. Antonov A.A. Issledovanie tekhnologicheskikh ostatochnikh naprjajzeniy v svarnikh soedinenijakh magistralnikh truboprovodov / A.A. Antonov, O.I. Steklov, Ju.V. Sidorin // Zagotovitelnie proizvodstva v mashinostroenii. – 2010. – №3. – S.13-18.
4. Antoshina T.V. Vlijanie ostatochnikh naprjajzeniy na ustoychivost' plastin, predvaritelno naprjajzennikh lokalnim termicheskim vozdeystviem // Zbirnik Naukovikh pratc Ukrainskogo naukovodoslidnogo ta proektnogo institute stalevikh konstruktciy im. V.M. Shimanovskogo. – 2009. – № 4. – S. 181-186.
5. Nikolaev G.A. Svarnie konstruktcii, Prochnoct' svarnikh soedineniy i deformatcii konstruktcii: Uchebnoe posobie / G.A. Nikolaev, S.A. Kurkin, V.A. Vinokurov. – M.: Visshaja shkolf, 1982. – 272 s.
6. Zasjadko I.Z. Zvarjuvannja tonkolistovikh konstruktciy // Naukovi visti NTUU «KPI». – 2010. – №5. – S. 81-87.
7. Lashinskiy A.A. Konstruirovanie svarnikh khimicheskikh apparatov. Spravochnik. – L.: Mashinostroenie. Leningr. otdelenie, 1981. – 382 s.
8. Petrov A.F. Vibratcionnaja obrabotka dlja snjatija naprjajzeniy // Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metellov. – 1990. – № 1. – S. 45-52.
9. Petushkov V.G. Formirovanie ostatochnikh naprajzjeniy v svarnikh soedinenijakh pri obrabotke vzrivom // Problemi prochnosti. – 1986. - № 12. – S. 37-40.
10. Statnikov E.Sh. Tekhnologija ultrazvukovoy udarnoy obrabotki kak sredstvo povishenija nadejznosti i dolgovechnosti svarnikh metallokonstruktciy / E.Sh. Statnikov, V.O. Muktepavel // Svarochnoe proizvodstvo. – 2003. – № 4. – S. 25-29.
11. Stoljarov V.I. Svarivaemost' visokoprochnikh staley dlja gazoprovodnikh trub bolshogo diametra / V.I. Stoljarov, I.Ju. PPishmintcev, L.A. Efimenko i dr. // Problemi chernoy metallurgii i materialovedenija. – 2008. – № 3. – S.39-47.

Articlearrived 06.11.2014

УДК 37.014.1: 658.512.22

*С.Ю. Макеєв, В.Н. Карабут**

Впровадження програмних продуктів фірми «АСКОН» при навчанні студентів спеціальності «Інженерна механіка»

Відбір інформаційно-технологічних компонент, програмних комплексів є завданням непростим і відповідальним. Кожен учбовий курс, пов'язаний з проектуванням, має бути зорієнтований на той або інший програмний комплекс і пропонувати не лише загальні принципи виконання робіт, але і початкові практичні навички їх реалізації за допомогою сучасних технічних засобів. Найбільше поширення в країнах СНД для автоматизації інженерної і конструкторської діяльності отримали програмні продукти фірми "АСКОН", такі як КОМПАС-3D і ВЕРТИКАЛЬ.

Selection of informatively-technological components, programmatic complexes is not simple and responsible a task. Every educational course related with planning must be orientated on one or another programmatic complex and offered not only general principles of implementation of works but also initial practical skills of their realization by means of modern technical equipments. Programmatic products of enterprise "ASKON", such as KOMPAS-3D and VERTIKAL got the most distribution in countries the UIS for automation of engineering and designer activity.

Отбор информационно-технологических компонент, программных комплексов является заданием непростым и ответственным. Каждый учебный курс, связанный с проектированием, должен быть сориентирован на тот или иной программный комплекс и предлагать не только общие принципы выполнения работ, но и начальные практические навыки их реализации с помощью современных технических способов. Набольшее распостранение в странах СНД для автоматизации инженерной и конструкторской деятельности получили программные продукты фирмы «АСКОН», такие как «КОМПАС» и «ВЕРТИКАЛЬ».

Вступ. Інженерна механіка – один з найскладніших видів інтелектуальної та матеріальної діяльності людини. Інженер - творець,його творча діяльність спрямована на створення різноманітних систем для автоматизації та механізації підприємств, управління життєвим циклом виробу, створення для людей сприятливого середовища проживання. Інженер-конструктор - фахівець інженерно-машинобудівної галузі знань, його основні обов'язки полягають у розробці систем автоматичного проектування, технологічної підготовки виробництва, документообігу.

У 90-х роках XX століття провідні світові держави перейшли, передвіщений ще Норбертом Вінером, рубіж, що розділяє «століття енергетики» і «століття інформатики» [1]. Це супроводжувалося глобальним переоснащенням всіх галузей промисловості комп'ютерними системами і зажадало розробки всіляких програмних засобів для автоматизації інженерної діяльності. У світі створено чимало програмних засобів, що забезпечують підвищення продуктивності праці фахівця технолога - машинобудівника.

В даний час неможливо собі уявити сучасне промислове підприємство або проектно-конструкторське бюро без комп'ютерів і спеціальних програм, призначених для розробки конструкторської документації чи проектування. Застосування обчислювальної техніки в галузі проектування стало доказаним фактом і довело свою високу ефективність. Ринкові відносини і жорстка конкуренція змушують керівників підприємств і фахівців займатися питаннями автоматизації проектно-конструкторських і технологічних відділів. Перехід на комп'ютерне проектування дозволить скоротити не тільки терміни розробки конструкторської та технологічної документації, а й істотно підвищити якість створюваних виробів і документів, що випускаються.

Повний перехід на автоматизоване проектування дозволить зменшити час створення креслень та іншої конструкторсько-технологічної документації, а також підвищити якість виконання документів. Конструкторські документи, виконані традиційним способом за допомогою олівця і ватману, свідчать про низьку виробничо-технологічну базу підприємства, у якого мало шансів у боротьбі за великі замовлення машинобудівної продукції. Однак широке використання комп'ютерної техніки дозволить лише виключити рутинну працю: використання шаблонів і бібліотек конструкторсько-технологічної документації, обчислення, моделювання виробничих процесів та ін. Творчий потенціал людини ніякої обчислювальної технікою не замінити. Тому розробка свіжих ідей і концепцій створення нової техніки залишається прерогативою інженера і вченого.

Викладення основного матеріалу дослідження. Відбір інформаційно-технологічних компонент, програмних комплексів є для професорсько-викладацького корпусу завданням не простим і відповідальним. По ряду причин найбільше поширення в країнах СНД для автоматизації інженерної та конструкторської діяльності отримали програмні продукти фірми «АСКОН». Ця компанія в даний час є провідним розробником систем для автоматизації підприємств. З самого заснування компанія АСКОН проводить програму підтримки освітніх установ. В рамках стратегічної освітньої програми

* Макеєв Сергій Юрійович, доцент НМетАУ, к.т.н.;
Карабут Владлен Миколайович, асистент НМетАУ.
Рецензент Кадильникова Тетяна Михайлівна, зав кафедрой НМетАУ, д.т.н., професор.

АСКОН поставляє в навчальні заклади повний пакет професійних систем по Університетській ліцензії. Основним напрямом діяльності компанії є розробка систем для автоматизованого проектування, технологічної підготовки виробництва, документообігу та системуправління життєвим циклом виробів (CAD /CAM/PLMсистем).

Багато відомих проектних організацій машинобудівного профілю перейшли на використання цих програмних продуктів, і «ручне» креслення використовується вкрай рідко. Тільки у Дніпропетровській області замовниками компанії АСКОН є понад шістдесят великих промислових підприємств, такі як Дніпросталь, Днепрополімермаш, Нікопольський завод феросплавів, Новомосковський трубнийзавод, Павлоградський хімічнийзавод, більшість найбільших Дніпропетровських вузів. Отже, вся практична робота в рамках навчання студентів повинна виконуватися на комп'ютерах.Ця обставина вимагає попереднього знайомства з основами використання КОМПАС-3D (двовимірна графіка), вивчення курсу тривимірної графіки і просторової візуалізації (тривимірна частинаКОМПАС-3D) і навчання роботі з системою автоматизації технологічних процесів нового покоління (ВЕРТИКАЛЬ).

Кожен навчальний курс, так чи інакше пов'язаний з проектуванням, повинен бути зорієнтований на той чи інший програмний комплекс і пропонувати не тільки загальні принципи виконання робіт, але і початкові практичні навички їх реалізації за допомогою сучасних технічних засобів.

Система автоматизованого проектування, яка покликана сьогодні зіграти велику роль у вдосконаленні методів проектування машин і механізмів, прагне до досягнення таких цілей:

- своєчасна видача проектно-кошторисної документації;
- забезпечення високої технологічної і естетичної якості проектних рішень;
- облік всіх наявних можливостей і ресурсів машинобудівної галузі для досягнення найкращих результатів проектування. Система автоматизованого проектування повинна для цього володіти наступними можливостями:
- всеосяжного зіставлення конкуруючих варіантів проектних рішень та їх техніко-економічних обґрунтувань при визначенні оптимального варіанту;
- вичерпного аналізу завдання на проектування при виробленні основної концепції проекту;
- максимально повного врахування соціально-економічних, природно-кліматичних, функціонально-конструктивних і естетичних вимог до об'єктів проектування;
- безперервного здійснення комплексного процесу проектування при постійному спілкуванні конструкторів та інженерів з фахівцями суміжних галузей знань;
- максимального скорочення часу прийняття проектних рішень та їх подальшої розробки з урахуванням всіх вимог і факторів, що розглядаються в контексті;
- оперативного отримання довідково-нормативної інформації за запитами проектувальників у формі, зручній для негайного її засвоєння застосування в прискореному процесі проектування об'єктів машинобудування;
- оперативної фіксації прийнятих проектних рішень і комплектування технічної документації відповідно до вимог технології машинобудування.

Автоматизована система проектування (САПР) розглядається як сукупність методологічних, технічних і організаційних принципів побудови діяльності в системі машинобудівного проектування на базі широкого застосування загальних методів і засобів кібернетики.

У методологічному плані САПР можна визначити як комплекс наукових методів дослідження діяльності в області машинобудівного проектування з метою розробки систем и методик, математичних моделейі алгоритмів, що забезпечують найкращий розподіл функцій між проектувальником і машиною при пошуку оптимальних проектних рішень.

Забезпечити потрібну якість проектування, вільну від дорогого процессу до ведення натурних зразків, скоротити терміни і витрати на шляху від ідеї до її матеріального втілення, забезпечити виконання проекту меншим колективом- все це і багато іншого здатні зробити сучасні САПР.

Машинобудування є однією з найбільш великих областей діяльності людини. Воно включає велике коло завдань, пов'язаних з організацією життєдіяльності людини. Це інженерно-технічні та функціональні, естетичні і соціальні, екологічні та ергономічні, технологічні і цілий ряд різних проблем, які вирішуються в процесі проектування і реалізації об'єкту.

Кожна професія має право побоюватися за своє майбутнє перед лицеем всесвітньої комп'ютеризації, але здається, що найменше про це варто турбуватися машинобудівникам. У міру того,як дедалі більше зростатиме потреба в тих, хто може вирішувати тривимірні проблеми, машинобудівники стануть все більш, а не менш затребуваними в інформаційний вік.

На сучасному етапі графічні системи дозволяють не просто креслити паралельні лінії, а дозволяють «побудувати» складну збірку будь-якої деталі. Машинобудівники займалися кресленням більше 400 років. В останні 20 років їм вдалося автоматизувати цей процес. У наступні 20 років вони будуть використовувати системи тривимірної графіки для моделювання деталей машин і механізмів. Саме таке моделювання створює можливості для реалістичної візуалізації,

анімації та"віртуальної реальності", що дозволяє всім, як професіоналам, так і людям, далеким від машинобудування-замовникам, підрядчикам- побачити результат проектування таким, як він буде виглядати втіленим в матеріалі. Тут можливо тривимірне моделювання заготовок, деталей комплектуючих, планування збірки,моделювання та візуалізація матеріалів деталей, дослідження різних варіантів проекту, моделювання і планування зміни конструкцій, що вимагається в процесі експлуатації механізмів, оптимізація їх використання.

Велика частина конструкцій типових механізмів –це серійні, що промислово виготовляються, а не унікальні елементи. У проектуванні будь-якого вузла, велика частка роботи пов'язана з пошуком серед десятків підходящих конструкторських рішень найкращого.

САПР- це інструмент, що допомагає в проектних роботах і що пропонує деякі проектні рішення, які заздалегідь в нього закладені. Найбільш активними в галузі використання САПР на сьогоднішній день виявилися машинобудівники.

Серед систем малого і середнього класу в країнах СНД найбільш популярна система КОМПАС-3D. В даний час САПР КОМПАС широко застосовуються в машинобудуванні, приладобудуванні, будівництві та енергетиці. Системи експлуатуються в більш ніж трьох тисячах НДІ, конструкторських бюро, промислових підприємствах України, Росії, Білорусії, Казахстану, Болгарії, В'єтнаму та інших країн. Ця система є розширюваною, для неї існує безліч доповнень, що забезпечують різні операційні функції в рамках КОМПАС-3D.

Наприклад, студенти машинобудівної спеціальності НМетАУ «Інженерна механіка» в курсі вивчення «Інженерної графіки» активно використовують програмний пакет КОМПАС-3D. Починаючи зі знайомства з основами використання КОМПАС-3D в двовимірній графіці, закінчуючи тривимірною графікою і просторовою візуалізацією об'єкту.

Знання, отримані в ході освоєння графічних команд в КОМПАС-3D, студенти застосовують при виконанні курсових і дипломних проектів, де потрібно накреслити 3D моделі заготовок і деталей, що проектуються. Використовуючи графічну систему КОМПАС-3D вдається значно скоротити час виконання креслень, поліпшити якість, а, головне, вивчаючи цей програмний продукт, студенти можуть на практиці застосувати отримані знання і наочно переконатися в ефективності використання даної програми.

Комп'ютерне проектування дозволяє не тільки створити, але й удосконалити складний виріб, оцінити і випробувати його не так на реальному підприємстві, а в середовищі віртуальної реальності, де виключаються наслідки фатальних помилок проектувальника. Це особливо актуально для дорогих, складних, унікальних технологічних і технічних комплексів.

КОМПАС-3D - програмний продукт для машинобудівного проектування. Найпопулярніша платформа КОМПАС-3D доповнена спеціалізованими інструментами для випуску робочої документації.

Користувачеві не потрібно тривалого навчання для початку роботи в програмі. Спеціалізовані інструменти КОМПАС-3D включають [2]:

- стандартні машинобудівні об'єкти (болти, гайки, шайби та ін.), які поводяться в проекті подібно своїм реальним прототипам;
- інструменти для створення вузлів. Для швидкого формування документації програма містить бібліотеку компонентів вузлів і засоби роботи з ключовими елементами;
- інструменти для створення збірки. Збірка створюється шляхом додавання елементів з накладенням на них параметричних зв'язків. Така можливість економить час і забезпечує точність при створенні специфікацій;
- інструменти зі створення специфікацій. Дані в специфікаціях динамічно пов'язані з об'єктами в кресленні і оновлюються при зміні об'єктів в кресленні. Стилі специфікацій легко налаштовуються згідно стандартам підприємства;
- розміри. КОМПАС-3D дозволяє автоматично проставляти розміри на вироби та їх фрагменти. Це лінійні, діаметральні, радіальні розміри і розміри висоти.

Плюси роботи в системі КОМПАС-3D:

- зручність роботи: нові кутові вікна, покращене створення сіток і вдосконалений командний рядок сприяють підвищенню продуктивності;
-робочий процес: краща інтеграція з вбудованими інструментами дозволяє поліпшити взаємодію з фахівцями, які використовують КОМПАС-3D в повсякденній роботі;
- підвищення продуктивності: Autodesk Exchange, КОМПАС-3D Content Explorer -все це підвищує якість даного продукту.

Приклад побудови студентами тривимірної моделі вала-шестерні з використанням програми КОМПАС-3D представлений на рис.1.

Ще одним важливим програмним засобом і системою для створення, автоматизування технологічних процесів (ТП) підготовки виробництва є САПР ТП ВЕРТИКАЛЬ, яка дозволяє[3, 4]:

-проектувати технологічні процеси в декількох автоматизованих режимах;

-розраховувати матеріальні та трудові витрати на виробництво;

-формувати всі необхідні комплекти технологічної документації;

-вести паралельне проектування складних і наскрізних технологічних процесів группою технологів в реальному режимі часу;

- забезпечувати інженерний документообіг в частині заявок на проектування засобів технологічного оснащення;
- підтримувати актуальність технологічної інформації за допомогою процесів управління змінами.

Система ВЕРТИКАЛЬ володіє всіма необхідними можливостями для проектування технологічних процесів у машинобудуванні:

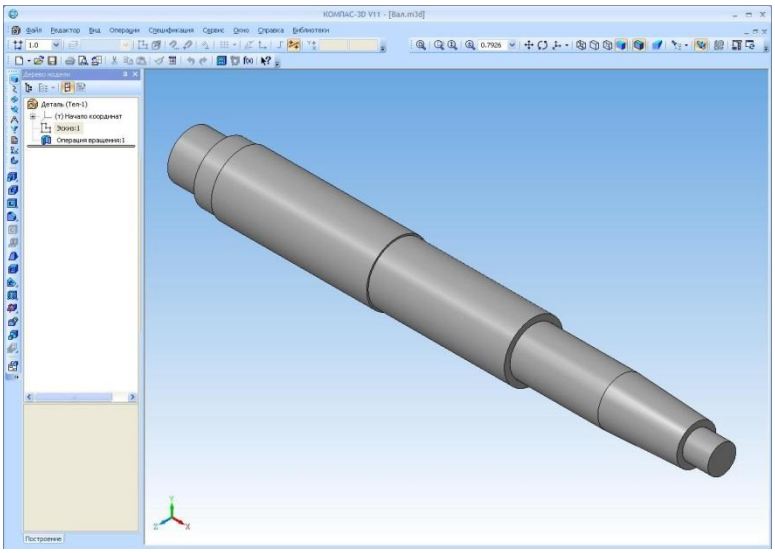


Рисунок 1 –Модель вала-шестерні, побудована в програмі КОМПАС-3D

-основними «постачальниками» довідкових даних є корпоративні довідники («Одиниці виміру», «Матеріали та Сортамент») і Універсальний технологічний довідник(УТС);

- графічні документи формуються в додатку КОМПАС-3D на етапі конструкторської підготовки виробництва (3D-модель, креслення) і в процесі проектування технологічних процесів (ескізи);

- включення інформаційних потоків з технологічної підготовки виробництва в єдиний інформаційний простір підприємства (ЕІПП) реалізується інтеграцією ВЕРТИКАЛЬ з системами управління документообігом (PDM -Product Data Management). Робота технолога з системою ЛОЦМАН: PLM проводиться в програмному модулі ЛОЦМАН-Технолог;

-автоматизація розрахунків, які виконуються у процесі проектування ТП, здійснюється спеціальними додатками до ВЕРТИКАЛЬ- «Система розрахунку режимів різання», «Система розрахунку режимів зварювання», «Система трудового нормування», «Універсальна система трудового нормування по УНВ» та ін.

Універсальний технологічний довідник автоматично відкривається і завантажує відповідну базу даних при створенні або редагуванні будь-якого об'єкта ТП. Дані, вибрані технологом з бази даних довідника, копіюються в технологічний процес ВЕРТИКАЛЬ. Це дозволяє скоротити рутинну роботу з написання текстів технологій, забезпечує стилістичну і смислову єдність технологічної документації, створює можливість автоматизованого пошуку необхідної інформаційв ТП. З довідників вибираються всі необхідні дані.

Корпоративний довідник «Матеріали та Сортамент» містить відомості про всіх застосовуваних у промисловості матеріалах. Для кожної марки матеріалу в довіднику вказані хімічний склад, фізико-механічні властивості, сортаментта існуючі типорозміри сортаменту, області застосування даного матеріалу,види обробки і основні підприємства-постачальники. Використання цього довідника при проектуванні виробу і технологічного процесу на нього дозволяє забезпечити єдність застосовуваних матеріаліві стандартів.У програмі ВЕРТИКАЛЬ технолог може створювати ТП трьох видів:технологічний процес виготовлення деталі; технологічний процес виготовлення складальної одиниці; типовий/груповий технологічний процес.

САПР ТП ВЕРТИКАЛЬ підтримує всі бізнес – процеси електронного інженерного документообігу, в тому числі управління технологічними змінами та замовлення на розробку спеціальних засобів технологічного оснащення. У системі застосований якісно новий підхід до організації даних про технологічні процеси, заснований на об'єктної моделі представлення та обробки інформації.У програмі реалізовані новітні об'єктно-орієнтовані методи організації технологічних баз даних, COM-технології, сучасні інтерфейсні рішення, відкрита архітектура, заснована на компонентах ActiveX.

Приклад технологічного процесу обробки вала-шестерні з використанням программи САПР ТП ВЕРТИКАЛЬ,представлений на рис.2.

Висновки. Активне провадження інформаційних технологій в практику машинобудівного проектування та вміння керувати інформаційними потоками на всіх етапах життєвого циклу проекту – ця вимога сьогодн є найбільш важливим для підвищення ефективності тих організацій, для яких машинобудування є сенсом існування і основною областю діяльності. Формування єдиного механізму та єдиного простору для оперативного обміну інформацією та думками між усіма зацікавленими особами проекту сприяє не тільки підвищенню якості проектування, а й успішної реалізації всього задуму вцілому. Досягнення високої результативності проектної діяльності вимагає від інженерів-механіків розширення меж сприйняття інформаційних технологій.

І мова йде не тільки про те, щоб розсунути межі розуміння за межі застосування конкретних інструментів інформаційного моделювання вироблення.

Проблему слід розглядати в цілому,системно.

Таким чином, застосування перерахованих інформаційних технологій у навчальному процесі забезпечує фахівцеві машинобудівного профілю можливість швидкої та ефективної роботи з високою якістю оформлення вихідної документації при відносно невеликих витратах матеріальних ресурсів.

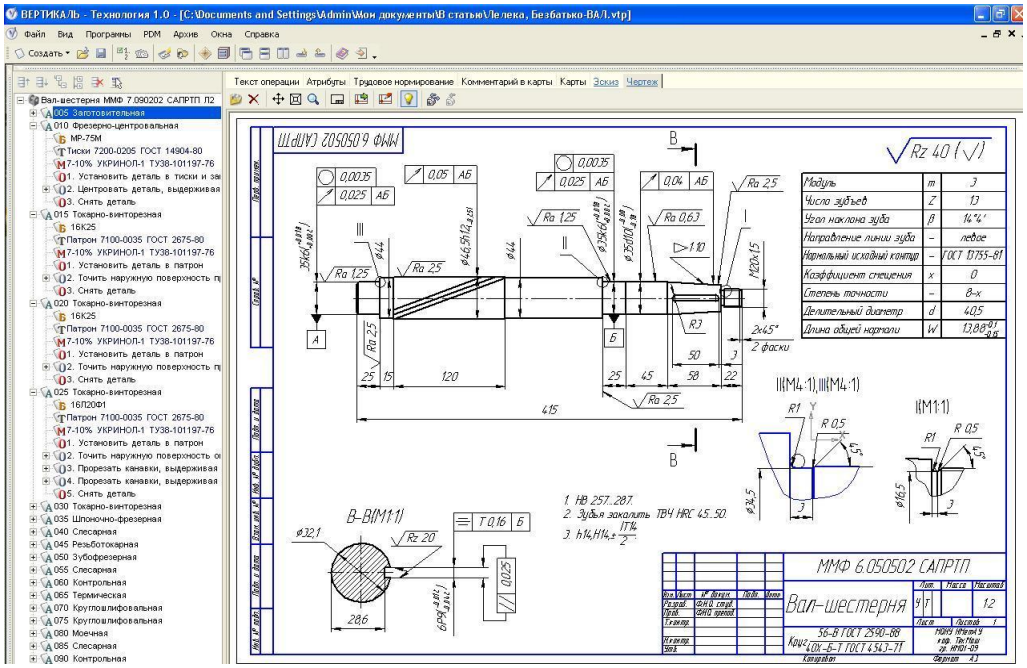


Рисунок 2 – Технологічний процес обробки вала-шестерні, отриманий студентами з використанням програми САПР ТП ВЕРТИКАЛЬ

Крім того, такі спеціалісти будуть завжди потрібні сучасному виробництву.

Бібліографічний список

1. Роберт И.В. Современные информационные технологии в образовании.- М.: ИИО РАО, 2010. – 137 с.
2. Кудрявцев Е.М. Компас 3D. Наиболее полное руководство. – М.: ДМК Пресс, 2006. – 928 с.
3. Желтобрюхов Е.М. Проектирование технологического процесса механической обработки корпусной детали в САПР ТП ВЕРТИКАЛЬ / Е.М. Желтобрюхов, А.С. Лавров. – Абакан: РИСектор ХТИ, 2011. – 50 с.
4. Суханова М.И. Повышение эффективности технологической подготовки производства с использованием САПР ТП ВЕРТИКАЛЬ / М.И. Суханова, М.В. Кангин // Технические науки основы современной инновационной системы: Матер. междунар. научно-практич. конф. (Йошкар-Ола 25 апр. 2012): Приволжский научно-издательский центр. – Йошкар-Ола: Коллоквиум, 2012. – С.134-1

Стаття надійшла 16.12.2014

УДК 37.014.1: 658.512.22

*S.U. Makeev, V.N. Karabut**

The implementation of software products of company "ASCON" in teaching students on the specialty “Engineering mechanics”

Selection of informatively-technological components, programmatic complexes is not simple and responsible a task. Every educational course related with planning must be orientated on one or another programmatic complex and offered not only general principles of implementation of works but also initial practical skills of their realization by means of modern technical equipments. Programmatic products of enterprise "ASKON", such as KOMPAS-3D and VERTIKAL got the most distribution in countries the UIS for automation of engineering and designer activity.

Відбір інформаційно-технологічних компонент, програмних комплексів є завданням непростим і відповідальним. Кожен учбовий курс, пов'язаний з проектуванням, має бути зорієнтований на той або інший програмний комплекс і пропонувати не лише загальні принципи виконання робіт, але і початкові практичні навички їх реалізації за допомогою сучасних технічних засобів. Найбільше поширення в країнах СНД для автоматизації інженерної і конструкторської діяльності отримали програмні продукти фірми "АСКОН", такі як КОМПАС-3D і ВЕРТИКАЛЬ.

Отбор информационно-технологических компонент, программных комплексов является заданием непростым и ответственным. Каждый учебный курс, связанный с проектированием должен быть сориентирован на тот или иной программный комплекс и предлагать не только общие принципы выполнения работ, но и начальные практические навыки их реализации с помощью современных технических способов. Набольшее распостранение в странах СНД для автоматизации инженерной и конструкторской деятельности получили программные продукты фирмы «АСКОН», такие как «КОМПАС» и «ВЕРТИКАЛЬ».

Introduction. Engineering mechanics is one of the most complicated forms of intellectual and practical activities. Engineer is the creator; his creative activity is aimed at creating a variety of systems for automation and mechanization of enterprises, management of product lifecycle, creating for people favorable habitat. Design engineer is specialist of engineering and machinery knowledge area; his main responsibilities are the development of automatic design system, technological preparation of production.

In the 90-ies of XX century the leading world states crossed the predicted by Norbert Wiener boundary that separates the "age of energy" and "the age of Informatics" [1]. This was accompanied by a global reequipment of all industries computer systems and required the development of various software tools for automation of engineering activities. In the world a lot of software tools were created that enhance labour productivity of specialist engineer - mechanical engineer.At the present time it is impossible to imagine a modern industrial enterprise or designer’s office without computers and special programs, made for the development of engineering documentation or design. The application of computer technology in the area of design has become a fait accompli and has proved the highly efficiency. Market relations and stiff competition force business leaders and professionals to engage the problem of automation of design and technology departments. The transition to computer design will reduce not only the development time of design and technological documentation, but also significantly improve the quality of created products and the produced documents. Full transition to the automated design will reduce the time of creation of drawings and other engineering documents, and also will improve the quality of execution of documents. Design documents, made the traditional way with pencil and paper, indicate about low production and technological base of the enterprise, which has little chance in the struggle for big orders engineering products. However, the widespread use of computer technology will allow to exclude routine labor: using templates and libraries of engineering and design documentation, calculations, simulation of production processes and other. Human’s creative potential cannot be replaced by any computer equipment. Therefore, the development of fresh ideas and concepts for the creation of new technology remains the prerogative of the engineer and scientist.

Presentation of the basic material research. The selection of the information and technology component, software systems is difficult and responsible task for teaching faculty. For several reasons the biggest spread in the FSU for automation of engineering and design activities received a software products by company "ASCON". Currently, this company is a leading developer of systems for factory automation. Since its foundation the company ASCON conducts the support program for educational institutions. In the framework of the strategic educational program ASCON supplies educational institution full package of professional systems on the University's license. The main activity of the company is the development of systems for automated design, technological preparation of production, workflow and systems management product lifecycle

* Makeev Sergey, Associate Professor of National Metallurgical Academy of Ukraine, Candidate of Technical Sciences (Ph.D), Karabut Vladlen, assistant of National Metallurgical Academy of Ukraine.

Reviewer Kadilnikova Tatjana Head of Department of NMetAU, Doctor of Technical Sciences (D. Sc)

(CAD/CAM/PLM systems).

Many well-known design organizations engineering profile moved to the use of this software, and manual drawing is rarely used. Only in Dnipropetrovsk oblast customers of ASCON are over sixty large industrial enterprises, such as the Dneprostal, Dnepropolimermash, Nikopol Ferroalloy plant, Novomoskovsk pipe plant, Pavlograd chemical plant, most of the major Dnipropetrovsk higher education institutions. Therefore, all practical work under the program of students should be done on computers.

This circumstance requires prior familiarization with the basics of using a KOMPAS-3D (two-dimensional graphics), study of three-dimensional graphics and spatial visualization (three-dimensional part of the KOMPAS-3D) and learning to work with the system of automation of technological new generation's processes (VERTICAL).

Each training course, one way or another associated with the design, should be focused on a particular software package and offer not only general principles for the execution of the work, but the basic practical skills to implement them with the help of modern technical means.

Automated design system, called to play a big role in improving the methods of design of machines and mechanisms today, seeks to achieve the following objectives:

- timely issue release of project-estimate documentation;
- assurance of high technological and aesthetic quality of design solutions;
- consideration of all available opportunities and resources in the engineering industry for best design results.

The automated design system must have the following functionality:

- comprehensive comparison of competing alternative design solutions and their technical economic rationale to determine the most appropriate option;
- exhaustive analysis of the design task in formulating the basic concept of the project;
- the fullest account of the socio-economic, climatic, functional and aesthetic requirements to the objects of design;
- continual realization of an integrated design process with constant communication designers and engineers with specialists from related fields of knowledge;
- maximum time reduction of project decision making and their subsequent development, taking into account all requirements and factors discussed in the context;
- operative obtainment of reference-regulatory information requests of designers in a form suitable for immediate assimilation and application in an accelerated process of design engineering facilities;
- operative fixation of the design decisions and the acquisition of technical documentation in accordance with the requirements of mechanical engineering.

Automatic design system (CAD) is considered as a set of methodological, technical and organizational principles of construction activity in the system engineering design based on wide application of common methods and tools of cybernetics.

In terms of methodology, CAD can be defined as a set of scientific methods of research activities in the area of engineering design with the goal of developing a system of techniques, mathematical models and algorithms to provide the best distribution of functions between the designer and the machine when you search for optimal design solutions.

To ensure the necessary design quality, free from costly process of adjustment natural samples, to reduce the time and cost of the path from idea to its material embodiment, to ensure the implementation of the project less staff - all this and much more can make modern CAD systems.

Engineering is one of the most extensive areas of human activity. It includes a wide range of tasks related with the organization of human activity. This is engineering and functional, aesthetic and social, environmental and ergonomic, technological, and a number of different problems, which are solved in the process of designing and implementing object.

Each profession has a right to fear for the future in the face of the world of computerization, but it seems like the least machinists need to worry about this. As more and more will increase the need in those who can solve three-dimensional problems, the engineers will become more, not less in demand in the information age.

At the present stage the graphics system allows not only to draw parallel lines, but allows you to "build" a complicated assembly of any workpieces. Engineers were engaged in drawing more than 400 years. In the last 20 years they have managed to automate this process. In the next 20 years they will use three-dimensional graphics system for modeling of machine parts and mechanisms. Such modeling creates opportunities for realistic visualization, animation and virtual reality, allowing all, both professionals and people who are far from engineering - customers, contractors - to see the design as it will look incarnate in the material. It is possible three-dimensional modeling of blanks, parts of components, layout of assembly, simulation and visualization of materials of parts, study of various options of project, modeling, and planning of changes in structures required during operation mechanisms, optimization of their use.

A large part of the structures of typical mechanisms are mass- produced industrially manufactured, and they are not unique elements. In designing of any site, a large part of the work connected with search among tens of appropriate design solutions the best solutions. CAD is a tool that helps in work of design and offering some pre-installed in it founded

project decisions. The engineers turned out to be the most active in the area of use of CAD today.

Among the small and middle class in the countries of the FSU the most popular system is KOMPAS-3D. Currently, CAD COMPAS is widely used in machine building, instrument engineering, building and energy. The system operated in more than three thousand research institutes, design bureaus and industrial enterprises of Russia, Ukraine, Belarus, Kazakhstan, Bulgaria, Vietnam and other countries. This system is extensible. There are lots of additions that provide a variety of operational functions within the KOMPAS-3D.

For example, students of engineering specialty in National Metallurgical Academy of Ukraine "Engineering mechanics" in the course of the study "Engineering graphics" actively use the software package KOMPAS-3D. Process of studying starts with an introduction with the basics of using KOMPAS-3D in a two-dimensional graph, and then a three-dimensional graphics and spatial visualization of the object.

The knowledge received during the learning of graphics commands in KOMPAS-3D, the students used in the implementation of the course and diploma projects, where you need to draw a 3D model of the workpiece and the projected parts. Using graphical system KOMPAS-3D, it is able to significantly reduce the execution time of the drawings, improve quality, and most importantly, learning the software. Students are able to apply the knowledge and to be sure clearly in the effectiveness of using this program.

Computer design allows you not only to create, but to improve the difficult product, to evaluate and test it's not in a real company, but in the environment of virtual reality, where are excluded consequences of the fatal mistakes of the designer. This is especially true for expensive, complex, unique technological and technical complexes.

KOMPAS-3D is software for engineering design. The most popular platform KOMPAS-3D is augmented by specialized tool to produce working documentation.

The user does not need extensive training to get started in the program. Specialized tools KOMPAS-3D include [2]:

- standard machine-building objects (bolts, nuts, washers and other), which behave in a project like their real counterparts;
- tools for creating sites. For the rapid formation of documentation, the program contains a library of components, assemblies and by working means of key elements;
- tools for creating assemblies. The assembly is created by adding elements with the application of parametric relations. This feature saves time and ensures accuracy when creating specifications;
- tools for creating specifications. Data in specifications are dynamically connected with objects in the drawing and are updated when changes are made to objects in the drawing. Styles of specifications can be easily configured according to company standards;
- the dimensions. KOMPAS-3D allows you to automatically set the dimensions for products and their fragments. It is linear, diametrically, radial dimensions and height.

The advantages of working in the system KOMPAS-3D:

- usability: new corner windows, improved creating meshes and advanced command line help to improve productivity;

- workflow: a better integration with built-in tools can improve the interaction with experts, who use KOMPAS-3D in their daily work;

- improved productivity: Autodesk Exchange, KOMPAS-3D Content Explorer and increased operation speed - all this improves the quality of this product.

The example of build a three-dimensional model pinion shaft by students using KOMPAS-3D is presented in Fig. 1.

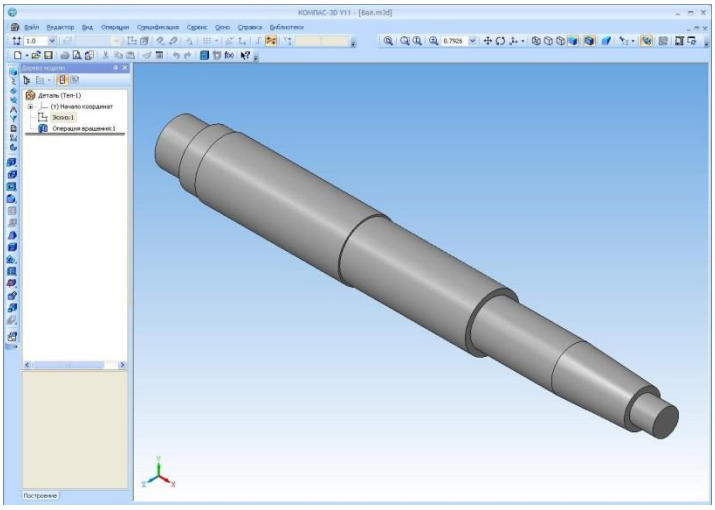


Figura 1 - Model pinion- shaft, built in KOMPAS-3D

Another important software tool and system for creation, automatization of technological processes (TP) production preparation is a CAD system of the VERTICAL, which allows [3, 4]:

– to design technological processes in several automated modes;

- to calculate material and labor cost of production;

- to prepare all the required sets of technical documentation used in the enterprise;

– lead a parallel design of complex and cross-cutting technological processes by a group of technologists in real time;

- to ensure engineering document management in parts of the proposal on the design of technical equipment;

- to maintain the relevance of technological information with through change management processes.

System VERTICAL has all the necessary capabilities for the design of technological processes in machine building:

the main "suppliers" of reference data are corporate directories (" The units of measure", " The materials and the assortments") and Universal technical reference (TCB);

graphical documents are formed in application KOMPAS-3D in stage design production preparation (3D model the drawings and in the process of designing of technological processes (sketches);

– the inclusion of information flows for technological preparation of production into a single information space company (EIPP) is implemented by VERTICAL integration with document management systems (PDM - Product Data Management). The work of the technologist with the system LOCMAN: PLM is held in software module LOCMAN-Technologist;

- automation of calculations performed during the design of the TP by special application to the VERTICAL - “System of calculation of cutting data”, “System, calculation of welding modes”, “System of labor regulation", "Universal system of labor rationing by UNV”" and other

Universal technology directory automatically opens and loads the appropriate database when creating or editing any object in the tree TP. The data selected by the engineer from the database of the directory are copied into the process VERTICAL. This is allowed to reduce the chore of writing technologies text, provides a stylistic and semantic unity of technological documentation, creates an ability of automated search of the necessary information in the TP. All the necessary data for the operations, navigation, equipment and tooling are selected from the directories.

Corporate directory "The materials and the assortments" contains information about all applied in industry materials. For each mark of material in the directory specified chemical composition, physic-mechanical properties, the assortmentand the existing sizes of the product range, area of applications of this material, kind of processing and main enterprises suppliers. The use of this directory when designing products and process on it, allows ensuring unity of applied materials and standards.

In the program the VERTICAL technologist can create TP three kinds: technological process of manufacturing parts; technological process of assembly units; typical/group technological process.

The CAD TP VERTICAL supports all business processes of electronic engineering document management, including the management of technological changes and the development of special technical means of equipment. A qualitatively new approach to the organization of data on technological processes based on the object model representation and processing of information was applied in the system. The latest object-oriented methods of production databases, COM technology, modern interface solutions, open architecture, based on ActiveX components are implemented in the program.

An example of the technological process of processing the gear shaft received by the students using the program CAD TP VERTICAL, represented in Fig. 2.

Conclusions.

Active implementation of information technology in the practice of engineering design and the ability to manage information flows at all stages of the project life cycle – this requirement is the most important to improve the efficiency of those organizations for which engineering is the meaning of existence and the main area of activity.

The formation of a single mechanism and a single space for the operative exchange of information and opinions between all stakeholders of the project helps not only to improve the quality of the design, but to successfully implement of the entire plan as a whole.

The achievement the high productivity of project activities requires from mechanical engineers pushing the boundaries of perception of information technology.

And we are talking not only about how to push the boundaries of understanding beyond the use of specific tools information modeling products - the problem should be considered as a whole, systematically.

Thus, the implementation of these information technologies in the educational process provides specialist engineering the ability to quickly and effectively work with a high quality of registration output documents with a relatively small expenditure of material resources. In addition, these professionals will always be in demand to modern production.

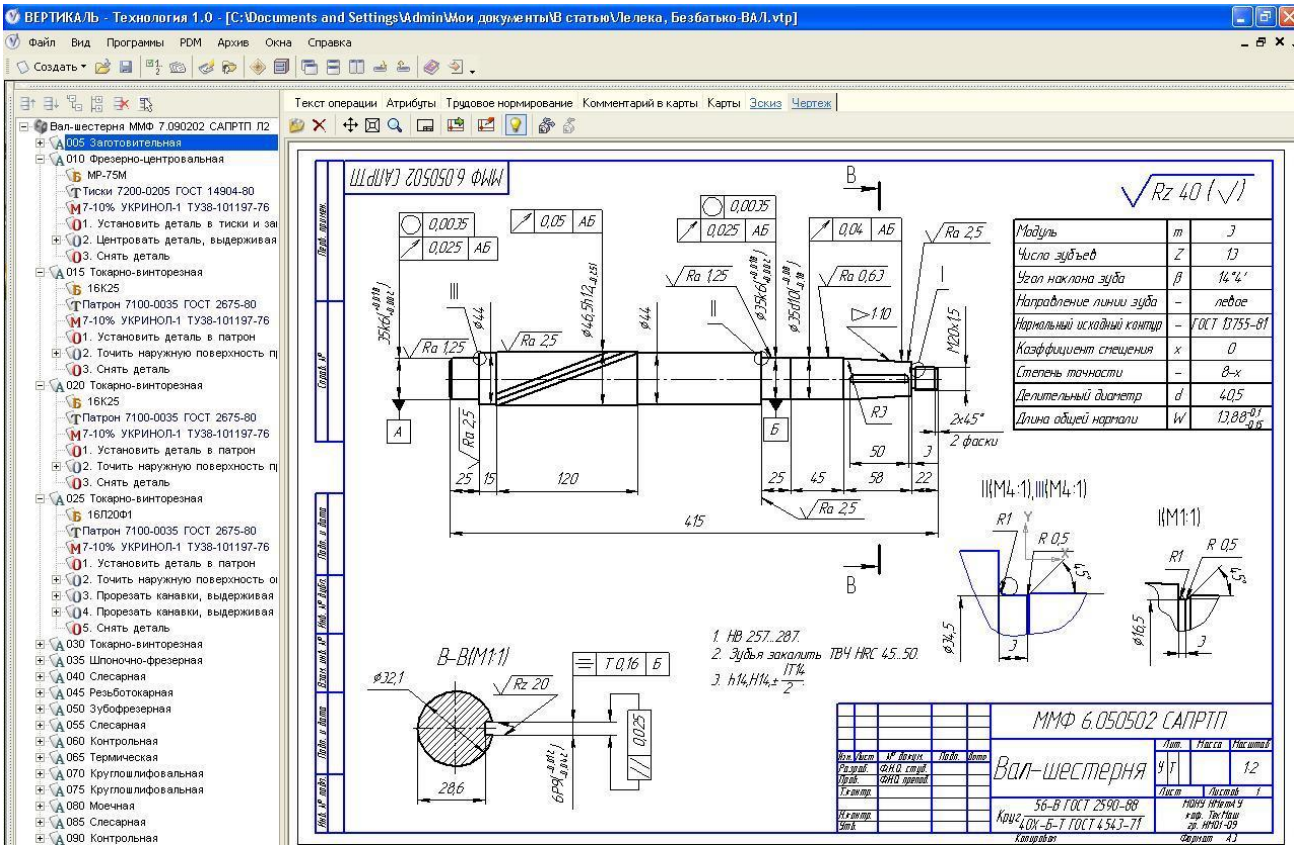


Figura 2 - The technological process of processing the gear shaft, received by the students using the CAD TP VERTICAL

References

1. Robert I.V. Sovremennie informacionnie tekhnologii v obrazovanii. – M. : IIO RAO, 2010. – 137 s.
2. Kudrjavcev E.M. Kompas 3D. Naibolee polnoe rukovodstvo. – M.: DMK Press, 2006. – 928 s.
3. Jzeltobrukhov E.M. Proektirovanie tekhnologicheskogo protcessa mekhanicheskoy obrabotki korpusnoy detail v SAPR TP Vertical / E.M. Jzeltobrukhov, A.S. Lavrov. – Abakan: RISektor HTI, 2011. – 50 s.
4. Sukhanova M.I. Povishenie effektivnosti tekhnologicheskoy podgotovki proizvodstva s ispolzovaniem Sapr TP Vertical / M.I. Sukhanova , M.V. Kangin // Tekhnicheskie nauki osnovi sovremennoy innovatcionnoy sistemi: Mater. mezdynar. Nauchno-prakt. konf. (Joshkar-Ola, 25 apr. 2012): Privoljzskiy nauchno-izdatelskiy tcentr. – Joshkar-Ola: Collokvium, 2012. – S.134-136.

Articlearrived 16.12.2014

УДК 621.87

*А.Ф.Санін, В.П.Бобилев , В.Д. Бербенцев, В.А.Доморацький, В.К.Миколаїв, І.І.Шпирка**

Комплекс методів одержання заготовок ріжучих елементів

Запропонований комплекс методів отримання об'ємних заготовок ріжучих елементів кінцевого інструменту з водорозпиленіх порошків швидкорізальних сталей методами спекання, гарячої та газової екструзії і гарячого гідродинамічного витискування.

A complex of methods of obtaining bulky workpieces cutting elements of the limit of the instrument of водораспыленных powder high-speed steels methods of sintering and hot gas extrusion and hot hydrodynamic separation.

Предложен комплекс методов получения объемных заготовок режущих элементов конечного инструмента из водораспыленных порошков быстрорежущих сталей методами спекания, горячей и газовой экструзии и горячего гидродинамического выдавливания..

Вступ. Досвід промислового виробництва порошкових швидкорізальних сталей на заводах "Дніпроспецсталь" (м.Запоріжжя) і "Іжсталь" (м. Іжевськ) обмежувався одержанням сортової заготовки з порошків, розпилених азотом. Висока стійкість одержуваної сталі через труднощі переділу, обумовлених поганою пресуємостю порошків із частками сферичної форми, і збереження обсягів механічної обробки при виготовленні інструмента на рівні традиційного виробництва, низький коефіцієнт використання металу (КІМ) 0,3 - 0,4 не компенсуються високими механічними й експлуатаційними властивостями цих сталей.

У той же час усе більше широке поширення у Великобританії, США, Японії, ФРН і інших країнах одержало виробництво порошкових швидкорізальних сталей методом розпилення розплаву водою високого тиску й інструмента з них спіканням з наступною обробкою тиском або без неї. Ця технологія забезпечувала зведення до мінімуму механічну обробку, підвищення коефіцієнта використання металу до 0, 85-0,95 при збільшенні вартості готового інструмента в порівнянні з вартістю сортового прокату всього на 10-15%.

Виклад основного матеріалу досліджень. Проведені дослідження дозволили освоїти наступні технологічні етапи:

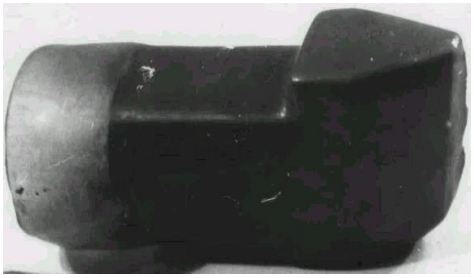
1. Розпилення розплаву водою високого тиску. Струмінь металевого розплаву розпорошувався водою високого тиску (вище 14 МПа). З метою зменшення окислювання сталі камера розпилення заповнювалася азотом. Питома витрата води становила
0, 009-0,012 м^3 на 1 кг розплаву [1].

2. Підготовка порошку. Отриманий порошок зневоднювали й піддавали вакуумному сушінню. Зневоднений порошок оброблявся спеціальними рідкими технологічними середовищами із присадками [2].

3.Пресування здійснювалося в еластичних капсулах багаторазового застосування - до 10^3 і більше циклів. Уперше у вітчизняній практиці при виробництві порошкових швидкорізальних сталей повністю виключалися сталеві контейнери однократного використання.

4.Спікання. Уперше спікання швидкорізальних сталей здійснюється при строго фіксованому вмісті рідкої фази, що контролюється безпосередньо в процесі спікання, що дозволило підвищити рівень і стабільність властивостей сталі в порівнянні з наявними закордонними аналогами. Спікання до безпористого стану використовувалося при виготовленні заготовок інструмента складної форми - зуба для нарізки вінцової шестерні крана, для виробництва якої раніше була потрібна кована заготовка масою більше 2 кг при коефіцієнті використання металу менш 0,2 і великої трудомісткості механічної обробки (рис.1)[3,4].

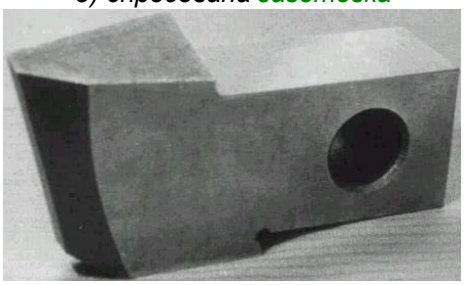
* Санін Анатолий Федорович, професор ДГУ, д.т.н.;
Бобилев Віталий Петрович, зав. каф. НМетАУ, к.т.н., професор;
Бербенцев Володимир Дем*янович, с.н.с. ИФВД РАН, к.т.н.;
Доморацький Всеволод Артурович, доцент НМетАУ, к.т.н.;
Николаєв Володимир Константинович,с.н.с. ДГУ;
Шпирка Игор Іванович, с.н.с. ДГУ.
Рецензент Кадильникова Тетяна Михайлівна зав. каф. НМетАУ, д.т.н.,професор.



а) еластична прес-капсула з порошком

б) спресована заготовка

в) заготовка після спікання

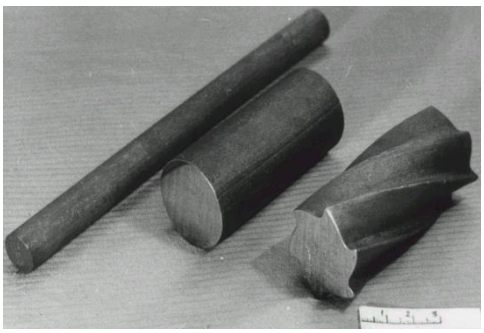


г) зуб для нарізки вінцової шестерні

Рисунок 1 - Етапи виготовлення зуба для нарізки вінцової шестерні

Це підвищило коефіцієнт використання металу з 0, 25-0,30 до 0, 85-0,88. Для виробництва великогабаритного інструмента складної форми (рис. 2) використовували установку гарячого газостатичного пресування з діаметром робочого простору 250мм.

а)



б) в)

а) контейнер для гарячого газостатичного пресування; б) спечені заготовки; в) екструдированій пруток

Рисунок 2 – Етапи виробництва великогабаритного інструменту складної форми

Заготовки під гаряче екструдирування для одержання кінцевого інструменту спікалися до залишкової пористості 10%. Нагрівання спечених заготовок під екструдирування здійснювалося в індукційній установці в атмосфері азоту. Заготовки піддавалися екструзії "на прохід" через профільні фільери на пресі зусиллям 5 МН. Одержувана заготовка ріжучої частини інструмента віджигалася і розрізалася по довжині. Головною особливістю була можливість здійснення різних прогресивних варіантів виготовлення широкої номенклатури різального інструменту: спікання заготовок практично не потребуюче механічної обробки, гаряче й/або холодне екструдирування, газостатичне пресування й інші.

Причому, при зміні номенклатури інструмента й технології його виготовлення не потрібне використання додаткового встаткування й обслуговуючого персоналу.

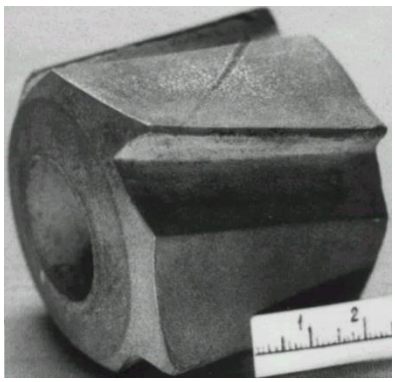
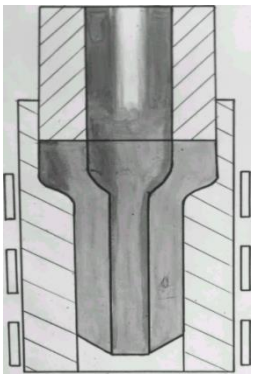


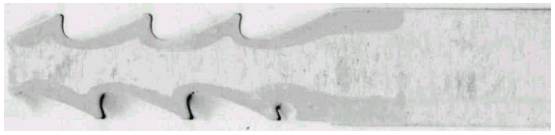
Рисунок 3 – Складений інструмент

Прикладом такого інструмента з'явилося виготовлення зенкера (рис.3), що підштовхнуло до розробки й освоєння технології складеного інструмента. Стало ясно, що використання порошку швидкорізальної сталі для виконання чисто конструктивних функцій інструмента недоцільно. Тому подальші розробки були спрямовані на різке скорочення кількості швидкорізальної сталі в готовому інструменті. Цього вдалося досягти завдяки широкому використанню для пайки швидкорізального інструменту по режиму «пайка-загартування» при температурі 1220^{0}С и вище припою марки ПЖ60НХБ, що забезпечує міцність при зрізі з'єднання швидкорізальних і конструкційних сталей до 400-500 МПа (40-50 кгс/мм^2), що приблизно відповідало міцності зварених з'єднань і в 10 разів перевищувало міцність клеєних з'єднань. Швидкорізальна сталь, що примикає до перехідної зони, мала структуру мартенситу дрібної будови й карбідів. Конструкційна сталь, як правило, мала структуру троостосорбіта. Порівняльна простота одержання біметалічної заготовки з порошків методом гідростатичного пресування й гарячої екструзії дозволила із залученням методу гарячого гідродинамічного пресування ГГДВ (рис.4) освоїти виробництво триметалевих заготовок кінцевих фрез і мітчиків. Макроструктура одержуваного триметалевого інструмента показана на рис.4в. Застосування дифузійного зварювання в активних газах під шаром флюсу дозволило скоротити обсяг зварювального облоя, що образується, в 3-4 рази. Це дозволило перейти до досліджень, направлених на скорочення витрат металу при виробництві великих (діаметром до 52 мм) фрез галузі [5-10].

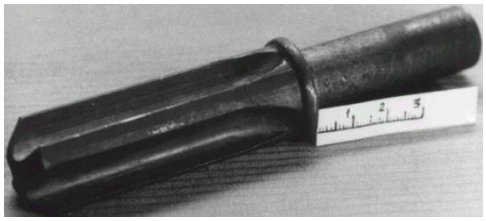


а)

б)



в)



г)

Рисунок 4 - Виробництво триметалевого кінцевого інструменту

Металографічні дослідження паяних швів, виконаних із припоєм марки ПЖ60НХБ, показали, що шов з боку конструкційної сталі має тонку (0, 02-0,03мм) смужку легованого ферриту з мікротвердістю 26-28 HRC. Далі - зона мартенситу (HRC 61-63) із включеннями ферриту (HRC 25-26), за якою - перехідна зона троостомартенситу (HRC 58-59). Швидкорізальна сталь, що примикає до перехідної зони, мала структуру мартенситу дрібної будови й карбідів. Конструкційна сталь, як правило, мала структуру троостосорбиту. Порівняльна простота одержання біметалічної заготовки з порошків методом гідростатичного пресування й гарячої екструзії дозволила із залученням методу гарячого гідродинамічного пресування ГГДВ освоїти виробництво триметалалевих заготовок кінцевих фрез і мітчиків.

Висновки. Запропоновано комплекс методів одержання об'ємних заготовок ріжучих елементів кінцевого інструмента з водорозпилених порошків швидкорізальних сталей методами спікання, гарячої й газової екструзії і гарячим гідродинамічним видавлюванням.

Бібліографічний список

1. Доморацкий В.А., Николаев В.К. Некоторые свойства быстрорежущей стали, распылен-ной водой. - В сб. III Всесоюзного совещания "Получение,свойства и применение распыленных металлических порошков", АрмНИИМаш, Ереван. 1978 г., С. 12
2. Санин А.Ф., Доморацкий В.А., Николаев В.К. и др. Методы получения рациональной заготовки инструмента из порошковой быстрорежущей стали. - ЦНТИ "Поиск", Москва. В сб. "Технология" вып. 3, 1983г., С. 6 – 11
3. Карпинос Д.М., Санин А.Ф., Доморацкий В.А. и др. Распыление быстрорежущих сталей водой. - Порошковая металлургия, 1983 г., № 12, С. 1 – 3
4. Санин А.Ф., Николаев В.К., Доморацкий В.А. и др. Механизм спекания прессовок из порошка быстрорежущей стали. - В сб. VII Международной конференции по порошковой металлургии. Моравское книжное издательство, ЧССР, 1987 г., т. III, С. 269-275
5. Санин А.Ф., Николаев В.К., Доморацкий В.А. и др. Определение состава жидкой фазы при спекании быстрорежущих сталей. - Адгезия и контактное взаимодействие расплавов, К.: Наукова думка, 1988г. С.196-200.
6. Санин А.Ф., Доморацкий В.А., Кантин В.Г. и др. Прогрессивные технологии производства триметаллических фрез. - В сб. "Прогрессивные процессы обработки материалов давлением", Минск, ФТИ АН БССР.1989 г. – С. 97-98
7. A.Sanin, O. Nechiporenko, V.Domoratsky/Some Perculiarities of Water Atomization of High-speed Steels Melts International Conference on Powder Metallurgy, London, 2 – 6 July 1990, V. III, P. 1-3
8. A.Sanin, L. Shcheglova, I.Gulidov.Densification of Powder High-speed Steels While Sintering and Extrusion,International Conference on Powder Metallurgy, London, 2 – 6 July 1990, V. III, P.264
9. Доморацкий В.А.,Верховцев М.Ю., Николаев В.К. и дрГазостатическое прессование порошков без металлических контейнеров. - Федерация НТО Болгарии. В сб. Международной конференции "Новые материалы и технологии в порошковой металлургии", София, Болгария,1990 г., с. 66-69
10. Бербенцев В.Д.,ДоморацкийВ.А.,Шпирка И.И. и др. Опыт производства режущих элементов методом газовой экструзии. В сб. Применение импульсных методов обработки давлением для производства порошковых изделий, композиционных материалов и покрытий. Волгоград. 1990. С. 99-101.

Стаття надійшла 20.03 2014 року

УДК 621.73.016.2:672.719.9

*A.Sanin, V.Bobilev, V.Berbencev, V.Domoratskiy, V.Nikolaev, I.Shpirka**

Metallurgical production assurance end of the cutting tool

A complex of methods of obtaining bulky workpieces cutting elements of the limit of the instrument of водораспыленных powder high-speed steels methods of sintering and hot gas extrusion and hot hydrodynamic separation.

Запропонований комплекс методів отримання об'ємних заготовок ріжучих елементів кінцевого інструменту з водорозпіленіх порошків швидкорізальних сталей методами спекання, гарячої та газової екструзії і гарячого гідродинамічного витискування.

Предложен комплекс методов получения объемных заготовок режущих элементов конечного инструмента из водораспыленных порошков быстрорежущих сталей методами спекания, горячей и газовой экструзии и горячего гидродинамического выдавливания..

Introduction. The experience, which was available in our country, in the production of powder high-speed steels at such workshops as "DSS" (Zaporozhe) and "Izhstal" (Izhevsk), was limited by the production of billets of powders, dispersed by the nitrogen. High resistance of obtained steel because of the difficulties in the processing, due to the poor extrusion of the powders with spherical particles, and keeping the volumes of machining in tools production at the level of traditional production, low metal recovery (MUF) 0.3 - 0.4 are not compensated by high mechanical and performance properties of these steels.

Presentation of the basic material research. At that time, the production of high-speed steel powders by high-pressure water spraying of the alloy and tools production of them by sintering followed by treatment with or without pressure became more and more common in the UK, the U.S., Japan, Germany and other countries. This technology provided the minimization of machining, increasing the metal recovery to 0.85-0.95 with an increase in the cost of finished tools compared to the cost of bar section by only 10-15%.

The research allowed developing the following process steps:

1. High pressure water spraying of the alloy. Stream of the alloy was sprayed with high-pressure water (above 14 MPa). In order to reduce the steel oxidation the spraying chamber was filled with nitrogen. Specific water consumption amounted to 0.009-0.012 m^3 per 1 kg of alloy. Overall dimensions of the spraying unit (with the sump and an emergency water tank) 3x3x2.7m. For comparison it can me mentioned the height of the nitrogen spraying chamber at "DSS" which height is 13.1 m, the diameter of 2.5 m. High purity nitrogen flow rate (99,995 wt.%) is 0.10 m^3 per 1 kg of the alloy [1].

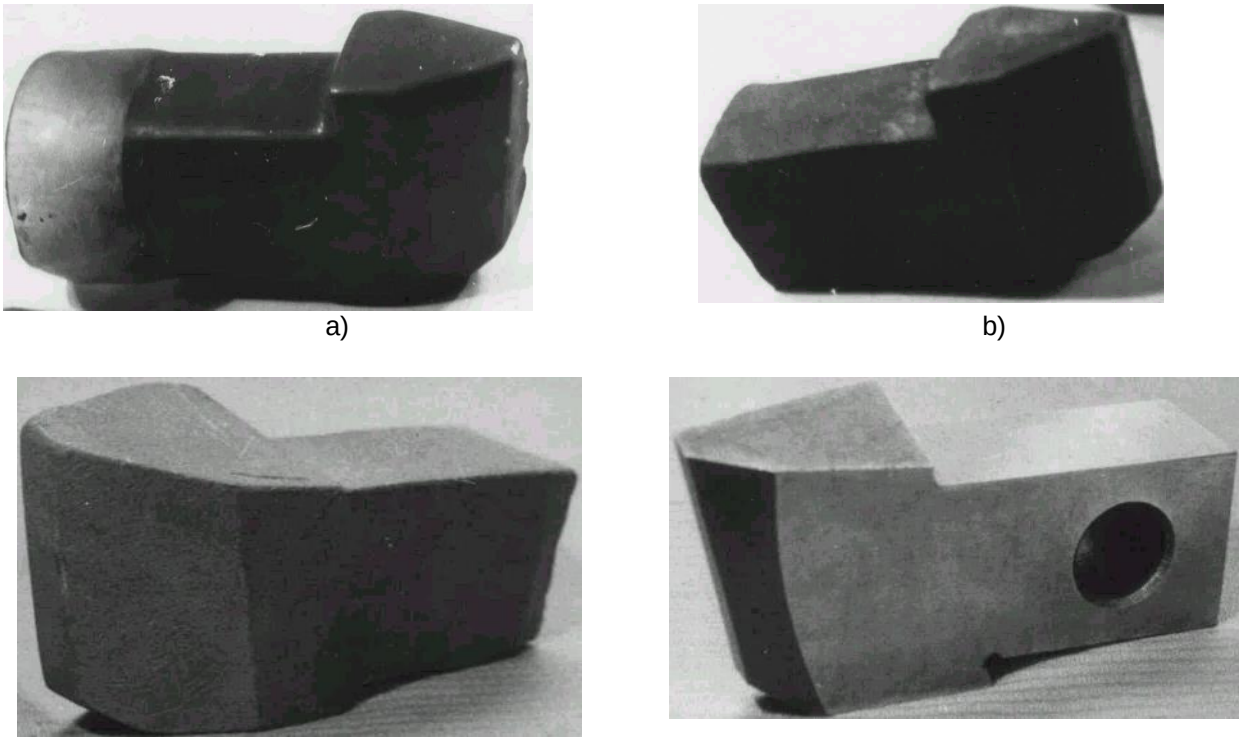
2. Preparation of the powder. The resulting powder was dehydrated and vacuum dried. Dehydrated powder was treated with special liquid process fluids and additives [2].

3.Extrusion was carried out in the reusable elastic capsules - up to 10^3 or more cycles. It was the first time in the national practice when during the production of high speed steel powdered the disposable steel containers were completely excluded.

4.Sintering. First sintering of high-speed steels was carried out at strictly fixed content of the liquid phase [3,4], which is controlled directly in the sintering process, thus improving the level and stability of the steel properties compared with the existing foreign counterparts. Sintering to the pore-free state was used in the manufacture of complex shapes tool blanks - tooth for cutting of ring gears of the crane for production of which previously required the forged billet weighing more than 2 kg, with metal recovery of less than 0.2 and a large machining output

*Sanin Anatoliy Fedorovich , Professor of Dnepropetrovsk National University, Doctor of Technical Sciences (D.Sc.);
Bobilev Vitaliy Petrovich, Head of Department of National Metallurgical Academy of Ukraine, Candidate of Technical Sciences (Ph.D), professor;
Berbencev Vladimir Demianovich, Senior Researcher of Institute of High Pressure Physics, Russian Academy of Sciences, Candidate of Technical Sciences (Ph.D);
Domoratskiy Vsevolod Arturoich, associate Professor of National Metallurgical Academy of Ukraine, Candidate of Technical Sciences (Ph.D);
Nikolaev Vladimir Konstantinovich, Senior Researcher of Dnepropetrovsk National University;
Shpirka Igor Ivanovich, Senior Researcher of Dnepropetrovsk National University;
Reviewer Kadilnikova Tatjana Head of Department of National Metallurgical Academy of Ukraine, Doctor of Technical Sciences (D. Sc).

ratio(Figure 1).



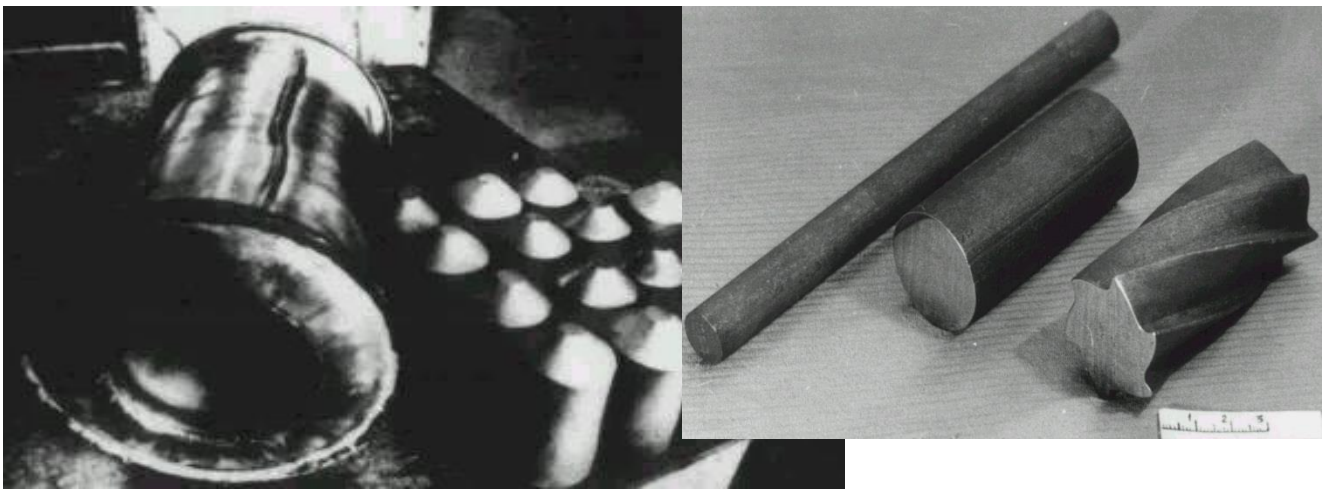
a) b)

c) d)

a) elastic extrusion capsule with powder b) extruded billet
c) the billet after the sintering d) tooth for ring gears cutting
Figure 1 - Stages of tooth for ring gears cutting

It increased the metal recovery from 0.25-0.30 to 0.85-0.88. For the production of large-size complex shapes tool (Fig. 2a) we used the hot isostatic pressing plant [5] with the diameter of working space of 250 mm.Workpieces for hot extrusion to produce end cutting tools were sintered to a residual porosity of 10%.

Heating of sintered workpieces for extrusion (Fig. 2b) was performed in the induction plant in a nitrogen atmosphere. The workpiece was extruded "body size" through the contour drawing blocks on the press with the force of 5 MN. The resulting workpiece of tool cutting part (Figure 2c) was annealed and cut longwise.



a) b) c)

a) container for hot isostatic pressing; b) extruded billets;c) extruded rod

Figure 2 - The main types of metallurgical semi-finished products for the production of the cutting tool

The main feature is the ability to implement various advanced technologies for the manufacture of a wide range of cutting tools: sintering of the workpiece which does not require any machining, hot and/or cold extrusion, gasostatic extrusion and other. And when the range of tools and technologies of its production change, it does not require the use of additional equipment and personnel.

An example of such tool was countersink production (Fig. 3), which has encouraged the exploration and development of composite tools technology. It became clear that the use of high-speed steel powder for purely structural functions of the tool is impractical.

So, further developments were aimed at a drop of the amount of high-speed steel in the finished tool. This has been achieved through extensive use of high-speed tools for soldering on the regime of "brazing-hardening" at the structural steel connection

to 400-500 MPa (40-50 kgf/mm2), which is about the same strength of welded joints, and 10 times was higher than the strength of glued connections.

High-speed steel, which is adjacent to the transition zone, had the structure of fine martensite and carbides.

Structural steel, as a rule, had troostite-sorbite structure.

The relative simplicity of bimetallic billets obtaining from powders by hydrostatic and hot extrusion allowed using the methods of hot hydrodynamic extrusion HHDE (Fig. 4a) and develop the production of trimetallic workpieces of end mills and taps (Fig. 4b, d).

Macrostructure of obtained trimetallic tool is shown in Figure 4c [5-10].

The use of diffusion submerged arc welding in active gases reduced the volume of the casting material, typical for friction welding, It allowed the move to the research directed to reduce material consump

1220^0Cand higher of the PZH60NHB bra-ze grade providingthe strength at cut of high speedandtion in the production of large (diameter to 52 mm) mills of the industry.

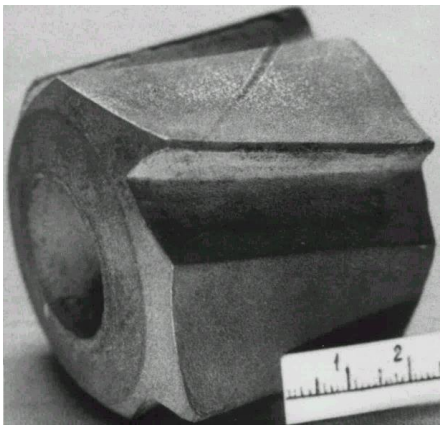
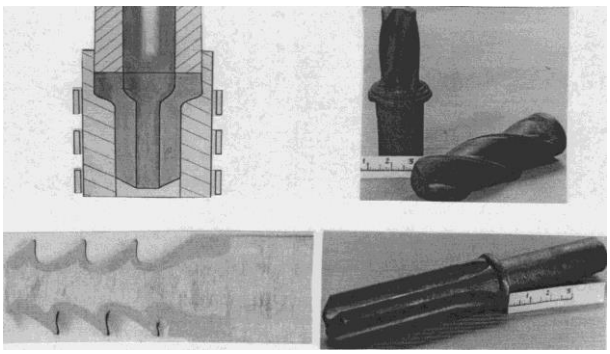


Figura 3 - Countersink production

Vinnitsa machine tool works have shown that the resistance and durability of their work 5-8 times increase the same figures of the solid metal series-produc-tion tool at 20-30 times reduction of high speed steel consumption.

Implemented complex of the research for low-ductility materials extrusion led to the development and manufacture the plant GEP-5 designed for the high-pressure gas extrusion (up to 400 MPa) at temperatures up to 1210°C of cylindrical workpieces of the diameter of 28 mm and the length of 500 mm with the strain degree up to 98%, extrusion speed of 100 mm/sec, and the strain rate up to $10s^{-1}$. In this structure the principle of elastic O-rings with power connector of the pressure vessel along the center line is applied for sealing.

Opening mechanism of gas extrusion chamber is a split frame consisting of four vertical guide stanchion, fixed with stationary plates.



a) the scheme of hot extrusion; b) embossed and welded workpieces; c) the macrostructure of cross-section harvesting;
d) embossed of three-metal end taps forming

Figure 4 - Production HHDE process of three-metal end cutting tools

Conclusions. A complex of methods of obtaining bulky workpieces cutting elements of the limit of the instrument of водораспыленных powder high-speed steels methods of sintering and hot gas extrusion and hot hydrodynamic separation. The sintering in a vacuum hold up to the achievements in the preparation of the closed porosity, and hot pressing carry out the method of extrusion of the inert gas environment with local heating of deformation center below the temperature of the beginning of crystallization. The technical result is the development of methods for producing the quality metallurgical raw material of a wide range of cutting elements of the limit of the cutting tool in the reduction of consumption of high-speed steel 20-30 times.

References

1. Sanin A., Nechiporenko O., Domoratsky V. Some Perculiarities of Water Atomization of High-speed Steels Melts. - International Conference on Powder Metallur-gy, London, 2 – 6 July 1990, V. III, P. 1-3
2. Sanin A., Nechiporenko O., Domoratsky V. Methods of improvement of technolo-gical properties of the sprayed particles. - Council the second world Congress on technology of particles. The society of powder metallurgy of Japan, Kyoto, 19-22. 09.1990., p.78
3. Kvasha A., Manko T., Domoratsky V. Optimization produce billets from powders for hot isostatic pressing. - The Royal society of engineers. Metallurgical section."Hot isostatic pressing of materials",Antwerp,Belgium, 1988,t. II, p. 2.23 - 2.28
4. Sanin A., Domoratsky V., Nikolaev V. On the impact of the initial dislocation structure on the processes of the initial stage of a liquid phase sintering of high-spe-ed steel. - ZIPFK AW DDR Sa. IX Internationale Konferenz "Phänomenologie Sin tern. Technologie", Berlin, 1989., p. 101 – 109
5. Domoratsky V., Sanin A., Nikolaev V. High-performance HIP-process to produ-ce billets of the complex form of powder hard-to-deform alloys. - In the security Council. Int.Conf. on metals and metal working "Metals and technology space of the century", Daiton, Ohio, USA. 2-6 .08. 1988, p. 34
6. Domoratsky V., Sanin A., Nikolaev V. The specific features of welding high-carbon materials based on iron. - IIW/IIS (International Institute of welding). In the collection of the Int.Conf. "Processes in the connection of new structural materials", Montreal, Canada, Pergamon Press, London, 1990. p. 311-316
7. Bobylev V., Domoratsky V.Gas extrusion for slender cores and sections produc-tion.- Scientific Journal Acta Universitatis Pontica Euxinus, separate volume ISBN 978-966-812-97-3, Varna, Bulgaria, 2011. – 156-159
8. Бербенцев В.Д., Алымов М.И., Бедов С.С. Консолидация нанопорошков методом газовой экструзии. – Российские НАНО технологии, 2 (2007), 7-8 (август), С. 116-120
9. Бербенцев В.Д., ДоморацкийВ.А., Шпирка И.И. и др. Опыт производства режущих элементов методом газовой экструзии. В сб. Применение импульсных методов обработки давлением для производства порошковых изделий, композиционных материалов и покрытий. Волгоград. 1990. С. 99-101.

Articlearrived 10.12. 2014

УДК 669.182

Є.Л.Сорокін*

Кінетика взаємодії рудної та вугільної складових

У статті представлені кінетичні рівняння, які наочно описують складність взаємодії рудної та вугільної складових,що дозволяє більш детально вивчити процес їх спільного спікання і надалі контролювати процес коксування.

The paper presents the kinetic equations that describe the visual complexity of the interaction between the components of the ore and coal, this allows a more detailed study of the sintering process of sharing in the future to control the coking process.

В статье представлены кинетические уравнения, которые наглядно описывают сложность взаимодействия рудной и угольной составляющих, что позволяет более детально изучить процесс их совместного спекания ы впоследствии контролировать процесс коксования.

Вступ.Проблема цілеспрямованого регулювання якістю коксохімічної продукції привертає особливу увагу при нинішніх складних економічних умовах. Нестабільність поставок компонентів вугільної шихти[1] призводить до зниження виходу, а також погіршення якост коксу.
Викладення основного матеріалу досліджень. Можливим шляхом вирішення сутності проблеми є спосіб виробництва коксу з вугілля, яке спікається із застосуванням рудних відходів як активних добавок [1-4].

У наукових роботах [5-8] досліджувався вплив мінеральних добавок на спікання та спікливу здатність, але кінетика взаємодії даних речовин розглянута недостатньо. Таким чином,метою даної роботи було вивчення кінетики взаємодії вугілля та червоного шламу при їх спільному нагріванні без доступу повітря.

Дл детальної оцінки отриманих результатів диференціально-термічного аналізу (ДТА) була використана кінетична модель неізотермічного процесу [1, 2]:

$$\frac{dV_\tau}{d\tau} = K_0 \cdot e^{-\frac{E}{RT_\tau}} \cdot (V_k - V_\tau)^n ,$$

де:
Vk-кінцевий вихід летких речовин, мас. частка;
Vт- вихід летких речовин за даними ДТА до моменту часу т, мас. частка;
т-час від початку досліду, хв;
K_0, E, Rin параметри-мікрокінетичні аналоги предекспоненти, енергії активації, універсальної газової постійної (R =8,134кДж /кмоль*^{0}К) і порядку реакції;Тт-температура при визначенні Vт, ^{0}К;

Оскільки в ДТАтемпературу піднімають як лінійну функцію часу, то

$$T_\tau = T_0 + \omega_T \cdot (\tau - \tau_0),$$

де: T_0 –температура у моментт$_0$, ^{0}К;
ω_T-швидкість підйому температури,^{0}К/ хв.
Приймаємо, що вибіркові оцінки параметрів K_0, E in повинні задовольняти

$$\min \sum_\tau (V_\tau - \hat{V}_\tau)^2 ,$$

де:
Vт - розрахункове значенняVт, знайденерішенням рівняння

$$\int_{V_0}^{\hat{V}_\tau} dV_\tau = K_0 \int_{\tau_0}^{\hat{\tau}} e^{-\frac{E}{RT_\tau}} (V_k - V_\tau)^n d\tau$$

Вважаючи,що

$$V_k - V_\tau > \delta_V > 0$$

Для чисельної оцінки кінетичних параметрів, в якості вихідних даних використовували показання 10замірів на кривій TG (спад маси)вибрані таким-чином,щоб охопитио область максимальної швидкості втрати маси, візуально визначачену на кривій DTG(швидкості втрати маси).Результати, отримані при обробці деріватографічних кривих, показано у таблицях 1 і 2.

* Сорокін Євген Сергійович, доцент НМетАУ, к.т.н.
Рецензент Кадильникова Тетяна Михайлівна, зав. каф.НМетАУ, д.т.н., професор.

Таблиця1 - Вихідні дані для розрахунку кінетичних параметрів термічного піролізу вугілля марки Г

№ точки	Температура, ^{0}К	Час, хв	Маса навішування, гр	Втрата маси, $V_т$	
				гр	%
1	623	58	0,892	0,028	1,42
2	627	63	0,882	0,038	2,66
3	649	67	0,870	0,05	4,14
4	673	71	0,848	0,072	6,87
5	688	74	0,834	0,086	8,61
6	704	78	0,820	0,100	10,34
7	723	81	0,813	0,107	11,21
8	754	88	0,801	0,119	13,70
9	792	95	0,786	0,134	14,56
10	819	99	0,779	0,141	15,42

Таблиця 2 - Вихідні дані для розрахунку кінетичних параметрів термічного піролізу вугілля марки Гз додаванням 0,5%червоного шламу

№ точки	Температура, ^{0}К	Час, хв.	Маса навішування, гр	Втрата маси, $V_т$	
				гр	%
1	590	54	0,886	0,024	1,26
2	601	58	0,881	0,029	1,59
3	619	61	0,875	0,035	2,05
4	637	64	0,866	0,044	3,08
5	655	68	0,855	0,055	4,87
6	673	72	0,839	0,071	6,89
7	695	75	0,826	0,084	8,54
8	713	79	0,817	0,093	9,67
9	747	85	0,800	0,110	11,82
10	787	94	0,783	0,127	13,37

З отриманих залежностей очевидно, що експериментальні точки в обох випадках наближені до розрахункових кривих, отже, отримані рівняння є адекватними.

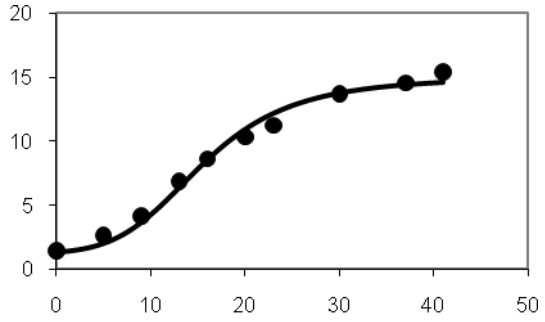


Рисунок 1 - Залежність виходу летучих речовин чистого Газового вугілля від часу (знаком " " позначені експериментальні значення)

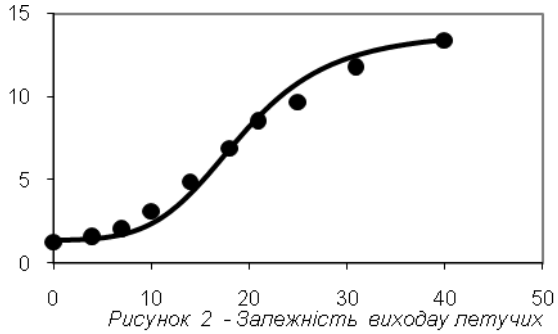


Рисунок 2 - Залежність виходу летучих речовин Газового вугіля с додаванням 0,5 % красного шламу від часу (знаком " " позначені експериментальні значення)

При диференціюванні інтегральних рівнянь залежностей, були отримані рівняння швидкості втрати маси, які графічно зображені на рис.3, 4. Зроблено розрахунок кінетичних параметрів, які-складають:

-для чистого газового вугілля:

.

E =54500кал /моль;n= 2;K_0= 10;T_0=623^{0}K;
r_{max}=0,738^{0}K/ хв;T_{max} =670^{0}K

-для газового вугілля з додаванням 0,5% червоного шламу:

E =65000кал /моль;n= 2;K_0= 25; T_0=590^{0}K;
r_{max}=0,697^{0}K/ хв;T_{max} =670^{0}K

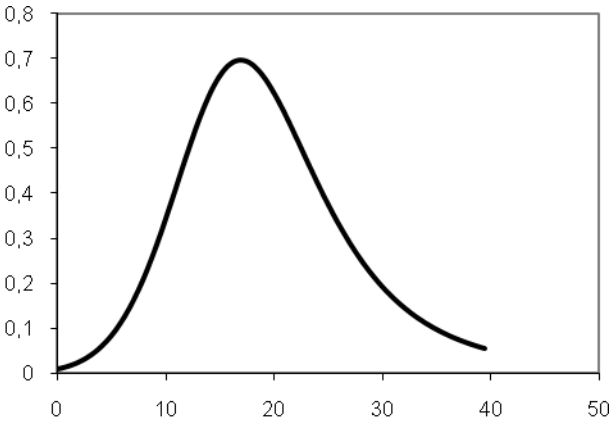


Рисунок 4 - Залежність втрати маси Газового вугілля з додаванням 0.5 % красного шламу в залежності від часу

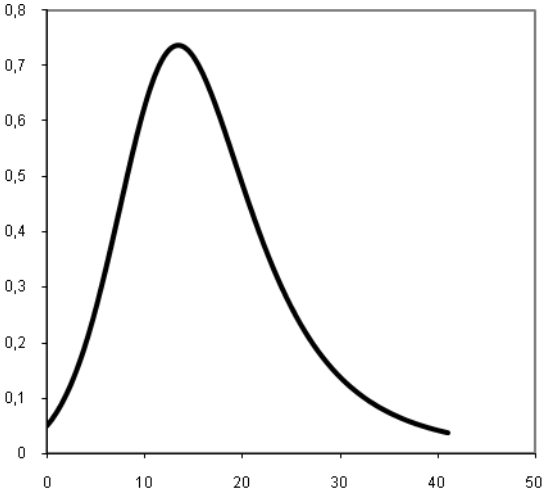


Рисунок 3 - Залежність втрати маси Газового вугілля в залежності від часу

Висновки.Результати аналізу деріватографічного дослідження показують, що внесення мікродобавки червоного шламу в кількості 0,5% призводить до збільшення енергії активації реакцій (54500 кал / моль у газового вугілля і 65000 кал / моль при внесенні червоного шламу),супутніх виходу летких речовин. При цьому, знижується максимальна швидкість втрати маси (rmax) і збільшується інтервал інтенсивного виділення летких речовин (рис. 3, 4).Звідси випливає, що червоний шлам є активною добавкою до газового вугілля при їх спільному нагріванні та інгібуюче діє на протікання процесів.

Бібліографічний список

1. Гусак В.Г., Дроздник И.Д. О марочной структуре и технологических свойствах углей, импортируемых в Украину для коксования// Углехимический журнал. – 2011. - №1-2. – С. 3-11.
2. Старовойт А.Г., Сорокин Е.Л., Коваль А.А. Разработка рекомендаций для составления рудноугольных смесей и формирования оптимальных свойств специальных видов кокса// Металлургическая и горнорудная промышленность.– 2005. – №4.– С. 13–16.
3. Лазаренко А.Я., Старовойт А.Г., Егоров В.М., Кауфман С.И. Получение доменного и недоменного кокса из шихт с добавками магнетита// Теория и практика металлургии.– 2000.– № 2.– С. 40 – 45.
4. Лазаренко А.Я. О рачительном производстве доменного и недоменного кокса// Кокс и химия.– 2002.– № 8.– С. 38–44.
5. Егоров В.М. Спекаемость углеминеральных смесей// Кокс и химия, 1997.– №2– С. 21–24.
6. Старовойт А.Г., Сорокин Е.Л., Улановский М.Л., Мирошниченко Д.В. Исследование влияния красных шламов на качество специальных видов кокса// Металлургическая и горнорудная промышленность.– 2005. – №3.– С. 12–15.
7. Егоров В.М., Сорокин Е.Л. Взаимодействие угля марки Г с красным шламом// Углехимический журнал. –2003.– № 1- 2. –С. 6-7.
8. Егоров В.М., Сорокин Е.Л. Утилизация красных шламов в коксохимической промышленности// Углехимический журнал. –2002.– № 5- 6. – С. 47-48.
9. Власов Г.А., Барский В.Д. Метаморфизм и динамика состава и строения твердых топлив// Углехимический журнал .– 2005.– № 1–2. – С. 3 –10.
10. Барский В.Д., Рудницкий А.Г., Власов Г.А. Еще раз о метаморфизме угля// Кокс и химия.– 2004.– № 1.– С. 6–11.

Стаття надійшла 24.12.2014

UDC 669.182

E.Sorokin*

Kinetics of cooperation ore and coal constituents

The paper presents the kinetic equations that describe the visual complexity of the interaction between the components of the ore and coal. This allows a more detailed study of the sintering process of sharing in the future to control the coking process.

У статті представлені кінетичні рівняння, які наочно описують складність взаємодії рудної та вугільної складових. Що дозволяє більш детально вивчити процес їх спільного спікання і надалі контролювати процес коксування.

В статье представлены кинетические уравнения, которые наглядно описывают сложность взаимодействия рудной и угольной составляющих. Что позволяет более детально изучить процесс их совместного спекания и в дальнейшем контролировать процесс коксования.

Introduction.Problem of the purposeful adjusting the special attention attracts quality of products at present economic terms. Instability of supplying with the components of coal charge [1] results in the decline of exit, and also worsening of quality of the got product - coke.

Presentation of the basic material research. One of possible ways of decision of this problem is a method of production of coke from close-burning coal with the use of nittings as active additions [2-4].

In the advanced studies [5-8] influence of mineral additions was investigated on a sinterability ability, but kinetics of cooperation of these substances is considered not enough.

Thus, an aim hired was to study kinetics of cooperation of coal and red slam at their joint heating without access of air.

For the detailed estimation of the got results of diferenzhial analysis (DTA) the kinetic model of unisothermal process was used [1, 2]:

$$\frac{dV_\tau}{d\tau} = K_0 \cdot e^{-\frac{E}{RT_\tau}} \cdot (V_k - V_\tau)^n$$

where:Vk is an eventual exit of volatiles, the masses. stake;

Vт is an exit of volatiles from data of DTA to the moment of time т, of the masses. stake;

т it is time from the beginning of experience, mines;

K_0, E, R and parameters are microkinetik analogies of predxponents, energies of activating universal gas permanent (R=8,134 кDJ/of кMol*^{0}K) and order of reaction;

$T_т$ is a temperature at determination of Vт, ^{0}K;

As in DTA a temperature is lifted as a linear function of time, then

$$T_\tau = T_0 + \omega_T \cdot (\tau - \tau_0)$$

where:T_0 is a temperature in the moment of $т_0$, ^{0}K;

ω_A ton is climbing of temperature ability, ^{0}K/min

We accept, that selective estimations of parameters of K0, E and n must satisfy

$$\min \sum_\tau (V_\tau - \hat{V}_\tau)^2$$

where: : $\hat{V}_\tau$ - a calculation value Vт, is found the decision of equalization :

$$\int_{V_0}^{\hat{V}_\tau} dV_\tau = K_0 \int_{\tau_0}^{\hat{\tau}} e^{-\frac{E}{RT_\tau}} (V_k - V_\tau)^n d\tau$$

Supposing that

$$V_k - V_\tau > \delta_V > 0$$

For the numeral estimation of kinetic parameters, as basic data testimonies were used a 10 measuring on the curve of TG (the masses decreased) chosen so that to overcome the area of high speed of loss of mass, DTG (speeds of loss of mass) determined by sight on a curve. The results got at treatment of derivatograf of curves are shown in tables 1 and 2.

*Sorokin Evgeniy, Associate Professor of National Metallurgical Academy of Ukraine, Doctor of Technical Sciences (D.Sc.)
Reviewer Kadilnikova Tatiana, Head of Department of National Metallurgical Academy of Ukraine, Doctor of Technical Sciences (D. Sc).

Table 1 - Basic data for the calculation of kinetic parameters of thermal pyrolysis of coal of brand of G

№ points	Temperature, ^{0}K	Time, mines	Mass of hinge-plate, g	Loss of mass, $V_т$	
				g	%
1	623	58	0,892	0,028	1,42
2	627	63	0,882	0,038	2,66
3	649	67	0,870	0,05	4,14
4	673	71	0,848	0,072	6,87
5	688	74	0,834	0,086	8,61
6	704	78	0,820	0,100	10,34
7	723	81	0,813	0,107	11,21
8	754	88	0,801	0,119	13,70
9	792	95	0,786	0,134	14,56
10	819	99	0,779	0,141	15,42

Table 2 - Basic data for the calculation of kinetic parameters of thermal pyrolysis of coal of brand of G with addition 0,5 % red shlam

№ points	Temperature, ^{0}K	Time, mines	Mass of hinge-plate, g	Loss of mass, $V_т$	
				g	%
1	590	54	0,886	0,024	1,26
2	601	58	0,881	0,029	1,59
3	619	61	0,875	0,035	2,05
4	637	64	0,866	0,044	3,08
5	655	68	0,855	0,055	4,87
6	673	72	0,839	0,071	6,89
7	695	75	0,826	0,084	8,54
8	713	79	0,817	0,093	9,67
9	747	85	0,800	0,110	11,82
10	787	94	0,783	0,127	13,37

From the got dependences obviously, that experimental points in both cases of to the calculation curves, consequently, the got equalizations are adequate.

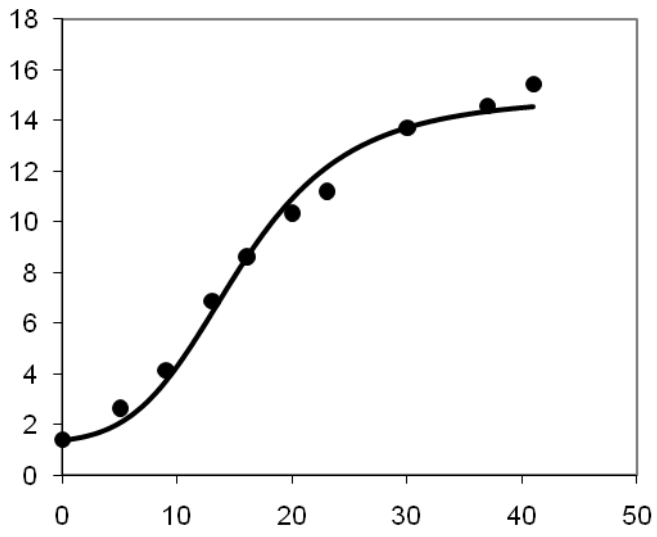


Figura 1 - Dependence of exit of volatiles of clean Gas coal on time (experimental values mark a sign)

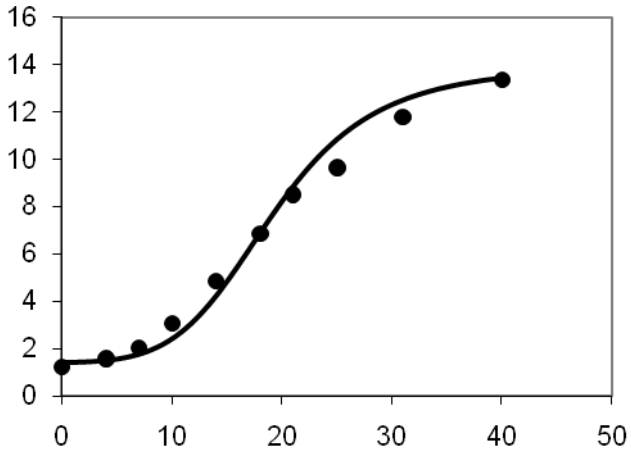


Figura 2 - Dependence of exit of volatiles of clean Gas coal with addition of 0,5 м % of red shlam from time (experimental values mark a sign)

Diferenzial of integral equalizations of dependences, equalizations of speed of loss were got the masses that is graphicly represented on pictures 3, 4.

The calculation of kinetic parameters that make is produced:

- for clean gas coal

E = 54500 cal/moth of clothes; n = 2; K_0 = 10; T_0 = 623 ^{0}K; r_{max} = 0,738 ^{0}K/mines; Tmax = 670 ^{0}K

- for gas coal with addition 0,5 % red shlam

E = 65000 cal/moth of clothes; n = 2; K_0 = 25; T_0 = 590 ^{0}K; r_{max} = 0,697 ^{0}K/mines; Tmax = 670 ^{0}K.

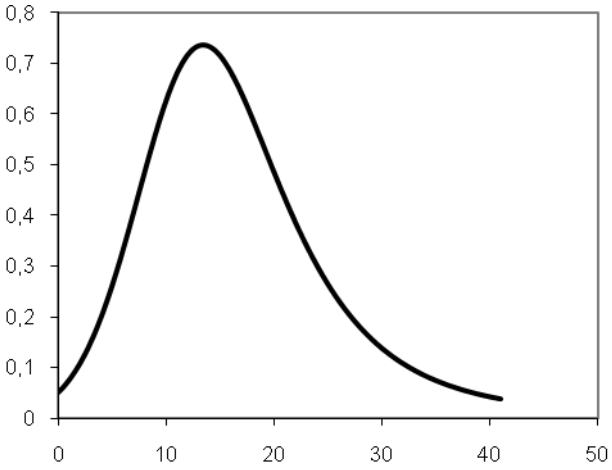


Figura 3 - Speed of loss of mass of Gas coal depending on time

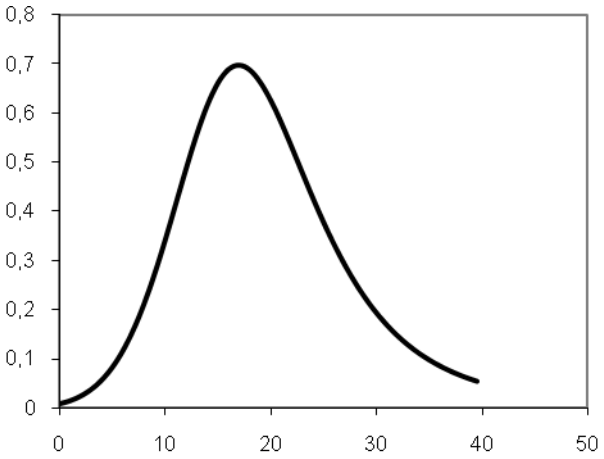


Figura.4 - Speed of loss of mass of Gas coal with addition 0,5 % red shlam depending on time

Conclusions. The results of analysis of derivatograf research show that bringing of microadding of red shlam in an amount 0,5 % results in the increase of energy of activating (54500 cal/moth of clothes at gas coal and 65000 cal/moth of clothes at bringing of red shlam) of reactions concomitant to the exit of volatiles. Thus, high speed of loss of mass (r_{max}) goes down and the interval of intensive selection of volatiles (fig. 3, 4) increases.

It is necessary from here, that red shlam is active addition to gas coals at their joint heating and renders the ingibiring operating on aleak processes.

References

1. Gusak V.G., Drozdnik I.D. O marochnoy strukture i tehnologicheskih svoystvah ugley, importiruemih v Ukrainu dlya koksovaniya// Uglehimicheskiy jurnal.-2011/-№1-2. - S. 3-11.
2. Starovoyt A.G., Sorokin E.L., Koval A.A. Razrabotka rekomendaciy dlya sostavleniya rudno-ugol'nih smesey i formirovaniya optimal'nih svoystv special'nih vidov koksa// Metallurgicheskaya i gornorudnaya promishlennost'.- 2005. - №4. -S. 13-16.
3. Lazarenko A.Ya., Starovoyt A.G., Egorov V.M., Kaufman S.I. Poluchenie domennogo i nedomenn - go koksa iz shiht s dobavleniem magnetite// Teoriya i praktika metallurgii.- 2000. - №2. S. 40-45.
4. Lazarenko A.Ya. O rachitel'nom proizvodstve domennogo i nedomennogo koksa// Koks i himiya.- 2002 – S. 38-44.
5. Egorov V.M. Spekaemost' uglemineral'nih smesey// Koks i himiya.-1997. –№2 – S. 21-24.
6. Starovoyt A.G., Sorokin E.L., Ulanovskiy M.L., Miroshnichenko D.V. Issledovanie vliyaniya krasnih shlamov na kachestvo special'nih vidov koksa// Metallurgicheskaya i gornorudnaya promishlennost'.- 2005. - №3. -S. 12-15.
7. Egorov V.M., Sorokin E.L. Vzaimodeysvie uglya marki G s krasnim shlamom// uglehimicheskiy jurnal. – 2003.- №1-2. – S. 6-7.
8. Egorov V.M., Sorokin E.L. Utilizaciya krasnih shlamov v koksohimicheskoy promishlennosti// Uglehimicheskiy jurnal. - 2002/-№5-6. - S. 47-48.
9. Vlasov G.A., Barskiy V.D. Metamorfizm i dinamika sostava i stroeniya tveyrdih topliv// Ugleh-?micheskiy jurnal. - 2005/-№1-2. - S. 3-10.
10. Barskiy V.D., Rudniczkiy A.G., Vlasov G.A. Eshe raz o metamorfizme uglya// Koks i himia. – 2004. - №1. – S. 6-11.

Articlearrived 24.12. 2014

УДК 546.27

*О.Г.Величко, Л.В.Камкіна, В.С.Манідін, Л.Є.Ісаєва, І.Ф.Червоний**

Роль Бору в процесах отримання якісної сталі і проблеми його визначення

Вивчено вплив і встановлена можливість визначення «ефективного» Бору в сталі. Освоєна технологія мікролегування низьковуглецевої сталі Бором з отриманням гарантованого вмісту на рівні не менше 0,0008%. Проведено механічні випробування.

The influence and the potential for the definition of "effective" boron in stee are made. The technology of low-carbon steel with boron microalloying with a guaranteed content of at least 0.0008%. Mechanical tests.

Изучено влияние бора и установлена возможность определения «эффективного» Бора в стали. Освоена технология микролегирования низкоуглеродной стали Бором с получением гарантированного содержания на уровне не менее 0,0008%. Проведены механические испытания.

Вступ. Комплекс цінних і різноманітних фізико-хімічних і інших властивостей сполук Бору є основою, що забезпечує його широке застосування в усіх галузях промисловості. З усіх елементів періодичної системи Бор по різноманіттю областей використання поступається тільки Карбону. Бор в якості легуючого елементу відомий давно і багато способів поліпшення якості чорних і кольорових металів і спеціальних сплавів добавками Бору знаходять застосування тривалий час.

Аналіз літературних даних. Перші систематичні дослідження, що поклали початок наукового вивчення сталі, що містить Бор, були зроблені під керівництвом майбутнього академіка АН СРСР Чижевського Н.П. і опубліковані в 1915 році [1]. На підставі результатів термічного і хімічного аналізів і мікроструктури отриманих сплавів складена діаграма для сплавів до 11,54% В. В результаті досліджень були знайдені сполуки FeB і Fe_2B. Вивчений вплив Бору на червоноламкість, твердість і ковкість сталі. У 1942 -1944 рр. з'явилися статті про результати досліджень впливу малих кількостей Бору в конструкційній сталі, які були систематизовані і опубліковані в роботі [2].У 1960 році у видавництві АН Української РСР під загальною редакцією Г. В. Самсонова вийшла у світ книга «Бор его соединения и сплавы» [3]. Надано опис усіх відомих систем за участю Бору, детально розглянуті питання застосування сплавів Бору у виробництві жароміцних сплавів, радіотехніці і електроніці, машинобудуванні, металургії і хімії.

У 1961 році була переведена монографія про вплив Бору, Кальцію, Ніобію і Цирконію в чавуні і сталі під редакцією Вінарова С. М. [4]. У роботі відзначається, що на відміну від більшості легуючих елементів Бор додається в сталь в надзвичайно малих кількостях (10^{-4}- 10^{-3}). З іншого боку, добавки Бору повинні обмежуватися деякими межами, оскільки надмірно малі дози можуть виявитися не ефективними, а занадто великі добавки можуть привести до крихкості і червоноламкості сталі.

У 1975 році було опубліковано продовження роботи Самсонова Г. В. у напрямі вивчення Бору і зокрема боридів [5]. У роботі наведено детальний аналіз наявних даних про хімічну будову і кристалічну структуру боридів металів і неметалів, розглянуті питання хімічного зв'язку і електронної будови боридів і природа їх фізичних, фізико-хімічних і хімічних властивостей. Розглянуті діаграми стану систем усіх елементів періодичної системи з Бором, дана характеристика умов існування, утворення та властивостей подвійних фаз боридів. Описані методи отримання боридів, найважливіші області використання боридів в промисловості і техніці, а також в наукових дослідженнях.

У 1983 році Ткачов К.В. і Плишевский Ю.С. у видавництві «Хімія» опублікували книгу з технології неорганічних сполук Бору [6]. У книзі розглянуті фізико-хімічні властивості, сфери застосування і сировинна база найважливіших неорганічних оксигенвмісних сполук Бору. Наведені способи і технологічні схеми виробництва сполук Бору з різної сировини. Описані фізико-хімічні основи процесів, вживане устаткування, якість отримуваних продуктів, шляхи утилізації відходів. У роботі відомого металурга, академіка РАН Лякішева Н.П. з колегами в 1986 році узагальнені відомості про борвмісні сталі і сплави [7]. Розглянуті фізико-хімічні властивості Бору і його сполук з елементами, що входять до складу сталей. Досліджений вплив Бору на властивості чавунів, вуглецевих, низьковуглецевих конструкційних сталей, корозійностійких і жароміцних сталей і сплавів. Викладені хіміко-аналітичні основи виміру масової долі Бору в легуючих сплавах і сталях.Розчинність В у (αFe) і (γFe) дуже мала. При температурах 500 і 910°С у (αFe) розчиня-

*Величко Олександр Григорович,ректор НМетАУ, чл..кор.НАНУ, д.т.н.,професор;
Камкіна Людмила .Володимирівна, декан НМетАУ, д.т.н., професор;
Манідін Володимир.Сергійович, нач. техн.. від. ВАТ «Запоріжсталь»;
Ісаєва Людмила.Євгенівна, доцент НМетАУ,к.т.н.;
Червоний Іван.Федорович, зав.каф.ЗГІА, д.т.н.,професор.
Рецензент Хричіков Валерій Євгенович зав.каф.НМетАУ, д.т.н.,професор.

ється не більше 0,001 і 0,13% (ат.) В, відповідно. У (γFe) при температурах 910 і 1150°С розчиняється близько 0,008 і 0,025% (ат.) В, відповідно.

У інституті проблем лиття Академії наук УРСР під керівництвом Брауна М. П. проводилися роботи по вивченню впливу легуючих елементів на властивості сталі і створення економнолегованих сталей для машинобудування. Результати досліджень опубліковані в роботах [8-10]. На думку Брауна М. П. найкращий комплекс механічних властивостей сталей (були вивчені кремніймарганцеві, кремнійхромисті, хромомарганцеві,хромомарганцево-кремнисті та інші леговані стали) може бути досягнутий комплексним легуванням сильними карбідоутворюючими і рідкісними елементами. Автор дійшов висновку, що спільний вплив двох карбідоутворючих елементів на зменшення розміру зерна набагато значніший, ніж роздільний. За опублікованими даними, при вмісті (10^{-4}-10^{-3}) вплив Бору на прожарюваність і в'язкість низько- і середньолегованих сталей відповідає результату, який можна отримати при легуванні Хромом, Манганом, Молібденом або Нікелем, тільки в 100-300 разів, що перевищують добавки Бору. Особливо ефективне введення в сталь Бору в комплексі з іншими легуючими елементами. Так, мікролегування Бором низьколегованих покращуваних сталей створює можливість забезпечення хорошої деформованості одночасно з високою прожарюваністю, що призвело до зростання застосування таких сталей [7].

Постановка проблеми. Важливою властивістю сталі є її здатність до отримання максимальної твердості при загартуванні. Глибина отриманого при цьому загартованого шару з мартенситною або мартенситно-троосititною структурою залежить від багатьох чинників, у тому числі від складу аустеніту. Усі елементи, що розчиняються в аустеніті (за виключенням Со), збільшують прожарюваність. Особлива роль в цих процесах належить Бору. Жоден з цих елементів, при вмісті близько 0,0005%, не може порівнятися з Бором по ефективності. На прожарюваність чинить вплив не увесь Бор, а тільки та його частина, яка не пов'язана в оксиди, нітриди або в інші сполуки, а знаходиться в твердому розчині в аустеніті; так званий «ефективний» Бор. При вмісті менше 0,007% Бор помітно підвищує прожарюваність сталі, не чинячи шкідливого впливу на інші властивості, тому стали, що містять 0,0005-0,007% Бору, мають важливе промислове значення.

Швидке впровадження і широке застосування за кордоном таких сталей пояснюється головним чином економічною доцільністю, оскільки відпадає необхідність введення, вживаних раніше для цих цілей, легуючих елементів. Механізм підвищення прожарюваності сталі за рахунок такого Бору пов'язаний з гальмуванням зародження центрів кристалізації фериту і бейніту. Згідно з сучасними теоріями [11], механізм прожарюваності сталей пояснюється зосередженням Бору на межах зерен аустеніту перед початком перетворення.У рідкій сталі Бор легко з'єднується з Оксигеном, Нітрогеном і іншими домішками. Якщо не запобігти цій взаємодії, то в сталі не залишиться вільного Бору. Для збереження частини Бору у вільному стані під час плавки, перед добавкою Бору, сталь необхідно повністю розкислювати Алюмінієм, а при значному вмісті Нітрогену, перед добавкою Бору або разом з ним, додати нітридоутворюючі елементи (Титан або Цирконій). Враховуючи, що Бор в печі зазвичай окислюється і видаляється в шлак, у виробничих плавках Бор майже завжди додають в ківш. Найбільш перспективне застосування Бору для сталей електросталеплавильного методу виробництва, що містять найменшу кількість Оксигену, Сульфуру, Фосфору і інших домішок.

Одній з причин, що гальмує, до певного часу, широке застосування Бору для поліпшення прожарюваності сталевих виробів, була важкість визначення тисячних і десятитисячних відсотків Бору і, особливо у вигляді його вільної частини. Якщо нині проблема визначення загального вмісту малих кількостей Бору в сталі практично розв'язана (у 2012 р. введений в дію ГОСТ [12], що дозволяє відносно просто визначати в сталі від 0,0001% Бору і більше), то визначення змісту ефективного Бору вимагає впровадження на металургійних заводах України спеціальних фізико-хімічних методів фазового аналізу. Відсутність до останнього часу таких методик, до певної міри, гальмує розробку і впровадження застосування Бору в сталеплавильних процесах на Україні.

Визначення мікрокількостей Бору пов'язане з подоланням ряду хімічних і металургійних складнощів. По-перше, з високою хімічною спорідненістю Бору до Оксигену і Нітрогену (він легко окислюється і зв'язується в нітриди і оксиди в розплаві), а по-друге, з тим, що у більшості випадків вимагається забезпечити дуже малий зміст Бору в сталі і у вузьких межах. Багаторічна практика застосування для мікролегування сталей стандартного феробору показала, що він не забезпечує стабільних результатів навіть при спеціальній технології розкислювання і дегазації стали. Ефективніші в застосуванні комплексні боромісткі лігатури, що одночасно включають разом з Бором сильні розкислюючі і дегазуючі елементи. Проте, ні в Україні, ні в Росії такі сплави не випускаються. За кордоном освоєно виробництво комплексних сплавів для мікролегування сталі Бором, таких як: Grainal, Bast та ін. Вони характеризуються низьким вмістом Бору і високою ціною. Тому їх застосування стає здебільшого економічно невигідним. У Магнітогорському державному технічному університеті розроблена і впроваджена в умовах Магнітогорського металургійного комбінату нова технологія отримання боромістких легуючих сплавів на основі бориду в режимі високотемпературного

синтезу (СВС), що саморозповсюджується, і показана економічна і технологічна доцільність застосування таких сплавів для мікролегування сталі Бором замість стандартних феросплавів [13].Визначення фракції Бору (0,0005 − 0,0070% В), що знаходиться в металевому розчині, хімічним методом пов'язано з деякими складнощами. Необхідно відокремити цю мікрокількість Бору від залишку нітридів, карбідів, оксидів і боридів. Вільна енергія утворення цих з'єднань більше ніж вільна енергія утворення твердого розчину Бору [14]. Це дозволяє відокремити «ефективний» Бор електрохімічним фазовим аналізом.

Експериментальні дослідження визначення мікрокількостей Бору. При аналізі іноді розрізняють розчинну і не розчинну в кислотах частини Бору, рахуючи [11], що ефективність Бору визначає його розчинна частина. За деякими даними [11], на прожарюваність сталі впливає і розчинна і не розчинна в кислотах частина Бору, але відмінність між ними викликана методикою хімічного аналізу.

Практично в усіх доступних нам за останні роки статтях, дисертаціях і патентах, що відносяться до впливу Бору на прожарюваність сталі, зазвичай не повідомляється про те, що проводилося визначення кількості Бору, що знаходиться в твердому розчині. Приводяться тільки дані про зміст загального Бору і підвищення прожарюваності сталі. На нашу думку, це досягається за рахунок того, що рідка сталь металургійними методами заздалегідь була настільки очищена від Оксигену і Нітрогену, що Бор, що залишився не пов'язаний в нітриди, карбіди і оксиди, опинявся в твердому розчині. При цьому про економічні витрати на таку обробку нічого не повідомляється. Можливо, ефект підвищення прожарюваності за рахунок ефективного Бору був би більше значущим. Проте відсутність відомостейпро кількість Бору в ефективній фракції не дозволяє передбачити поліпшення прожарюваності сталі за рахунок впливу Бору.

Усе це сприяло необхідності розробки фізико-хімічної методики визначення кількостей ефективного Бору. Оскільки неефективна частина Бору може бути пов'язана з нітридами, оксидами, карбідами і боридами необхідно було підібрати такий електроліт, в якому б ці сполуки не розчинялися. Такими розчинниками могли бути слабкі кислоти.

Даних про залежність між типом сполук Бору в сталі і їх розчинністю при обробці сталі різними електролітами немає. Є відомості тільки про чисті хімічні сполуки. Так, нітриди і карбіди Бору за нормальних умов в розведених кислотах не розчиняються. Fe_2B і FeB хоча і розчиняються в HCl, HNO_3 і H_2SO_4, особливо в гарячих концентрованих розчинах, але майже не розчиняються в H_2O при кип'ятінні.

Нами встановлено [15], що при електрохімічному розчиненні низьколегованих сталей можна розчинити металеву основу сталі, залишивши в цілості різні сполуки нітридів, карбідів і оксидів. Це пов'язано з тим, що вони термодинамічно стійкіші ніж металева основа. Не виключенням є і сполуки Бору. В той же час, це дозволяє при електролізі, виділити фракцію Бору в електроліт. Швидке впровадження і широке застосування борних сталей в 1937 - 1952 г.г. пояснюється головним чином необхідністю економії легуючих елементів. Розробка і впровадження борних сталей стала можливою після того, як навчилися контролювати кількість ефективного Бору і знаходити кореляцію між його змістом і отримуваною прожарюваністю.

Для вирішення завдання визначення ефективного Бору використаний один з варіантів [16]. За допомогою електрохімічного методу фазового аналізу, відділяється ефективний Бор, що знаходиться в твердому розчині сталі від Бору, пов'язаного в оксиди, нітриди та інші сполуки. Зміст ефективного Бору визначається за ГОСТом, [12] так як і загальний вміст Бору, але у складі електроліту, отриманого після електролізу. Ця методика [17] була апробована на Нижньодніпровському трубопрокатному заводі. Хімічний склад досліджуваної сталі за даними заводу (загальний вміст: % мас.) 0,24%C, 0,53%Mn, 0,09%Si, 0,012%P, 0,020%S, 0,09%Cr, 0,04%Ni, 0,03%Cu, 0,037%Al, 0,002%Ti, 0,003%B. За даними НМетАУ: вміст загального Бору 0,0024%B,а вміст ефективного Бору 0,0010%B. Використання запропонованої методики розширює можливості розробки і впровадження нових високоякісних борвмісних сталей.

Результати промислових випробувань. Мікролегування низьковуглецевої сталі 08кп Бором на промислових плавках випробуване в умовах мартенівського цеху ВАТ «Запоріжсталь». Виплавка і розливання сталі робилася згідно з вимогами діючої технології. Введення феробору в метал робилося при випуску плавок в ківш після закінчення введення феромарганцю. Усі досвідчені плавки продувалися в ковші аргоном до появи пічного шлаку. Для мікролегування застосовувався феробор марки ФБ20.

При поаркушевому сортуванні дослідного злитку плавки (середній вміст Бору по плавці - 0,00138%) був зроблений відбір проб металопрокату на 5 горизонтах по висоті. У кожній пробі хімічний аналіз на вміст Бору виконаний в 3-х точках, що відповідають краю рулону, ¼ по ширині і осі. Результати хімічного аналізу наведені в таблиці 1. При середньому вмісті Бору по плавці - 0,00138% вміст Бору по висоті і ширині злитку розподілився від 0,0008% (- 0,00058%) до 0,0024% (+ 0,00102%).

Таблиця 1 - Вміст Бору в металопрокаті по горизонтах

№ проби	Вміст Бору, %			
	вісь	1/4	край	середнє значення
1 (низ)	0,0009	0,0008	0,0010	0,0009
2	0,0011	0,0011	0,0012	0,0011
3	0,0012	0,0017	0,0015	0,0015
4	0,0015	0,0024	0,0013	0,0017
5 (верх)	0,0014	0,0012	0,0013	0,0013
Середнє	0,0012	0,0014	0,0013	0,0013

У ході роботі відмічено, що засвоєння Бору з феробору неоднакове і залежить від способу введення і великості феробору. На рис. 1 наведені результати аналізу засвоєння Бору залежно від фракції феробору (мм).

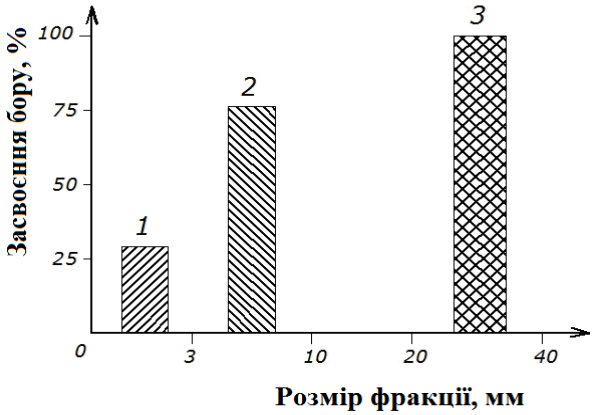


Рисунок 1 - Засвоєння Бору в залежності від фракційного стану FeB,%*
** за 100 % прийнято засвоєння FeB фракцією 20-40 мм.*
1 – фракція 0-3 мм; 2 - фракція 5-10 мм; 3 - фракція 20-40 мм.

При контрольно-здаваних випробуваннях механічних властивостей в потоці в усіх партіях отримані результати, по межі міцності і відносному подовженню, що відповідають вимогам ГОСТ 16523-97 "Прокат тонколистовий з вуглецевої сталі якісної і звичайної якості загального призначення". Межа плинності для сталі отриманих марок не нормується. Випробування на холодний вигин задовільні. Механічні властивості усіх випробуваних зразків відповідають вимогам ГОСТ16523-97 для металопрокату сталі марки 08кп (група міцності К260В) товщиною 2,8мм.

Висновки.

1. Прожарюваність покращується за рахунок впливу не всього Бору, а лише тієї його частина, яка не пов'язана в оксиди, нітриди або інші сполуки, а знаходиться в твердому розчині в аустеніті; так званий «ефективний» Бор. Механізм підвищення прожарюваності сталі за рахунок такого Бору пов'язаний з гальмуванням зародження центрів кристалізації фериту і бейніту.
2. Встановлена можливість визначення ефективної фракції Бору, що знаходиться в розчиненому стані в аустеніті. Вільна енергія утворення твердого розчину Бору менше ніж вільна енергія утворення нітридів, карбідів, оксидів і боридів, що дає можливість, відокремити «ефективний» Бор електрохімічним фазовим аналізом.
3. В умовах мартенівського виробництва ВАТ «Запоріжсталь» освоєна технологія мікролегування низьковуглецевої сталі Бором з отриманням гарантованого утримування на рівні не менше 0,0008%. Введення феробору в ківш з витратою 0,26 - 0,31кг/т (65 - 75кг/ківш) з наступним продуванням металу в ковші чистим аргоном забезпечує вміст Бору в сталі 0,0009 - 0,0015%.
4. Засвоєння Бору при мікролегуванні залежить від фракційного складу борвмісного матеріалу. Засвоєння феробору фракцією меншою за 3мм складає 29%, а фракцією 5-10мм - 76% від значень засвоєння, отриманих для оптимальної фракції 20-40 мм. Бор в сталі 08кп збільшив межу міцності на 4,5% і межу плинності на 2,6% в порівнянні з середніми показниками цієї сталі без Бору.

Бібліографічний список

1. Чижевский Н., Гердт А. Системы: железо-бор и железо-никель-бор// Журнал русского металлургического общества. – СПб.: Типография М.П. Фроловой, 1915. – №4. – с. 533-539.
2. Винаров С. М. Свойства конструкционной стали с бором. М.: Оборонгиз, 1955. - 396 с.

3. Самсонов Г.В. Бор, его соединения и сплавы. /Самсонов Г.В., Марковский Л.Я., Мичач А.Ф., Валешко М.Г. Киев: Изд-во АН УССР, 1960. 590с.
4. Бор, кальций, ниобий и цирконий в чугуне и стали. Под ред. Винарова С.М. М.: Металлургиздат, 1961. - 459 с. - Пер. с англ.
5. Самсонов Г. В., Серебрякова Т. И., Неронов В А. Бориды. М.: Атомиздат, 1975. - 376 с.
6. Ткачев К.В., Плышевский Ю.С. Технология неорганических соединений бора. М: Химия, 1983. 208 с.
7. Борсодержащие стали и сплавы. JIякишев Н.П., Плинер Ю Л., Лаппо С.И. М: Металлургия, 1986.192 с.
8. Браун М.П. Влияние легирующих элементов на свойства стали. К.: Государственное издательство технической литературы УССР, 1962. – 192 с.
9. Браун М.П. Экономнолегированные стали для машиностроения. Киев: Наукова думка, 1977. - 207 с.
10. Браун М. П. Микролегирование стали. Киев: Наукова думка, 1982.- 303 с.
11. Бор, кальций, ниобий и цирконий в стали и чугуне/под. ред.С.М. Винарова/. – М.: Металлургиздат, 1961 –459 с.
12. ГОСТ Р ИСО 10153–2011 – Сталь. Определение содержания бора. Спектрофотометрический метод с применением куркумина. Опубликован 31.08.2012.
13. Минашев И.Р., Шатохин И.М., Зиатдинов М.Х., Бигеев В.А. Особенность микролегирования стали бором и новый материал для его осуществления //Сталь. –2009. – №10. – С. 34 -38.
14. Могутнов Б.М., Томилин И.А., Шварцман Л.А.Термодинамика железоуглеродистых сплавов. – М.: Металлургия, 1972. – 328 с.
15. Исаева Л.Е., Грещик А.М., Лев И.Е. Исследование процесса изолирования нитридов молибдена из стали // Научно-технический журнал. Изд. УГХТУ Вопросы химии и химической технологии. – 2005. – - №1. – С.163-176.
16. Малюк А.А., Исаева Л.Е., Лев И.Е. Определение свободного бора в стали // Вопросы химии и химической технологии. –2005.–№2. –С.33-35.
17. Пат. № 79966 Україна, МПК (2006) GO1N 21/78(2007.01) GO1N31/22 GO1N 33/20. Спосіб визначення вільного бору в сталі /О.О. Малюк, І.Ю.Лев; заявник та патентовласник НМетАУ.– Опубл.15.12.2006, Бюл. № 12.

Статя надійшла 16.11.2014

УДК 546.27

*A.Velichko, L.Kamkina, V.Manidin, L. Isaeva, I. Chervonyiy**

A role of the boron in the processes of receipt of high-quality steel and problem of his determination

The influence and the potential for the definition of "effective" boron in stee are made. The technology of low-carbon steel with boron microalloying with a guaranteed content of at least 0.0008%. Mechanical tests.

Вивчено вплив і встановлена можливість визначення «ефективного» Бора в стали. Освоєна технологія мікролегування низьковуглецевої сталі Бором з отриманням гарантованого вмісту на рівні не менше 0,0008%. Проведено механічні випробування.

Изучено влияние бора и установлена возможность определения «эффективного» Бора в стали. Освоена технология микролегирования низкоуглеродной стали Бором с получением гарантированного содержания на уровне не менее 0,0008%. Проведены механические испытания.

Introduction. Complex valuable and various physical and chemical and other properties of boric connections is basis, providing his wideuse in all industries. From all elements of the periodic system the boron on the variety of areas of the use yields only to the carbon. The boron as an alloying element is known a long ago and many methods of improvement of quality of ferrous metals and non-ferrous metals and special alloys find application additions of the boron during great period.

Analysis of literary data. The first systematic researches, putting beginning of scientific study of steel, containing the boron, were done under the direction of future academician AoS USSR of Chisjevskiy N.P. and published in 1915 [1]. On the basis of results thermal and chemical analyses and microstructure of the got alloys diagramed for alloys to 11,54% B. As a result of researches connections of FeB and Fe_2B were found. Influence of the boronis studied on hot brittleness, hardness and malleability of steel. In 1942 -1944 the articles appeared about the results of researches of influence of a small amounts of boron in construction steel, which were systematized and published in-process [2].In 1960 in a publishing house AoS Ukrainian SSR under a general release G. Samsonov published a book the « Boron its compounds and alloys » [3]. Description of all known systems is given with participation the boron, in detail the questions of application of alloys of the boron are considered in the production of heatproof alloys, radio engineering and electronics, engineer, metallurgy and chemistry.In 1961 a monograph was transferred about influence of the boron, calcium, niobium and zirconium in cast-iron and steel edited Vinogradov S. M. [4]. It is in-process marked that unlike most alloying elements the boronis added to steel in extremely small amounts (10^{-4} 10^{-3}). On the other hand, additions of the boron must be limited, because excessively small doses may not be effective, and too large additions can result in fragility and hot brittleness of steel. In 1975 continuation of work of Samsonov G.V. was published in the direction of study of the boron and in particular borides [5]. In a book the detailed analysis of present data is conducted about a chemical structure and crystalline structure of borides of metals and non-metals, the questions of chemical connection and electronic structure of borides and nature of their physical, physical-chemical and chemical properties are considered. The diagrams of the state of the systems of all elements of the periodic system are considered with the boron, description of terms of existence is given, appearance and properties of double boride phases. The methods of receipt of borides, major areas of the use of borides, are described in industry and technique, and also in scientific researches.In 1983 Tkschev K.V. and Plishevsky J.S. in a publishing house «Chemistry» published a book on technology of inorganic connections of the boron[6]. Physical and chemical properties, sphere of application and source of raw materials of major nonorganic oxygen combination of the boron, are considered in a book. Methods over and flow sheets of production of boric combination are brought from different raw material. Physical and chemical bases of processes, applied equipment, quality of the got foods, ways of utilization of wastes, are described. In-process the known metallurgist, academician of RAoS Lakishev. N.P. with colleagues in 1986 information is generalized about boron-containing steels and alloys [7]. Physical and chemical properties of the boronand his connections are considered with elements, entering in the complement of steels. Influence of the boronis investigational on properties of cast-irons, carbon, low-carbon construction steels, stainless steel and heatproof steels and alloys. Chemical analytical bases of measuring of mass stake of the bo-

*Velichko Aleksander , rector NMetAU, Corresponding Member of the National Academy of Science of Ukraine, Doctor of Technical Sciences (D.Sc.), Professor;
Kamkina Ludmila , dean of NMetAU, Doctor of Technical Sciences (D.Sc.), Professor;
Manidin Vladimir , Head of Technological Department **of** Open Share Company "Zaporizhstal";
Isaeva Ludmila, Associate Professor NMetAU, Candidate of Technical Sciences (Ph.D);
Chervonyiy Ivan, Head of Department of non-ferrous metals Zaporozhye State Engineering Academy, Doctor of Technical Sciences (D.Sc.), Professor;
Reviewer Khrichikov Valeriy, Head of Department NMetAU, Doctor of Technical Sciences (D.Sc.), Professor.

ron are expounded in alloying alloys and steels.

Solubility B in (αFe) and (γFe) are negligible. At temperatures 500 and 910° in (αFe) dissolves no more than 0,001 and 0,13% (at.) B, accordingly. In (γFe) at temperatures 910 and 1150°With dissolves about 0,008 and 0,025% (at.) B, accordingly.In the institute of problems of casting of Academy of sciences of UKRAINE under the direction of Braun M. P. conducted work on the study of influence of alloying elements on properties of steel and creation of economically alloyed steels for an engineer. The results of researches are published in works [8-10]. In opinion of Braun M. P. the best complex of mechanical properties of steels (were studied silica-manganese, silicon-chrome, chrome-manganese, chromium-manganese-siliceous and the other alloyed) can be attained by the complex alloying by strong carbide-forming and rare elements. An author came to the conclusion, that joint influence of two carbide-forming elements on diminishing of size of grain is much more considerable, than separate.

From published data, at content (10^{-4} 10^{-3}) influence of the boron on procedurally and viscidity low- and medium-alloy steels corresponds to the result which can be got at alloying lame, by a manganese, molybdenum or nickel, only in 100-300 times exceeding additions of the boron. Introduction is especially effective to steel of the boron in a complex with other alloying elements. So, microalloying by the boron low-alloy improved steels creates possibility of providing of good deformability simultaneously with high procedurally, that resulted in the height of application of such steels [7].

Raising of problem. Important property of steel is her capacity for the receipt of maximal hardness at tempering. Depth of the hard-tempered layer got here with martensitic or depends a martensite-troostite structure on many factors, including from composition of austenite. All elements, dissolving in an austenite (after an exception C), are increase procedurally. The special role in these processes belongs to the boron. None of these elements, at maintenance about 0,0005%, not to be compared with by the boron on efficiency. Not all boron has influence on procedurally, and only that his part which is unconnected in oxides, nitrides or in other connections, and is in a solid in an austenite; so-called «effective» boron. At maintenance less than the 0,007% boron promotes procedurally of steel notedly, not rendering harmful influence on other properties, therefore containing became the 0,0005-0,007% boron, have an important industrial value.

Rapid introduction and wideuse abroad this steels is explained mainly by financial viability, as a necessity of introduction falls off applied before for these aims of alloying elements. The mechanism of increase of procedurally of steel due to such boronis related to braking of origin of centers of crystallization of ferrit and bainite. According to modern theories [11], the mechanism of procedurally of steels is explained by concentrating of the boron on the borders of grains of austenite before the beginning of transformation.

In liquid steel the boron easily connect with oxygen, nitrogen and other admixtures. If not to prevent this co-operation, then there will not be the free boron in steel. For maintenance of part of the boron in the free state during melting, before addition of the boron,steel must be fully desoxydated by an aluminium, and at considerable maintenance of nitrogen, before addition of the boron or together with him, to add nitride-forming elements (titan or zirconium). Taking into account that the boron in a stove usually oxidizes and retires in a slag, in the productive melting the boron is almost always added to the scoop. Application of the boron is most perspective for steel of EAF method of production, containing the least amounts of oxygen, sulphur, phosphorus and other admixtures.

One of reasons, braking, to set time, wideuse of the boron for the improvement of procedurally of steelworks, there was difficulty in determinations of thousandth and tenthousandth percents of the boron and, especially as his free part. If presently the problem of determination of general maintenance of a few of the boron in steel is practically decided (in 2012 GOST [12], allowing it is relatively simple to determine in steel from the 0,0001% boron and more), then determination of maintenance of the effective boron requires introduction on the metallurgical plants of Ukraine of the special physical and chemical methods of phase analysis. Absence to the last time such methodologies, in a certain measure, brakes development and introduction of application of the boron in steel-smelting processes on Ukraine.

Determination of trace of the boron is related to overcoming of row of chemical and metallurgical complications. At first, with high chemical affinity of the boron to oxygen and nitrogen (he easily oxidizes and associates in nitrides and oxides in fusion), and secondly, with that in most cases it is required to provide very small maintenance of the boron in steel and in narrow limits. Long-term practice of application showed for the microalloying of steels of standard ferroboron, that he did not provide stable results even at the special technology of desoxydating and degassing became. Complex boron-containing ligatures, simultaneously including strong desoxydating and degas elements along with the boron, are more effective in application. However, neither in Ukraine nor in Russia such alloys are not produced. The production of complex alloys is abroad mastered for the microalloying of steel the boron, such as Grainal, Bast of and other. They are characterized by subzero maintenance of the boron and high price. Therefore their application becomes frequently economic unprofitably.

In the Magnitogorsk state technical university worked out and inculcated in the conditions of the Magnitogorsk metallurgical combine new technology of receipt of boron-containing alloying alloys on

the basis of borides in the mode of self-propagating high temperature synthesis (CBC) and financial and technological viability of application of such alloys is shown for the microalloying of steel the boron instead of standard ferro-alloys [13].

Determination of faction of the boron (0,0005 - 0,0070% B), being in metallic solution, it is related a chemical method to some complications. It is necessary to dissociate this of trace the boron from the remain of nitrides, carbides, oxides and borides. Free energy of formation of these connections more than free energy of formation of solid of the boron[14]. It allows to separate the «effective» boron an electrochemical phase analysis.

Experimental researches of determination of trace the boron. At an analysis sometimes distinguish soluble and not soluble in acids of part of the boron, counting [11], that efficiency of the boron is determined by his soluble part. From some data [11], soluble and not soluble in acids part of the boron influences on procedurally of steel, but distinction between them is caused by methodology of chemical analysis.

Practically in all accessible to us in the last few years the articles, dissertations and patents, related to influence of the boron on procedurally of steel, usually not reported about that was conducted determining the amount of the boron, being in a solid. The only given over is brought about maintenance of the general boron and increase of procedurally of steel.

To our opinion, it is arrived at due to that liquid steel by metallurgical methods preliminary was so cleared, from oxygen and nitrogen, that the remaining boron, unconnected in nitrides, carbides and oxides, appeared in a solid.

Thus about economic expenses on such treatment nothing is reported. Possibly, an effect of increase of procedurally due to the effective boron would be more meaningful.

However absence of information about the amount of the boron in effective faction does not allow to predict the improvement of procedurally of steel due to influence of the boron.

All of it assisted the necessity of development of physical and chemical methodology of determining the amounts of the effective boron.

As uneffective part of the boron can be related to nitrides, it was necessary to pick up such electrolyte which these connections did not dissolve in oxides, carbides and borides. Such solvents could be weak acids.

Data about dependence between the type of connections of the boron in steel and their solubility at treatment of steel different electrolytes are not present.

There is information only about clean compounds. So, nitrides and carbides of the boron at normal terms in dilute acids does not dissolve. Fe_2B and FeB though dissolve in HCl, HNO_3 and H_2SO_4, especially in the hot concentrated solutions, but does not almost dissolve in H_2O at boiling.

We are set [15], that at electrochemical dissolution of low-alloy steels it is possible to dissolve me tallic basis of steel, leaving in safety different connections of nitrides, carbides and oxides. It is related to that they thermodynamics are more steady, than metallic basis. A not exception are connections of the boron. At the same time, it allows at an electrolysis, to distinguish faction of the boron in an electrolyte.

Rapid introduction and wideuse of boric steels in 1937 - 1952 are explained mainly by the necessity of economy of alloying elements. Development and introduction of boric steels became there possible since learned to control the amount of the effective boron and find correlation between his maintenance and got procedurally.

For the decision of task of determination of the effective boron one of variants [16].

By means of electrochemical method of phase analysis, the effective boron, being in the solid of steel from the boron, bound in oxides, nitrides and other connections, becomes separated from.

The table of contents of the effective boronis determined on GOST, [12] as well as common maintenance of the boron, but in composition an electrolyte, got after an electrolysis. This methodology [17] it was approved on Nizhnedneprovskiy Pipe Rolling plant. Chemical composition of investigational steel from data of plant (total content: %) : 0,24% C, 0,53% Mn, 0,09% Si, 0,012% P, 0,020% S, 0,09% Cr, 0,04% Ni, 0,03% Cu, 0,037% Al, 0,002% Ti, 0,003% B. From data of NMetAU: maintenance of the general boron of 0,0024% B, and content of the effective boron of 0,0010% B. The using of the offered methodology extends to possibility of development and introduction of new high-quality boron-containing steel.

Results of industrial tests.

The microalloying of low-carbon steel the 08KP boron on the industrial melting is tested in the conditions of martin workshop of JSC «Zaporozhsteel». Smelting and teem of steel was produced according to the requirements of operating technology.

The input of ferroboron in a metal was produced at producing of melting in scoop after completion of input of ferromanganese. All experienced melting was blown through in a scoop by an argon to appearance of the stove slag. For a microalloying the ferroboron of brand of FB20 was used. At the sheet sorting of the experienced bar of melting (average content of the boron on melting - 0,00138%) sampling of rolled metal was produced on 5 horizons on a height. In every test a chemical analysis on maintenance of the boron is executed in 3th points, corresponding to the edge of roll, ¼ on a width and axis. Results over of chemical analysis are brought in a table 1. At middle maintenance of the boron on melting - 0,00138% maintenance of the boron on a height and width of bar was distributed from 0,0008% (-0,00058%) to 0,0024% (+ 0,00102%).

Table 1 - Table of contents of the boroni on horizons

№ tests	Table of contents of the boron,%			
	axis	1/4	edge	mean value
1 (bottom)	0,0009	0,0008	0,0010	0,0009
2	0,0011	0,0011	0,0012	0,0011
3	0,0012	0,0017	0,0015	0,0015
4	0,0015	0,0024	0,0013	0,0017
5 (top)	0,0014	0,0012	0,0013	0,0013
AV	0,0012	0,0014	0,0013	0,0013

In motion it is marked work, that mastering of the boron from a ferroboron is different and depends on the method of input and largeness of ferroboron. On a fig. 1 the results of analysis are presented mastering of the boron depending on faction of ferroboron (mm).

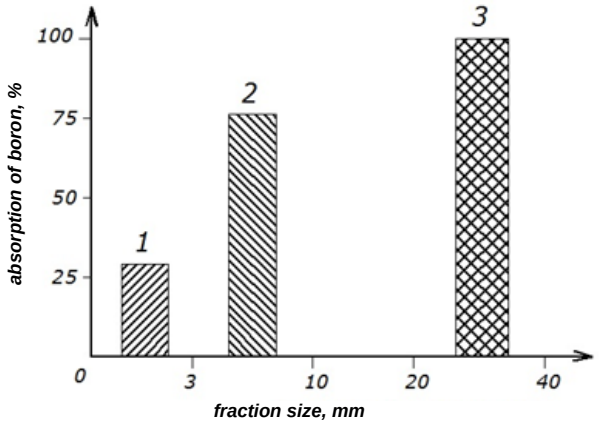


Figura 1 - Mastering of the boron depending on factious composition of FeB,%*
** after 100 % mastering of FeB is accepted by faction 20-40 mm.*
1 – faction is a 0-3 mm; 2 - is faction a 5-10 mm; 3 - is faction 20-40 mm.

At the control and acceptance tests of mechanical properties in a stream on all parties results are got on tensile strength and relative lengthening, conforming to the requirements GOST 16523-97 "Rent is thin-sheet from carbon steel of high-quality and usual quality of the general setting". The limit of fluidity for steel of the got brands is not rationed. Tests on a cold bend are satisfactory. Mechanical properties of all tested standards conform to the requirements GOST 16523-97 for rolled metal productsof steel of brand by the 08KP (group of durability of K260B) thickness of 2,8mm.

Conclusions.

1. Procedurally gets better due to influence of not all boron, and only that his part which is unconnected in oxides, nitrides or in other connections, and is in a solid in an austenite; so-called «effective» boron. The mechanism of increase of procedurally of steel due to this boron is related to braking of origin of centers of crystallization of ferrit and bainite.
2. Possibility of determination of effective faction of the boron, being in the cut-in state in an austenite is set. Free energy of formation of solid of the boronless than free energy of formation of nitrides, carbides, oxides and borides, that enables, to separate the «effective» boron an electrochemical phase analysis.
3. In the conditions of martin production of JSC «Zaporozhsteel » is mastered technology of microalloying of low-carbon steel the boron with the receipt of the assured maintenance at level no less than 0,0008%. Input of ferroboron in a scoop with the expense of 0,26 - 0,31кg/t (65 – 75kg/scoop) with the subsequent blowing out of metal in a scoop maintenance of the boron provides a clean argon in steel of 0,0009 - 0,0015%.
4. Assimilation of the boron at a microalloying depends on factious composition of boron-containing material. Assimilation of ferroboron faction less 3mm makes 29%, and by faction of 5-10 mm - 76% from the values of mastering, got for optimal faction 20-40mm. The boron in steel of 08KP was increased by tensile strength on 4,5% and limit of fluidity on 2,6% as compared to the middle indexes of this steel without the boron.

References

1. Chizhevskiy N., Gerdt A. Sistemyi: zhelezo-bor i zhelezo-nikel-bor// Zhurnal russkogo metal-?urgicheskogo obschestva. – SPb.: Tipografiya M.P. Frolovoy, 1915. – #4. – s. 533-539.
2. Vinarov S. M. Svoystva konstruktsionnoy stali s borom. M.: Oborongiz, 1955. - 396 s.
3. Samsonov G.V. Bor, ego soedineniya i splavyi. /Samsonov G.V., Markovskiy L.Ya., Michach A.F., Valeshko M.G. Kiev: Izd-vo AN USSR, 1960. 590s.
4. Bor, kaltsiy, niobiy i tsirkoniy v chugune i stali. Pod red. Vinarova S.M. M.: Metallurgizdat, 1961. - 459 s. - Per. s angl.

5. Samsonov G. V., Serebryakova T. I., Neronov V A. Boridyi. M.: Atomizdat, 1975. - 376 s.
6. Tkachev K.V., Plyishevskiy Yu.S. Tehnologiya neorganicheskih soedineniy bora. M : Himiya, 1983. 208 s.
7. Borsoderzhaschie stali i splavyi. JIyakishev N.P., Pliner Yu L., Lappo S.I. M : Metallurgiya, 1986.192 s.
8. Braun M.P. Vliyanie legiruyuschih elementov na svoystva stali. K.: Gosudarstvennoe izdatelstvo tehnicheskoy literaturyi USSR, 1962. – 192 s.
9. Braun M.P. Ekonomnolegirovannyie stali dlya mashinostroeniya. Kiev: Naukova dumka, 1977. - 207 s.
10. Braun M. P. Mikrolegirovanie stali. Kiev: Naukova dumka, 1982.- 303 s.
11. Bor, kaltsiy, niobiy i tsirkoniy v stali i chugune /pod. red.S.M. Vinarova/. – M.: Metallurgizdat, 1961 – 459 s.
12. GOST R ISO 10153–2011 – Stal. Opredelenie soderzhaniya bora. Spektrofotometricheskiy metod s primeneniem kurkumina. Opublikovan 31.08.2012.
13. Minashev I.R., Shatohin I.M., Ziatdinov M.H., Bigeev V.A. Osobennost mikrolegirovaniya stali borom i novyiy material dlya ego osuschestvleniya //Stal. –2009. – #10. – S. 34 -38.
14. Mogutnov B.M., Tomilin I.A., Shvartsman L.A. Termodinamika zhelezouglerodistyih splavov. – M.: Metallurgiya, 1972. – 328 s.
15. Isaeva L.E., Greschik A.M., Lev I.E. Issledovanie protsessa izolirovaniya nitridov molibdena iz stali // Nauchno-tehnicheskiy zhurnal. Izd. UGHTU Voprosyi himii i himicheskoy tehnologii. – 2005. – - #1. – S.163-176.
16. Malyuk A.A., IsaEva L.E., Lev I.Yu. Opredelenie svobodnogo bora v stali // Voprosyi himii i himicheskoy tehnologii. –2005.–#2. –S.33-35.
17. Pat. # 79966 UkraYina, MPK (2006) GO1N 21/78(2007.01) GO1N31/22 GO1N 33/20. SposIb viznachennya vIlnogo boru v stalI / A.A.Malyuk, I.Yu.Lev; zayavnik ta patentovlasnik NMetAU.– Opubl.15.12.2006, Byul. # 12.

Articlearrived 24.12. 2014

УДК 621.771.25

*О.Ю. Потап, О.О. Бойко, М.Ю. Кузьменко, В.В. Дудкіна**

Вибір раціональної структури моделі міжклітьового проміжку дрібносортного безперервного прокатного стану

Проведено вибір структури моделі міжклітьових проміжку дрібносортного безперервного прокатного стану. Визначено найбільш раціональне розбиття моделі на подмодели, з точки зору точності і швидкості розрахунку. Наведено приклад моделі в графічному середовищі імітаційного моделювання Simulink математичного пакета MATLAB.

Проведено выбор структуры модели межклетьевого промежутка мелкосортного непрерывного прокатного стана. Определено наиболее рациональное разбиение модели на подмодели, с точки зрения точности и скорости расчета. Приведен пример модели в графической среде имитационного моделирования Simulink в пакете MATLAB.

We made the election of the model structure of interval between rolling mills of light-section mill. The most efficient partitioning of the model on submodels is defined from the point of view of accuracy and speed of calculation. An example of the model is showed in a graphical Simulink environment modeling of MATLAB mathematical package.

Опис проблеми. Дрібносортний прокат, є одним з наймасовіших видів прокатної продукції в Україні. Він виготовляється на дрібносортних безперервних прокатних станах, введених в експлуатацію в середині 60-х початку 70-х років минулого століття. На сьогоднішній день це обладнання знаходитися в безперервній експлуатації і вимагає модернізації для підвищення якості виробленої продукції та зменшення витрат на її виготовлення.Так як прокатні стани знаходяться в безперервній експлуатації проведення безпосередніх дослідних робіт з метою вибору напрямків модернізації не завжди допустимо. Деякі експерименти можуть призводити до псування прокатної продукції або пошкодження обладнання. Крім того для ряду досліджень потрібна установка додаткового коштовного обладнання придбання якого в початкових фазах досліджень не доцільно.Проведення багатьох досліджень можна перенести з реального обладнання на математичні моделі, які описують різні аспекти технологічного процесу прокатки. Математичний опис моделей добре представлено у вітчизняній та іноземній літературі. Однак самі по собі моделі слабо пов'язані між собою і створення на їх базі повноцінної комп'ютерної моделі прокатного стану є окремим науково-дослідним завданням.

Аналіз публікацій. В роботі [1] було проведено дослідження з метою, створення математичної моделі, автоматизованої системи регулювання натягом прокату на безперервному сортовому стані. На основі даних отриманих в результаті досліджень було запропоновано ряд рішень, що дозволив значно спростити структуру моделі і реалізувати її в графічному середовищі імітаційного моделювання Simulink яке входить до складу математичного пакета MATLAB. Проте в даному рішенні між елементами моделі утворилися перехресні взаємозв'язки, які ускладнюють спостереження за протіканням технологічного процесу і внесення до нього змін.

Робота [2] є продовженням роботи [1]. У ній запропоновані структура математичної моделі процесу однониткової безперервної прокатки і структура моделі процесу двониткової безперервної прокатки. Моделі повністю реалізовані на базі графічного середовища Simulink, що сильно ускладнює аналіз їх структури і значно збільшує час моделювання.

Постановка завдання. Завданням цієї роботи є вибір раціональної структури моделі міжклітьового проміжку дрібносортного безперервного прокатного стану, яка дозволить скоротити кількість перехресних зв'язків між елементами моделі, зробить більш наочним і прозорим перехід від математичного опису до математичної моделі, полегшить її настройку і підвищить швидкість моделювання.Для вирішення даного завдання буде використана графічна середу імітаційного моделювання Simulink яке володіє гнучкими можливостями і широким спектром визначених блоків призначених для моделювання об'єктів і процесів з різних областей знань. На сьогоднішній день, даний підхід отримав найбільш широке поширення [1, 2].Відмінною рисою даного дослідження є перехід від суто графічної реалізації моделі до комбінованої, коли крім стандартних блоків середовища Simulink використовуються спеціально розроблені підпрограми на мові MATLAB. Такий підхід, крім прозорості математичних обчислень, спрощення структури моделі та її налагодження дозволяє значно підвищити швидкість. Останнє досягається за рахунок того, що перед виконанням процесу моделювання підпрограма одноразово компілюється в виконавчий код,

*Потап Олег Юхимович, професор НМетАУ, к.т.н., професор;
Бойко Олег Олександрович, асистент НГУ;
Кузьменко Михайло Юрійович, аспірант НМетАУ;
Дудкина Вікторія Вадимівна, студент НГУ;
Рецензент Кадильникова Тетяна Михайлівна, зав.каф.НМетАУ, д.т.н., професор.

швидкість опрацювання якого значно вище швидкості виконання того ж фрагмента математичної моделі реалізованої зі стандартних блоків середовища Simulink.

Викладення основного матеріалу дослідження.Розглянемо перехід від графічної реалізації моделі міжклітьового проміжку безперервного прокатного стану до комбінованої моделі з метою скасування існуючих недоліків та підвищення швидкодії. Для цього проаналізуємо елементи моделі запропонованої в роботах [1, 2].

Існуюча підмодель заготовки являє собою послідовність блоків транспортного запізнювання, аперіодичної ланки першого порядку, операцій додавання, віднімання та множення. При такому підході зміна параметрів заготовки є трудомістким і не прозорим процесом. Запропоновано замінити існуючу підмодель, на блок "Signal Builder", який має графічний редактор з широким спектром зумовлених сигналів. Таким чином, підмодель заготовки може бути представлена у вигляді блоку з трьома вихідними параметрами висота, ширина і температура завдання яких виконується в графічному вигляді.

Розглянемо підмодель кліті. До складу існуючої підмодели входять крім параметрів кліті, параметри редуктора, що пов'язано з математичним описом швидкості обертання валків. Швидкість обертання валків залежить від швидкості обертання електродвигуна і передавального числа редуктора. У свою чергу електродвигун з редуктором утворюють електропривод валків. Запропоновано створити логічно закінчену підмодель електроприводу валків, винісши з підмоделі кліті параметри редуктора.

До складу підмоделі кліті так само входить розрахунок температури розкату на вході в наступну кліть, що порушує її цілісність. З урахуванням того що температура розкату на виході з кліті пов'язана з математичним описом модуля пружності прокатки запропоновано винести розрахунок температуру розкату на вході в кліть в підмодель міжклітьового проміжку.

Отримана в результаті запропонованих дій підмодель кліті позбавлена від зайвих перехресних зв'язків, є цілісною і закінченою. Підмодель приймає в якості вхідних параметрів натяг розкату, його висоту, ширину, температуру і швидкість обертання валків. Підмодель формує в якості значень вихідних параметрів висоту, ширину, температуру, швидкість розкату і момент прокатки.

Математичний опис кліті являє собою набір алгебраїчних формул які описують зміну вихідних параметрів залежно від вхідних параметрів (див., наприклад [2]). Їх подання в графічній формі значно ускладнює розуміння процесу розрахунку, внесення змін до підмоделі та її налагодження. Виконавши аналіз математичного опису можна зробити висновок, що значення формули не залежать, від попередніх викликів підмоделі. З цього випливає, що підмодель може бути реалізована у вигляді підпрограми лінійної структури. Запропоновано виконати реалізацію підмодели кліті у вигляді підпрограми на мові MATLAB яка викликається із середовища Simulink за допомогою блоку "MATLAB function".

Підпрограма в середовищі Simulink викликається, як дискретний блок і вимагає настройки кроку дискретизації за часом. Провівши дослідження, було встановлено, що виклик підпрограми з кроком дискретизації за часом 10 мс забезпечує таку ж точність, як і її реалізація в графічній формі, при цьому досягається зменшення часу розрахунку не менш ніж у 10 разів. Аналіз результатів моделювання графічної та програмної форми проводився за методом NRMSE (Normalized root-mean-square error).

Підмодель електроприводу являє собою систему підлеглого регулювання двигуном постійного струму, реалізовану в графічній формі. Дане рішення є класичним, як для електроприводу, так і для теорії автоматичного управління. Тому воно було залишено без змін.

В результаті додавання розрахунку температури на вході в наступну кліть в підмодель міжклітьового проміжку, вона стала приймати в якості вхідних параметрів висоту, ширину, температуру і швидкість розкату. Вихідні параметри, що формуються підмоделью, залишилися без змін. Проаналізувавши математичний опис підмоделі можна зробити висновок, що він містить транспортні запізнювання і аперіодичну ланку. Ці елементи не впливають на розрахунок вихідних параметрів і є кінцевими, тому можуть бути винесені з розрахунку. Отже, підмодель може бути реалізована у вигляді підпрограми лінійної структури на мові MATLAB з графічною обв'язкою, реалізованої в середовищі Simulink. Провівши дослідження, було встановлено, що виклик підпрограми з кроком дискретизації за часом 1 мс забезпечує таку ж точність, як і її реалізація в графічній формі, при цьому досягається зменшення часу розрахунку не менш ніж у 5 разів.

На підставі запропонованих рекомендацій розроблена модель міжклітьового проміжку в графічному середовищі імітаційного моделювання Simulink із застосуванням підпрограм на мові програмування MATLAB яка наведена на рисунку 1.

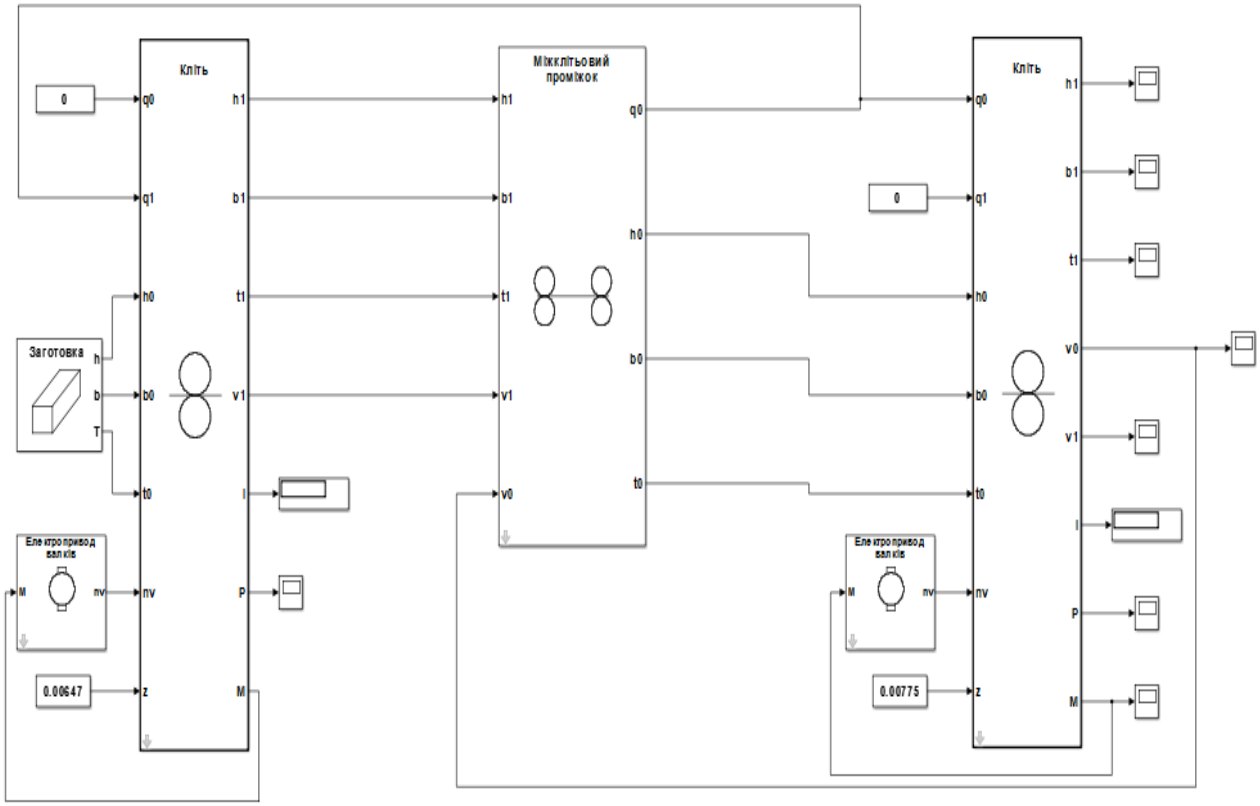


Рисунок 1 – Модель міжклітьового проміжку: q0 – натяг розкату на вході в кліть, q1 – натяг розкату на виході з кліті, h0 – висота розкату на вході в кліть, b0 – ширина розкату на вході в кліть, t0 – температура розкату на вході в кліть, nv – швидкість обертання валків, z – висота зазору між валками, h1 – висота розкату на виході з кліті, b1 – ширина розкату на виході з кліті, t1 – температура розкату на виході з кліті, v0 – швидкість розкату на вході в кліть , v1 – швидкість розкату на виході з кліті, l – довжина розкату на виході з кліті, P – сила прокатки, M – момент прокатки.

Висновки.

1. Запропонована структура моделі межлетьевого проміжку, дозволяє значно спростити зміну параметрів моделі і скоротити час моделювання. На базі цієї структури розроблена модель міжклітьового проміжку, яка може надалі використовуватися для побудови моделей чорнової і чистової груп клітей та моделі всього процесу прокатки.

2. Всі підмоделі отриманої моделі є цілісними і закінченими. Між підмоделями відсутні перехресні зв'язки, а їх параметри які не змінюються в процесі моделювання задаються в якості налаштувань. Тим самим виключені не інформативні зв'язки які захаращували модель.

Бібліографічний список

1. Потап О.Е. Моделирование автоматизированной системы регулирования натяжения проката на непрерывном сортовом стане / Потап О.Е., Егоров А.П., Кузьменко М.Ю. – Днепропетровск, Научный вестник ДГМА, №2, 2012, с. 107-112.
2. Автоматизация технологических процессов на мелкосортных прокатных станах / Бешта А.С., Куваев В.Н., Потап О.Е., Егоров А.П. – Днепропетровск, Журфонд, 2014. – 283 с.

Стаття надійшла 24.11.2014

УДК 621.771.25

*O. Potap, O. Boyko, M. Kuzmenko, V. Dudkina**

The choice of the rational structure model of intervals between rolling mills on continuous light-section rolling mill

We made the election of the model structure of interval between rolling mills of light-section mill. The most efficient partitioning of the model on submodels is defined from the point of view of accuracy and speed of calculation. An example of the model is showed in a graphical Simulink environment modeling of MATLAB mathematical package.

Проведено вибір структури моделі міжклітьових проміжку дрібносортного безперервного прокатного стану. Визначено найбільш раціональне розбиття моделі на подмодели, з точки зору точності і швидкості розрахунку. Наведено приклад моделі в графічному середовищі імітаційного моделювання Simulink математичного пакета MATLAB.

Проведено выбор структуры модели межклетьевого промежутка мелкосортного непрерывного прокатного стана. Определено наиболее рациональное разбиение модели на подмодели, с точки зрения точности и скорости расчета. Приведен пример модели в графической среде имитационного моделирования Simulink в пакете MATLAB.

Description of the problem. The hoop of the continuous rolling mill is one of the most popular types of rolled products in Ukraine. It is manufactured on a continuous light-section rolling mills, which commissioned in the mid 60's and early 70-ies of the last century. Today this equipment is used in continuous usage and requires modernization to improve product quality and decrease the cost of its production.As rolling mills are used continuously, conducting direct research with the aim of selecting directions of modernization is not always valid. Some experiments can lead to the damaging of rolled products or equipment. In addition, expensive equipment is required to the number of studies, the acquisition of which are not appropriate in the initial phases of research.

Many studies can be transfered from the actual hardware on the mathematical models that describe various aspects of the rolling process. The mathematical description of the models were well represented in native and foreign literature. However, the models are linked lightly, and creation on their basis of a comprehensive computer model of the rolling mill is a separate research task.

The analysis of publications. In [1] the study was conducted with the aim of creating a mathematical model of the automated system of regulating the tension of the rolled long products on a continuous rolling mill. A number of solutions were proposed as a result of research. It helped to simplify the structure of the model and to implement it in a graphical simulation of the Simulink environment, which is a part of the mathematical package MATLAB. However, cross-linkages are formed in this solution between model elements, which complicate the monitoring of the flow of the process and making changes.The work [2] is a continuation of the work[1]. It proposed a structure of the mathematical model of the single-strand rolling process and mathematical model structure of the process of two-strand rolling of continuous light-section mill. The models are fully implemented in Simulink graphical environment. It complicates the analysis of their structure a lot and greatly increases the modeling time.

Statement of the problem. The task of this work is the choice of the rational structure model of intervals between rolling mills on continuous light-section rolling mill, which will reduce the number of cross-links between model elements, will make the transition from the mathematical description to a mathematical model more clear, that will facilitate its setting, and will increase the speed of the modeling.

A graphical environment Simulink modeling will be used to solve this problem. It has a flexibility and a wide range of specific blocks that are intended for modeling of objects and processes from different areas of knowledge. Nowdays, this approach has become the most widespread [1, 2].A distinctive feature of this study is the transition from a purely graphical realization of the model to the mixed one, when specially designed subprogram in the MATLAB is used instead of the building blocks of the Simulink environment. This approach allows to significantly increase the speed of calculations in addition to transparency of mathematical calculations, simplifying the structure model and its setting. The latest one is due to the fact, that subprogram is compiled into the executable code before the execution of the modeling process. The processing speed is much higher than the execution speed of the same piece of the mathematical model implemented from the blocks of the Simulink environment.

* Potap Oleg, professor of NMetAU, Candidate of Technical Sciences (Ph.D), Professor;
Boyko Oleg, assistant of National Mining University;
Kuzmenko Mikhaylo, postgraduate NMetAU;
Dudkina Viktoria, student of National Mining University;
Reviewer Kadilnikova Tatjana Head of Department of National Metallurgical Academy of Ukraine, Doctor of Technical Sciences (D. Sc)

The main material of the study. Let us consider the transition from the graphic realization of the model of intervals between rolling mills to the combined model to address existing deficiencies and to improve the performance. We should analyze the elements of the model which are proposed in [1, 2].Existing submodel of bar is a sequence of transport delay blocks, the lag element of the first order, the operations of addition, subtraction and multiplication. In this approach, the changing of the bar parameters is time consuming process and is not clear. We proposed to replace the existing submodel at the block "Signal Builder", which has a graphical editor with a wide range of signals. Thus, submodel of the bar can be represented as a block with three output parameters of height, width and temperature. This task is performed in a graphical form.

Let us consider a submodel of mill stand. The existing submodel includes the parameters of the reduction gear, in addition to the parameters of the mill stand, which is associated with a mathematical description of the speed of the rolls rotation. The speed of rollers depends on the motor speed and gear ratio of reduction gear. The reduction gear and the motor form the electric drive of the rollers. We proposed to create a logical submodel of the electric drive of rollers, taking from the submodel mill stand the parameters of the reduction gear.

The composition of submodel mill stand also includes a calculation of the temperature on the input of the next mill that breaks its integrity. We decided to make a calculation of the temperature of the roll at the entrance of the mill stand in submodel of intervals between rolling mills. The temperature of roll at the exit of the mill stand is connected with the mathematical description of the modulus of elasticity of the rolling.

The submodel of mill, obtained as a result of the proposed action, is free from unnecessary cross-links. It is holistic and completed. Submodel takes the specific tension, height, width, temperature and speed of rotation of the rollers as input parameters. Submodel forms height, width, temperature, rate of roll and rolling torque as values of output parameters.

A mathematical description of the mill stand is a set of algebraic formulas describing the change of the output parameter. Due to the analysis of the mathematical description, we can conclude, that the value of the formula does not depend on previous submodel calls. We can find out from this, that a submodel can be released as a subroutine linear structure. We proposed the realisation of mill stand submodel as a subprogram in the MATLAB language, that is called from the Simulink environment using the help of the "MATLAB function" block.

Subprogram in the Simulink environment is called as a discrete block and requires a configuration step in time discretization. After the studying, it was found, that the subprogram call with a step time discretization 10ms provides the same accuracy and precision as well as its realisation in graphical form, achieving the reduction in the computation time is not the less than 10 times. Analysis of the results of the graphical and software form modeling was conducted by the method NRMSE (Normalized root-mean-square error).

The electric drive submodel is a system of DC motor control that is realised in the graphical form. This decision is a classic one, as for electric drive and automatic control theory. Therefore, it was left without any changes.

It accepts height, width, temperature and speed of rolling as input parameters, as a result of adding the calculation of the temperature at the entrance to the next mill stand in submodel of intervals between rolling mills. Output parameters, which are formed in submodel, remained unchanged. After analyzing the mathematical description of the submodel we can conclude, that it contains transport delays and a lag element. These elements do not affect on the calculation of output parameters. They are finished, that is why they can be made from be calculation. So, a submodel can be implemented as a linear structure subprogram in the MATLAB language with graphical part realised in Simulink. After the studying, it was found, that the subprogram call with a time discretization step 1 ms provides the same accuracy and precision as well as its implementation in graphical form, thus a reduction in the computation time is not less than 5 times.

A model of intervals between rolling mills in a graphical modeling Simulink environment is developed on the basis of the proposed recommendations, using routines in the programming language MATLAB which is shown in picture 1.

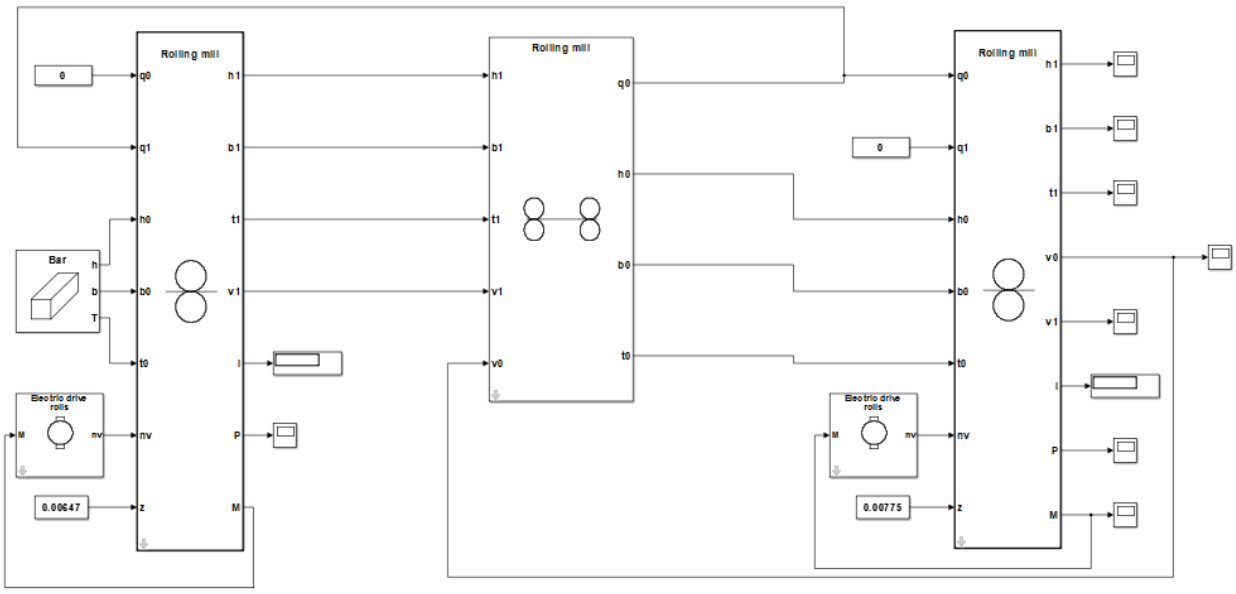


Figure 1 - Model of intervals between rolling mills: q0 - rolled metal tension on the input of the next mill, q1 - rolled metal tension at the exit of the mill stand, h0 - the height of rolled metal at the entrance to the mill stand, b0 - the width of rolled metal at the entrance to the mill stand, t0 - the temperature of the rolled metal on the input of the next mill, nv - roll speed, z - gap between of the rollers, h1 - the height of rolled metal at the output of the mill stand, b1 - the width of roll at the exit of the mill stand, t1 - the output temperature of rolled metal, v0 - input speed of rolling, v1- the output speed of rolling, l - length of roll at the exit of the mill stand, P - the rolling force, M - rolling torque.

Comparative analysis of the obtained model of intervals between rolling mills, with the given model in the works[1, 2] showed that the resulting model provides an appropriate accuracy and the simulation time is reduced by not less than 5 times.

Resume.

1. The proposed model structure of intervals between rolling mills, allows to simplify the change of the model parameters and helps to reduce the modeling time. The model of intervals between rolling mills has been developed on the basis of this structure. It can be used to build the models of roughing and finishing mill groups and models of the all rolling process further.

2. All submodels of obtained model are holistic and complete. There are no cross-links between submodels, and their parameters do not change during the simulation and are specified in the quality settings. Thus, the informative links, which clutter up the model, are not excluded.

References

1. Potap O.E. Modelirovanie avtomatizirovannoy sistemy regulirovaniya natyazheniya prokata na nepreryvnom sortovom stane / Potap O.E., Yegorov A.P., Kuzmenko M.Yu. – Dnepropetrovsk, Nauchnyu vestnik DGMA, №2, 2012, pp. 107-112.

2. Avtomatizatsiya tekhnologicheskikh protsessov na melkosortnykh prokatnykh stanakh / Beshta A.S., Kuvaev V.N., Potap O.E., Yegorov A.P. – Dnepropetrovsk, Zhurfond, 2014. – 283 pp.

Article arrived 24.12. 2014

УДК 621.833

Р.П. Погребняк*

Структурний аналіз і раціональне проектування паралелограмного захоплюючого пристрою маніпулятора

Описана специфіка структури механізмів схватів маніпуляторів та роль зовнішніх зв'язків при визначені надлишкових зв'язків. Показана необхідність після зміни структури урахувати не тільки кількість зв'язків, які витрачаються на зменшення рухомості механізму, кількість втрачених рухомостей зовнішніх тіл від дії зовнішніх зв'язків, але й кількості зовнішніх зв'язків, які позбавляють рухомості деталь що затискається та усувають основну рухомість механізму. Запропонована раціональна схема та модель схвату без надлишкових зв'язків.

The specificity of structures mechanisms tongs manipulators and the role of external relations in determining the redundant links . The necessity of the structure after the change to take into account not only the number of connections being spent on reducing the mobility of the mechanism, the number of lost mobility external bodies from the effects of external relations, but also the number of external links, immobilize clamped parts and address the underlying motility mechanism.Therationalschemeofthegripperwithoutredundantlinks.

Описана специфика структуры механизмов схватов манипуляторов и роль внешних связей при определении избыточных связей. Показана необходимость после перемены структуры учесть не только число связей, расходуемых на уменьшение подвижности механизма, числа потерянных подвижностей внешних тел от действия внешних связей, но и числа внешних связей, лишающих подвижности зажимаемой детали и устраняющих основную подвижность механизма. Предложена рациональная схема и модель схвата без избыточных связей.

Вступ. Розвиток робототехніки пов'язаний зі створенням ефективно діючої механічної руки, оснащеної захоплюючим пристроєм (ЗП, схват). Надійність і ефективність маніпулятора часто залежить від того, наскільки вдало обрана схема і конструкція ЗУ, а між тим цьому питанню у літературі з робототехніки не приділяється належної уваги.Всі величезні різноманіття схватів - механічних, вакуумних, електромагнітних, з еластичними камерами, містять затискні губки, щелепи,черевики, присоски, електромагніти, що приводяться від електродвигунів, пневмо-гідроциліндрів і інш.механізмів: з гвинтовою парою і паралелограмною стрижневою системою, рейково-зубчастих, з ведучою V-подібною кулісою, ЗП для довгомірних деталей (труб), схвати для залізничних коліс, вінців, ободів із затискачем за внутрішню поверхню, схват з надувними різнотовщинними пальцями і інші.

Структура ЗП з паралелограмною стрижневою системою. Такі ЗП застосовують в маніпуляторах з підвищеною вантажопідйомністю. Їх всебічному дослідженню в механіці машин приділяється мало місця, вони мають певну специфіку і потребують відповідної методики дослідження, пошуках надійності затиску і необхідної точності позиціювання, самоустановки за рахунок усунення надлишкових зв'язків (НЗ), яких у спарених механізмах, як правило, багато. Такі ЗП відносять до центруючих, рух губок, встановлених на шатуні - плоскопаралельне. Без спеціального профілювання губок об'єктом маніпулювання є призматичні деталі або деталі коробчастої форми. Зазначені ЗП слід віднести до механізмів змінної структури, з зовнішніми зв'язками, що накладаються деталлю в момент її затиску.

Перший і найважливіший етап дослідження - структурний аналіз механізму схвата - вимагає відмови від традиційної структурної теорії ідеальних механізмів з внутрішніми зв'язками і застосування універсальної структурної теорії О.Озола [1], побудови наочної структурної схеми (або графів Л.М.Решетова [2]) , що полегшує пошуки і усунення НЗ - найважливішого структурного критерію механізму. Сьогодні вже загальновідомо, що наявність шкідливих НЗ в схемі механізму і відсутність самоустановки неприпустимо. Пошуки і усунення шкідливих НЗ має бути ще на стадії проектування першорядною турботою конструктора.

Основний матеріал та результати досліджень. Механізми схватів містять зовнішні зв'язки та їх рухливість W розглядають двояко: ізольовано від зовнішніх сил, з якими ланки мають зовнішні зв'язки ($W_ф$), і в робочому стані, коли діють зовнішні зв'язки ($W_{роб}$). При цьому $W_{роб}$ менше $W_ф$ на стільки, скільки зовнішніх зв'язків витрачається на її зменшення. Перший випадок відповідає стану механізму схвата до початку затиску об'єкта, другий - коли починається процес затиску об'єкта губками, потім структура механізму змінюється, губки з об'єктом утворюють як би одне ціле, відносний рух ланок схвата припиняється і далі рука маніпулятора починає виконувати свої функції.

Структурний аналіз механізму схвата (рис.1, а.) виконують по побудованій структурній схемі (рис.1, б) плоского зображення механізму по О. Озолсу [1]. Позначимо:n - число ланок механізму; p - загальне число з'єднань; k - число замкнутих змінюваних контурів у схемі; Si, Sa, S - число внутрішніх, зовнішніх і загальне число накладених зв'язків; σ_i, σ_a, σ - число внутрішніх, зовнішніх і загальне число НЗ;

*Погребняк Родіон Петрович, доцент НМетАУ, к.т.н.

Рецензент Кадильникова Тетяна Михайлівна, зав.каф. НМетАУ, д.т.н., професор.

f - загальне число рухомостей всіх з'єднань; W, $W_ф$,$W_{роб}$ - загальна, фактична і робоча рухливість механізму; W_a - число втрачених рухомостей зовнішніх тіл від дії зовнішніх зв'язків.

Як було зазначено вище, схвати відносяться до механізмів змінної структури, тому доцільно розглядати структуру механізму в два етапи - до затиску деталі, тобто до накладення зовнішніх зв'язків та в момент затиску деталі.

Перший етап - до затиску деталі губками (рис.1, а, б). Як видно з структурної схеми, маємо десятиланковий, чотириконтурний механізм зі станиною n = 10, k = 4. У ідеалізованій схемі маємо 13 внутрішніх з'єднань 5 класу при одній ступені свободи p = 13, W = 1. За відомою формулою Озола

$$\sigma = W + 6k - f, \quad (1)$$

маючи на увазі, що загальне число рухомостей всіх з'єднань складе f = 13•1 = 13, знайдемо σ = 1 + 6•4-13 = 12 надлишкових зв'язків, які, як видно зі схеми при однакових контурах, розподіляються по 3 в кожному з них. У контурах 1-2-3-4 і 1-2-7-8 через неточності виготовлення при складанні останньої пари 2-3 «повзун-напрямна» буде мати місце натяг трьох видів: повзун не потрапить в направляючі через перекоси направляючої, перекосу повзунного пальця, непаралельності осі шарнірів коромисла. У контурах паралелограмів 1-4-6-5 і 1-8-10-9 можлива непаралельність осей шарнірів викликає вигин коромисел і скручування шатуна, причому ці деформації не викликані дією технологічної сили. Поліпшити схему і позбавити механізм всіх внутрішніх НЗ можливо кількома конструктивно виправданими варіантами: замінивши 6 однорухомих пар 1-4, 3-4, 4-6, 1-8, 7-8, і 8-10 трирухомими сферичним (f = 7•1 + 6•3 = 25, σ = 1 + 6•4-25 = 0); зменшити число сферичних шарнірів (як менш технологічних і дорожчих), виконавши пари 1-2, 2-3 і 2-7 дворухомими циліндричними повзунами, а пари 3-4 і 7-8 залишити однорухомими шарнірами. Тоді при незмінній рухливості механізму, загальне число рухомостей всіх з'єднань складе f = 6•1 + 3•2 + 4•3 = 24, а кількість НЗ в схемі буде мінімально: σ = 1 + 6•4-24 = 1.

Другий етап - затиск заготовки (рис.1, в). Після затиску деталі α в схемі утворюється ще один незалежний контур 6-5-1-9-10, а механізм втрачає рухливість $W_{роб}$ = 0. Якщо губки схвата плоскі, то кожна з них при затиску накладає по 5½ зв'язків: 2½ геометричних, що дозволяють передати 2 моменти навколо осей z і y і одну однобічну силу уздовж осі x. Крім цього, при наявності досить великого тертя між губками і заготовкою зовнішні з'єднання накладають ще по 3 голономних фрикційних зв'язка, здатні передати 2 сили уздовж осей z і y і момент навколо осі x. Важливо відзначити, що зовнішні з'єднання стають здатними передати силу уздовж осі x і здійснювати всі голономні зв'язки тільки, якщо обидві губки затискають заготовку.

Наявність у схемі крім внутрішніх зв'язків ще і зовнішніх потребують для аналізу застосування узагальненої структурної формули, що дозволяє встановити кількість у схемі внутрішніх і зовнішніх НЗ. Як показано в роботі [1] необхідні розрахунки ведемо по залежностях:

$$\sigma_i = S_i - [6(n-1) - W_ф] \quad (2)$$

$$\sigma_a = S_a - [(W_ф - W_{роб}) + W_a] \quad (3)$$

$$\sigma = S - \{[6(n-1) - W_{роб}] + W_a\} \quad (4)$$

$$W_{роб} = c + b + d. \quad (5)$$

Так як внутрішніх НЗ в схемі немає (перевірка за формулою підтверджує це), то всі виявлені НЗ - зовнішні, тобто утворюються при затиску заготовки. Формула (3) показує скільки зовнішніх зв'язків витрачається на зменшення рухливості ланок механізму (див. вираз в круглих дужках) і зовнішніх тел. Після підстановки чисел отримаємо σ_a = 11 - [(1- 0) + 6] = 4. Щоб усунути всі НЗ треба при затиску деталі губками накласти 11-4 = 7 зв'язків, але щоб тіло позбавити рухливості достатньо 6 зв'язків,а ще один зв'язок позбавляє основною і єдиною рухливості механізм в цілому $W_{роб}$ = 0. Важливо зауважити, що в даному випадку зовнішній зв'язок, що позбавляє рухливості механізм і обмежує переміщення заготовки α уздовж осі x,є одним двостороннім зв'язком, тому досить накласти 6 зовнішніх зв'язків, щоб позбавити рухливості і механізм, і зовнішнє тіло. У формулі (3) такого роду зв'язок врахований двічі: як зменшуючий рухливість механізму (Wф-Wроб) і як обмежуючий переміщення заготовки α Wa. Тому з загальної втрати рухомостей [(Wф-Wроб) + Wa] треба відняти число зв'язків, що зменшують одночасно рухливість зовнішнього тіла і основну рухливість механізму.

$$\sigma_a = S_a - [(W_ф - W_{роб}) + W_a - S_{ai}], \quad (6)$$

де Sai- число зовнішніх зв'язків які одночасно позбавляють рухливості зовнішнє тіло і усувають основну рухомість механізму.Тепер формулу (4) загального числа НЗ можна представити у вигляді

$$\sigma = S - \{[6(n-1) - W_{роб}] + W_a - S_{ai}\}. \quad (7)$$

Для нашого випадку згідно з формулою (7) маємо σ = 11 - [(1- 0) + 6-1] = 5, тобто схема має не 4, а 5 НЗ. Три НЗ утворюються при накладенні фрикційних голономних зв'язків, двічі обмежують передачу моменту навколо осі x і передачу сил уздовж осей y і z. Кінематично було б достатньо, щоб зазначені фрикційні зв'язку накладала одна губка схвата.

Решта дві з виявлених зовнішніх НЗ вимагають суворого дотримання паралельності губок схвата і бічних поверхонь заготовки в двох взаємно перпендикулярних площинах. Для їх усунення без зміни форми контактуючих поверхонь необхідне введен-

ня в схему розвантажувального з'єднання, здатного компенсувати перекоси при затиску деталі. Таким з'єднанням може бути сферична пара 10-11. Після її введення непаралельність сторін заготовки буде компенсована самоустановкою. Усунення цих НЗ тим більше важливо, що їх дія, що має імпульсний характер, багаторазово повторюється при затисканнях і породжує два реактивних моменти, які не викликані дією сил опору.На рис. 1, в показана структурна схема механізму розглянутого схвата, позбавленого шкідливих НЗ. Після введення трирухомого розвантажувального з'єднання перед накладенням зовнішніх зв'язків $W_{роб} = 1 + 3 = 4$. Тут b = 3, так як ланка 11 механізму до накладення зовнішніх зв'язків мала 3 рухомості. Тепер отримаємо $\sigma_a = 10 - [(4-0) + 6-1] = 1$, тобто залишився один голономний зовнішній НЗ, дія якого не шкідлива. Її наявність підвищує вантажопідйомність механізму схвата.

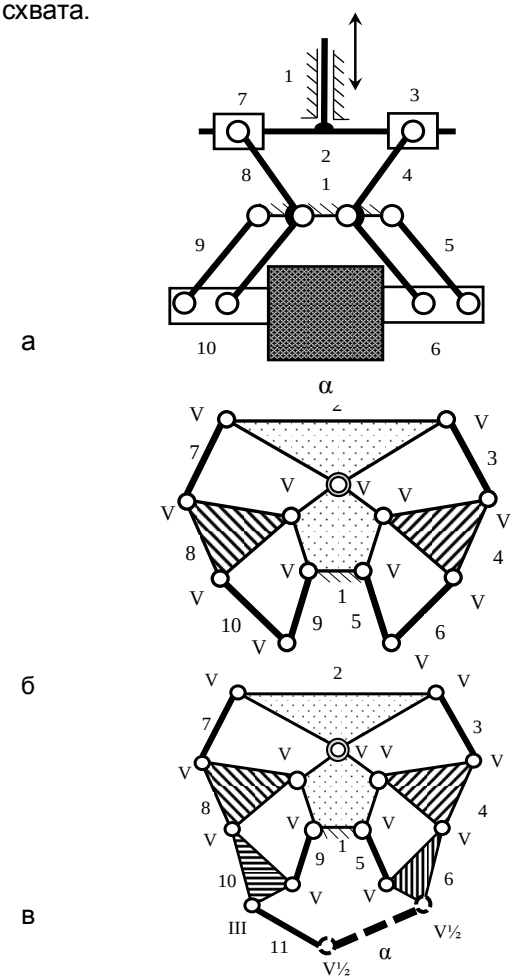


Рисунок 1 – Кінематична та структурні схеми механізму схвату на різних етапах його роботи

Покращена схема буде відрізнятися безсумнівними перевагами, її модель представлена на рис.2.

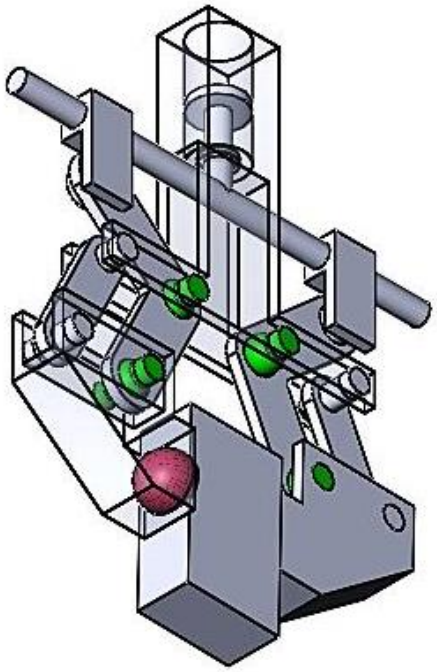


*Рисунок 2 –Модель паралелограмного захоплюючого пристрою маніпулятора без шкідливих надлишкових зв*язків*

Висновки. Надійність механізмів схватів істотно залежить від правильності будови механізму, пошуку та усунення шкідливих надлишкових зв'язків.

Специфіка найбільш поширених механізмів схватів: змінна структура, мало вивчені зовнішні зв'язки, механізми зазвичай спарені з великим числом НЗ. Для виявлення та усунення НЗ слід застосувати узагальнену структурну формулу О.Озолса.

Після усунення внутрішніх НЗ необхідний аналіз схеми зі зміненою структурою (затиск деталі губками), коли утворюється ще один незалежний контур. Визначається число зовнішніх НЗ σ_a, обчисливши попередньо: число зовнішніх зв'язків S_a, число зовнішніх зв'язків, що витрачаються на зниження рухливості механізму ($W_ф$-$W_{роб}$), число втрачених рухомостей зовнішніх тіл від дії зовнішніх зв'язків W_a і число зовнішніх зв'язків, які одночасно позбавляють рухливості заготовку і основну рухливість механізму S_{ai}.Доцільно введення розвантажувального з'єднання для компенсації перекосів поверхонь затискаємої деталі і губок схвату.

Бібліографічний список

1.Озол О.Г. Основы конструирования и расчета механизмов.Рига,: Звайгзне, 1979, 360 с.
2. Решетов Л.Н. Самоустанавливающиеся механизмы. М.: Машиностроение, 1979, 334 с.
3. Лойцянский Л.Г., Лурье А.И. Курс теоретической механики Т.II. Динамика. М., Наука, 1983, 640 с.

Стаття надійшла 20.11.2014

УДК 621.833

*Pogrebnyak R.**

Structural analysis and rational design parallelogram arm gripping device

The specificity of structures mechanisms tongs manipulators and the role of external relations in determining the redundant links . The necessity of the structure after the change to take into account not only the number of connections being spent on reducing the mobility of the mechanism, the number of lost mobility external bodies from the effects of external relations, but also the number of external links, immobilize clamped parts and address the underlying motility mechanism. Therationals cheme of the gripperwithout red undantlinks.

Описана специфіка структури механізмів схватів маніпуляторів та роль зовнішніх зв'язків при визначені надлишкових зв'язків. Показана необхідність після зміни структури урахувати не тільки кількість зв'язків, які витрачаються на зменшення рухомості механізму, кількість втрачених рухомостей зовнішніх тіл від дії зовнішніх зв'язків, але й кількості зовнішніх зв'язків, які позбавляють рухомості деталь що затискається та усувають основну рухомість механізму. Запропонована раціональна схема та модель схвату без надлишкових зв'язків.

Описана специфика структуры механизмов схватов манипуляторов и роль внешних связей при определении избыточных связей. Показана необходимость после перемены структуры учесть не только число связей, расходуемых на уменьшение подвижности механизма, числа потерянных подвижностей внешних тел от действия внешних связей, но и числа внешних связей, лишающих подвижности зажимаемой детали и устраняющих основную подвижность механизма. Предложена рациональная схема и модель схвата без избыточных связей.

Introduction. Development of robotics related to the creation of an effective mechanical arm equipped with a gripping device (GD, grab). Reliability and efficiency of the manipulator often depends on how well the selected layout and design memory, and yet this issue in the extensive literature on Robotics neglected.

All huge variety of tongs - mechanical, vacuum, electromagnetic, with elastic chambers contain jaws, shoes, suckers, electromagnets, driven by electric motors, pneumatic cylinders and other mechanisms: with screw drive and a parallelogram rod system, rack-and-gear, with the leading V-shaped scenes, memory for long parts (pipes), grabbed for the wheel rims, the rims with a clip for the inner surface grips with inflatable gage fingers and many others.

*The structure GD with a parallelogram rod system.*Such GD in manipulators with high load capacity. Their comprehensive study of the mechanics of machines is given little space, they have a certain specificity and need appropriate research methodology, the search for reliable grip and the required positioning accuracy, self-installation by eliminating redundant links (RL), which paired mechanisms usually many. Such *GD* referred to as centering movement jaws mounted on a rod - plane-parallel. Without special profiling sponges are manipulated prismatic parts or box-shaped. These GD should be referred to the mechanisms of variable structure, with external links imposed detail at the time of the clip.

The first and most important phase of the study - a structural analysis of the gripper mechanism - requires abandoning the traditional structural theory of ideal mechanisms with internal connections and universal application of the structural theory O.Ozols [1], the construction of a visual block diagram (or graphs L.N.Reshetova [2]) facilitating the search for and removal of RL - the most important structural criterion mechanism. Today, it is well known that the presence of harmful RL scheme mechanism and lack of self-installation is not allowed. Search and elimination of harmful RL should be at the design stage paramount concern of the designer.

The basic material research. Mechanisms of grippers contain external links and their mobility W is considered in two ways: isolation from external forces, which have links external relations (W_f), and in working condition when there are external relations (W_{work}), with W_{work} is less than W_f on as many external links used for its reduction. The first case corresponds to a state prior to the gripper mechanism clip object, the second - when the process begins clamping jaws of the object, then the structure of the mechanism is changing the sponge with the object form a kind one, the relative motion of the gripper units stops and then the manipulator arm starts to perform its functions.

*Pogrebnyak Rodion,associate Professor, Doctor of Science, Nationalmetallurgical academy of Ukraine.
Reviewer Kadilnikova Tatjana, Head of Department of National Metallurgical Academy of Ukraine, Doctor of Technical Sciences (D. Sc)

Structural analysis of the mechanism of the gripper (Fig. 1a) is performed on the constructed block diagram of a flat image on Ozols mechanism [1] (Fig. 1b). We denote: n - the number of links of the mechanism; p - the total number of connections; k - the number of closed loops in the circuit variable; S_i, S_a, S - number of internal, external, and the total number of bonds imposed; σ_i, σ_a, σ - the number of internal, external, and the total number of RL; f - the total number of mobile connections of all; W, W_f, W_{work} - overall, the actual mobility and working mechanism; W_a - the number of lost mobility external bodies from the effects of external relations.

As noted above, the tongs are mechanisms of variable structure, so it is advisable to consider the structure of the mechanism in two phases - before clamping parts, that is, prior to the application of external relations at the moment and clip details.

The first stage - before clamping jaws parts (Fig. 1,a, b). As can be seen from the block diagram, we have ten managers, four contour mechanism to the frame n = 10, k = 4. In the idealized scheme have 13 interconnects 5 class at one degree of freedom p = 13, W = 1. According to well-known formula Ozols

$$\sigma=W+6k-f, \quad (1)$$

bearing in mind that the total amount of the compounds of the mobilities of f = 13·1=13, we find σ=1+6·4-13=12 redundant links 12 which, as can be seen from the diagram at the same circuits are distributed to each of the three them. In circuits 1-2-3-4 and 1-2-7-8 because of the inaccuracy of manufacturing in the assembly last couple of 2-3 "slide-guide" will be a tension members of three kinds: the slider will not get into directing because distortions guide skew slider thumb parallelism hinge axis of the beam. In circuits parallelograms 1-4-6-5 and 1-8-10-9 possible parallelism pivots the rocker arm causes bending and twisting of the rod, and these strains are not caused by the influence of technological power. Improve the scheme and a mechanism to deprive all internal RL perhaps several structurally justified options: replacing 6 one mobile pairs 1-4, 3-4, 4-6, 1-8, 7-8, and 8-10 three mobile spherical (f=7·1+6·3=25, σ=1+6·4-25=0); reduce the number of spherical joints (as less technologically advanced and more expensive) by running a pair of 1-2, 2-3 and 2-7 two movable cylindrical sliders, and a pair of 3-4 and 7-8 leave one mobile hinges. Then at a constant mobility mechanism, the total number of mobile connections will be all f=6·1+3·2+4·3=24, and the number of RL in the scheme will be minimal: σ=1+6·4-24=1.

The second stage - gripe clamping (Fig. 1, c). After clamping parts and the circuit is formed another independent circuit 6-5-1-9-10, and the mechanism loses mobility W_{work} = 0. If the gripper jaws flat, each of them with the clamp imposes on 5½ relations; 2½ geometry allowing to pass the time around 2 axes z and y, and one-sided force[1] along the x axis. Besides, in the presence of a sufficiently large friction between the jaws and the gripe has applied external connections 3 holonomic frictional connection can transmit force along the two axes y and z and the x axis is time. It is important to note that the external connections are capable of transmitting force along the x axis and implement all holonomic constraints only if both jaws clamped gripe.

The presence of the circuit except for internal and external relations still require to analyze the use of the generalized structural formula can set the display in the scheme of internal and external RL. As shown in [1] conducting the necessary calculations on relationships:

$$\sigma_i=S_i-[6(n-1)-W_f] \quad (2)$$

$$\sigma_a=S_a-[(W_f-W_{work})+W_a] \quad (3)$$

$$\sigma=S-\{[6(n-1)-W_{work}]+W_a\} \quad (4)$$

$$W_{work}=c+b+d. \quad (5)$$

Here: a - number of basic mobility, b - the number of additional local mobility, d - number of dynamic relationships [3].

Since the internal RL scheme is not (check the formula confirms this), then all discovered RL - external, that is formed in the clamp. Equation (3) shows the number of external links is spent on reducing the mobility of links of the mechanism (in parentheses) and external bodies. After substituting the numbers get σ_a = 11 - [(1-0)+6] = 4 RL. To remove all RL must be at the gripe is clamped jaws impose 11-4 = 7 ties, but the body is sufficient to immobilize α 6 ties, and another link deprives the main and the only moving mechanism generally W_{work} = 0. It is important to note that in this case the external communication, immobilize mechanism and limiting movement of the gripe α along the x axis, is a two-way communication, so it suffices to impose a 6 external links to immobilize and mechanism, and the external body. In the formula (3) such a linkage counted twice: it reduces the mobility of the mechanism (W_f-W_{work}) and limiting the movement of the gripe as αW_a. Therefore, from a general loss of mobility [(W_f-W_{work}) + W_a] must subtract the number of connections at the same time reducing the mobility of the outer body and the main moving mechanism.

$$\sigma_a=S_a-[(W_f-W_{work})+W_a-S_{ai}], \quad (6)$$

where the number of external links S_{ai}- simultaneously immobilize the external body and address the underlying motility mechanism.

[1]Here restricting movement carried out in only one correction (unilateral constraints), and the equation describes the relation inequality [3].

Now the formula (4) the total number of RL can be represented in the form

$$\sigma=S-\{[6(n-1)-W_{work}]+W_a-S_{ai}\}. \quad (7)$$

In our case, according to the formula (7) we have σ = 11 - [(1-0) 6-1 +] = 5, that is 4 circuit is not and 5 RL. Three RL formed by applying frictional holonomic constraints, is limited to transmissions twice moment around the x-axis and the transmission of forces along the axes y and z. Cinematically it would be enough to indicate frictional connection fitting one gripper jaw.The remaining two of the detected external RL require strict compliance with the parallel jaw gripper and side surfaces of the workpiece in two mutually perpendicular planes. To eliminate them, without changing the shape of the contact surfaces is necessary to introduce a scheme of handling a compound capable to compensate for misalignment when the workpiece is clamped. Thus a compound may be a spherical pair 10-11. After the introduction of the discharge connection parallelism of the workpiece to be offset by self-alignment. Eliminating these RL is even more important that their action which has pulse character [3], is repeated at terminals 2 and generates reactive moment are not caused by the forces of resistance.

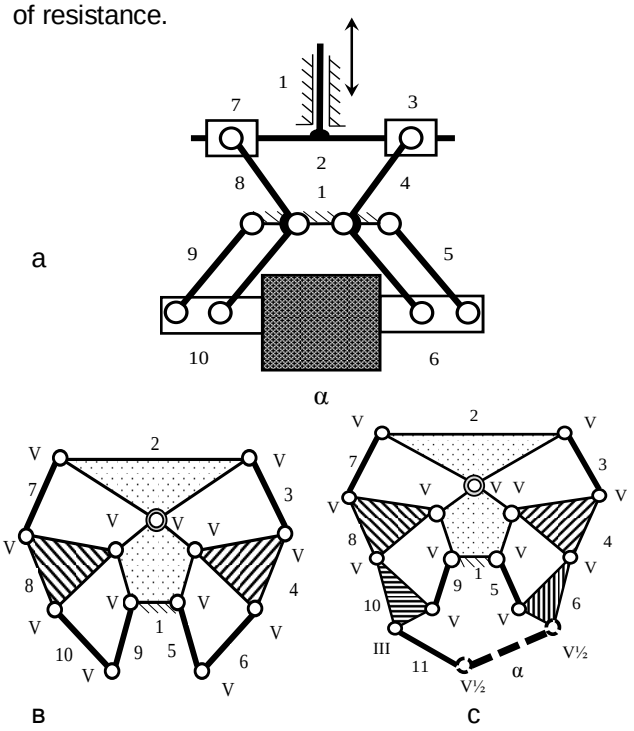


Figura1 - Kinematic and the block diagrams of the gripper mechanism at different stages his work

Fig. 1, c block diagram of the gripper mechanism considered devoid of harmful RL. After the introduction of three movable discharge connections before applying external relations W_{work} = 1 + 3 = 4. Here, b = 3, because link mechanism 11 prior to the application of external relations had 3 mobility. Now get σ_a=10-[(4-0)+6-1]=1, that is the remaining 1 holonomic external RL, the effect of which is not harmful. Its presence increases the carrying capacity of the gripper mechanism. An improved scheme will be different undoubted advantages.

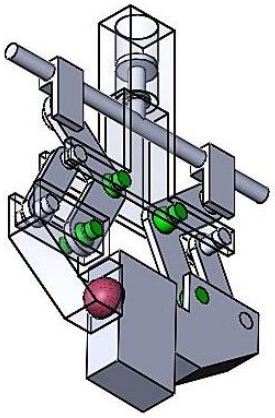


Figura 2 - Model parallelogram arm gripping device without harmful redundant links

Conclusions. The reliability mechanisms tongs essentially depends on the correctness of the structure of the mechanism, search and eliminate harmful redundant links.Specificity of the most common mechanisms of tongs: variable structure, little studied external communication mechanisms are usually paired with a large number of RL. To detect and eliminate RL should apply the generalized structural formula O.Ozols.After elimination of internal RL is necessary to analyze the scheme restructured (clamp jaws details) when formed another independent circuit. Is determined by the number of external RL σ_a, calculated in advance: the number of external links S_a, the number of external links spent on reducing mobility mechanism (W_f-W_{work}), the number of lost mobility external bodies from the effects of external relations W_a and the number of external connections simultaneously immobilize pinched detail and basic mobility mechanism S_{ai}.It is advisable to discharge the introduction of the compound to compensate for distortions surfaces clamped parts and gripper.

References

1. Ozol O. Osnovy konstruirovaniya I rascheta mehanizmov. Riga,:Zvaigzne, 1979, 360 p.
2. Rechetov L.N. Samoustanavlivayuschiesya mehanizmy.M. :Mashinostroenie, 1979, 334 p.
3. Loitsiansky L.G., Lurie A.I. Kurs teoreticheskoy mehaniki T.II.Dinamika. Moscow, Nauka, 1983, 640 p.

Articlearrived 24.12. 2014

УДК 621.774.6.06

*С.С. Зданевич, В.О. Єрмократьєв, С.В. Зданевич**

Аналіз енергосилових параметрів і технологічних можливостей косовалкової трубоправильної машини

Отримано залежності для розрахунку сумарної потужності, що споживає косовалкова трубоправильна машина (без урахування к.к.д. приводу), при виправленні труб розрахункового сортаменту в заданому діапазоні зміни швидкості виправлення. Приведено результати досліджень технологічних можливостей трубоправильної машини ОВВ 900х3 ТПА-140.

Получены зависимости для расчета суммарной мощности косовалковой трубоправильной машины (без учета к.п.д. привода), при правке труб расчетного сортамента в заданном диапазоне изменения скорости правки. Приведены результаты исследований технологических возможностей трубоправильной машины ОВВ 900х3 ТПА-140.

The dependencies for the calculation of the total power oblique-roller pipe-straightening machines (excluding efficiency drive) when editing pipes were estimated mix in a predetermined range of speed changes. The results of studies of technological capabilities pipe-straightening machines OBB-900x3 TRM-140 are presented.

Постановка проблеми. Сучасна ситуація на ринках збуту гарячекатаних труб вимагає розширення сортаменту і підвищення якості готової продукції, що пов'язано з технологічними можливостями і раціональним використанням існуючого устаткування трубопрокатних підприємств.Однією з головних технологічних операцій обробки в потоці безупинного трубопрокатного агрегату (ТПА) при виробництві тонкостінних труб є виправлення труб на косовалкових трубоправильних машинах (ТПМ). Для усунення просторової кривизни тонкостінних труб діаметром до 160 мм використовують вертикальні косовалкові ТПМ із шістьма приводними валками однакової довжини [1, 2, 3].

Аналіз результатів науково-технічних експертиз відмовлень ТПМ дозволив виявити при виправленні критичних типорозмірів труб; значне перевантаження приводів, особливо при захопленні труби, що викликає підвищений знос зубів зубчастих коліс редукторів приводів валків, муфт граничного моменту, шпинделів.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Настроювання ТПМ (обтиснення в парах валків, кутове і радіальне настроювання валків, швидкісні режими приводів) значно впливають на силові параметри виправлення труб. У роботі [1] вказується на відсутність аналітичних залежностей, що поєднують діаметр труб, які виправляються, конструктивні параметри ТПМ (крок валків, діаметр горловини) і її навантажувальні характеристики.Відомо [1], що розподіл моменту, що крутить, $M_{кр}$ по валкам у косовалкових ТПМ, необхідне для розрахунку елементів лінії приводу, залежить від багатьох конструктивних факторів і настроювання машини. Рекомендується приймати розрахунковий момент на валку $M_p = (1,2 \div 1,4) \cdot M_{кр}/n$, де n - кількість приводних валків. У роботі [4] відзначається, що збільшення кута установки валків на 15÷30′ від розрахункового значення дозволяє знизити на 7÷10% енергосилові параметри виправлення і поліпшити якість поверхні труб.

Невирішені раніш частини загальної проблеми. При виправленні труб навантаження на електропривод валків чергується з паузами, що визначаються темпом надходження прокату. При виборі електродвигунів ТПМ розрахунок ведуть для тривалого режиму роботи [1-3]. В даний час не мається достатніх теоретичних даних по визначенню сумарної потужності приводу косовалкової ТПМ з урахуванням нерівномірності завантаження електродвигунів при виправленні труб розрахункового сортаменту.

Тому є актуальним питання оцінки технологічної можливості ТПМ, що зв'язано з раціональним вибором сортаменту і матеріалу труб на основі аналітичного визначення необхідної потужності виправлення з урахуванням конструктивних параметрів ТПМ (крок валків, діаметр горловини), параметрів настроювання ТПМ, заданого діапазону швидкості виправлення і порівняння з існуючою потужністю приводу валків.

Постановка задачі. Одержати енергосилові характеристики необхідні для виправлення труб заданого сортаменту і матеріалу з урахуванням параметрів настроювання і швидкості виправлення для попередньої оцінки технологічних можливостей косовалкової ТПМ.

Основний матеріал досліджень. Індивідуальний привід валків косовалкової ТПМ має ряд особливостей зв'язаних з неузгодженістю кутових швидкостей валків при виправленні як у силу технологічних параметрів настроювання валків, так і в результаті пружних коливань у лінії приводу [5].При вимірах [5] виявлено, що неузгодженість частоти обертання валків ТПМ, як у парах валків, так і в цілому по машині може приводити до генераторного режиму роботи двигунів і нерівномірному розподілу навантажень по силових лініях приводів (табл.1).Для

* Зданевич Степан Сергійович, аспірант Національної металургійної академії України;
Єрмократьєв Віктор Олексійович, доцент Національної металургійної академії України, к.т.н.;
Зданевич Сергій Володимирович, доцент Національної металургійної академії України, к.т.н.
Рецензент Кадильникова Тетяна Михайлівна, зав.каф.НМетАУ, д.т.н., професор.

попередньої оцінки технологічних можливостей ТПМ при виправленні труб заданого сортаменту і характеристики пластичності матеріалу необхідне порівняння потужності виправлення з потужністю електропривода валкової системи ТПМ.ТПМ ОВВ-900х3 (рис.1а) ТПА-140 с трьома парами гіперболоїдальних валків однакової довжини, розташованих під кутом до осі виправлення, призначена для виправлення сталевих труб діаметром $d_{тр}$ = 83÷152 мм зі стінкою S = 8÷28 мм і межею плинності матеріалу $\sigma_т \leq$ 600 МПа при вихідній кривизні труб 10 мм/п.м. В індивідуальному приводі валків ТПМ ОВВ-900х3 встановлені електродвигуни постійного струму потужністю 18 кВт. Сумарна потужність шести приводних електродвигунів складає 108 кВт.

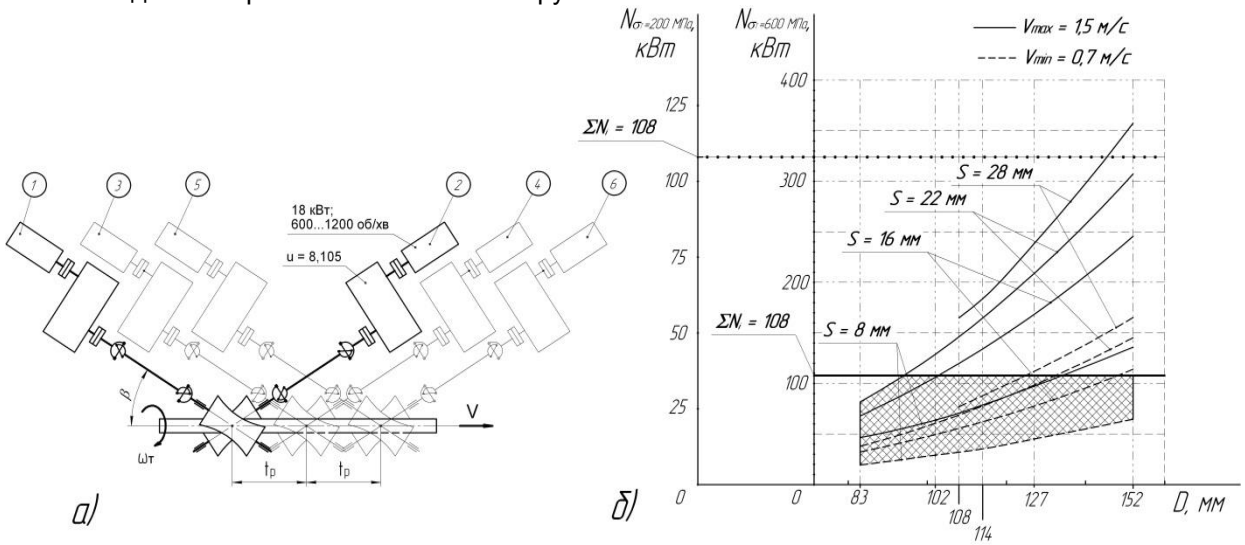
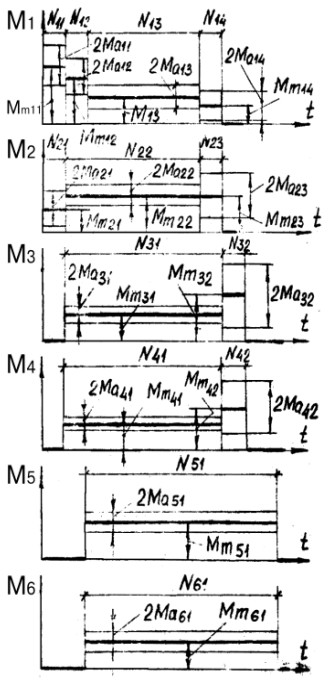


Рисунок 1 - Кінематична схема (а) і графіки необхідної потужності (б) косовалкової ТПМ ОВВ-900х3 (без урахування к.к.д. приводу) при виправленні труб із зовнішнім діаметром D і товщиною стінки S для значень межи плинності матеріалу $\sigma_т$ у діапазоні зміни швидкості виправлення V = 0,7÷1,5 м/с

Таблиця 1 - Характеристики режимів навантаження карданних валів ТПМ ОВВ-900х3

Параметри навантаження *		j –я фаза	Номер і – го карданного валу					
			1	2	3	4	5	6
	M_{mij}, Нм	1	783÷1090	717÷720	154÷195	1037÷1170	684÷717	512÷653
		2	768÷1050	606÷842	205÷277	1045÷1250	-	-
		3	461÷1024	788÷805	-	-	-	-
		4	512÷563	-	-	-	-	-
	$2M_{aij}$, Нм	1	613÷783	126÷143	18÷28	205÷230	102÷115	43÷58
		2	302÷333	133÷512	23÷32	198÷240	-	-
		3	307÷425	145÷192	-	-	-	-
		4	118÷136	-	-	-	-	-
	N_{ij}	1	1÷3	1÷3	14÷16	7÷10	20÷25	12÷16
		2	2÷6	10÷12	6÷8	1÷2	-	-
		3	6÷10	3÷5	-	-	-	-
		4	1÷2	-	-	-	-	-

** M_{mij}, M_{aij} – середні та амплітудні значення моментів, що крутять, на карданних валах; N_{ij} – число циклів перемінних навантажень.*

На підставі методики визначення зусиль на валки, приведеної в роботах [2, 3], для шестивалкової ТПМ сума результуючих реакцій в опорах валків складає

$$\sum_{i=1}^{6} R_i = A_1 \cdot \sigma_T \cdot D^3 \cdot \left[1 - \alpha^3 + A_2 \cdot \left(1 - \alpha^4\right)\right], \quad (1)$$

тут

$$A_1 = \frac{0{,}67 \cdot [3 \cdot a \cdot (1 + \cos\varphi) + t]}{a \cdot t \cdot \cos\varphi},\ м^{-1};\ A_2 = 0{,}6 \cdot \frac{2 \cdot a \cdot (1 + \cos\varphi) + t}{3 \cdot a \cdot (1 + \cos\varphi) + t}.$$

де t – проекція робочої довжини бочки валка, м; a = t_p – t (t_p - відстань між вертикальними вісями валків), м; φ – кут між площиною вигину металу і радіальною площиною додатка контактних сил; σ_T – межа плинності матеріалу труби, Па; α = 1 – 2S/D; D – зовнішній діаметр труби, м; S – товщина стінки труби, м.

Для ТПМ ОВВ-900х3 (конструкції СКМЗ): t_p = 900 мм; t = 600 мм; a = 300 мм; φ = 23°. Після підстановки: A_1 = 9,42 $м^{-1}$; A_2 = 0,45. Тоді співвідношення (1) для даної конструкції правильної машини прийме вид:

$$\sum_{i=1}^{6} R_i = 9{,}42 \cdot \sigma_т \cdot D^3 \cdot \left[1 - \alpha^3 + 0{,}45 \cdot \left(1 - \alpha^4\right)\right]. \quad (2)$$

Потужність, що споживана шестивалковою ТПМ, затрачається на пружну-пластичну деформацію труби, на подолання тертя труби по валку і тертя в підшипниках валків:

$$N = N_{деф} + N_{тр} + N_{п} = \frac{\sigma_т^2}{2 \cdot E} \cdot V \cdot \pi \cdot D \cdot S \cdot \left(1 - \frac{S}{D}\right) \cdot k_{деф} + \sum_{i=1}^{6} R_i \cdot \mu \cdot \frac{d_п}{2} \cdot \omega_в + \sum_{i=1}^{6} R_i \cdot m \cdot \omega_в, \quad (3)$$

де E – модуль пружності матеріалу труби, Па; V – швидкість виправлення, м/с; $k_{деф}$ – коефіцієнт роботи пластичної деформації, для труб $k_{деф}$ = 3÷5 (у залежності від інтенсивності виправлення); μ – коефіцієнт тертя в підшипниках опор; $d_п$ – середній діаметр тертя в підшипнику валка, м; $\omega_в$ – кутова швидкість валка, $с^{-1}$; m – плече тертя (з урахуванням можливого прослизання в контакті валків із трубою), м.

Для шестивалкової ТПМ сумарна потужність, що споживана при виправленні труб (без урахування к.к.д. приводу) може бути визначена по наступній залежності:

$$N = \sigma_T \cdot V \cdot D \cdot S \cdot \left\{0{,}5\sigma_т \cdot B_1 \cdot (1 + \alpha) + 2B_2 \cdot D \cdot \frac{1{,}45 - \alpha^3 (1 + 0{,}45\alpha)}{1 - \alpha}\right\}, \quad (4)$$

тут

$$B_1 = \frac{\pi \cdot k_{деф}}{2 \cdot E};\ B_2 = 9{,}42 \cdot \frac{(0{,}5 \cdot \mu \cdot d_п + m)}{r \cdot \sin\beta};\ r = \frac{2 \cdot r_{max} + r_{min}}{3}$$

де r – наведений радіус горловини валка, по рекомендаціях [1], r_{max}, r_{min} – найбільший і найменший (у горловині) радіуси валка; β – кут установки валків.

Для косовалкової ТПМ ОВВ 900х3 лінії ТПА-140 приймалися наступні розрахункові дані: D = 83÷152 мм; S = 8÷28 мм; σ_{Tmax} = 600 МПа (сталь 30ХГСА); E = $2{,}1 \cdot 10^5$ МПа; V = 0,7÷1,5 м/с; r = 0,219 м; μ = 0,005; m = 0,0008 м; $k_{деф}$ = 5; $d_п$ = 0,255 м; β = 33°.

Для досліджуваної конструкції ТПМ:

$$B_1 = 3{,}74 \cdot 10^{-11}\ Па^{-1};\ B_2 = 0{,}113\ м^{-1}. \quad (5)$$

Остаточно для шестивалкової ТПМ ОВВ 900х3 сумарна потужність (без урахування к.к.д. приводу) визначалася по отриманої авторами залежності відповідно (4) і (5):

$$N = \sigma_T \cdot V \cdot D \cdot S \cdot \left\{1{,}87 \cdot 10^{-11} \cdot \sigma_т \cdot (1 + \alpha) + 0{,}226 \cdot D \cdot \frac{1{,}45 - \alpha^3 (1 + 0{,}45\alpha)}{1 - \alpha}\right\}. \quad (6)$$

Графіки необхідної потужності косовалкової ТПМ (без урахування к.к.д. приводу валків) для виправлення для труб заданого сортаменту в заданому діапазоні швидкостей представлені на рис.1б, де

штрихуванням показана зона технологічної можливості ТПМ по сумарній потужності приводу валків.

Висновки.

Результати виконаних розрахунків для ТПМ ОВВ-900х3 показують, що при максимальній межі плинності матеріалу труб (σ_{Tmax} = 600 МПа) потужність електропривода не забезпечує виправлення труб у всьому діапазоні заданого сортаменту і швидкісних режимів. Потужність існуючого головного приводу валків ТПМ може забезпечити виправлення всього сортаменту з заданою геометрією і при максимальній швидкості 1,5 м/с тільки для труб із межею плинності матеріалу $(0,33\div0,36)\cdot\sigma_{Tmax}$, тобто 192÷216 МПа.

Для забезпечення заданих технологічних характеристик косовалкової ТПМ ОВВ-900х3 лінії ТПА-140 сумарна потужність електродвигунів приводу валків повинна бути:

по максимальній швидкості виправлення - не менш 360 кВт, тобто в 3,33 рази вище існуючої;

по межі плинності матеріалу труб при мінімальній швидкості виправлення - не менш 170 кВт, тобто в 1,57 рази вище існуючої.

Бібліографічний список

1. Максилейсон А.М. Трубоправильные машины // Максилейсон А.М., Сапир В.И., Комисарчук Ю.С.// - М.: Машиностроение. 1971. - 208 с.
2. Семененко Ю.Л. Отделка профилей и труб давлением. - М.: Металлургия, 1972. - 232 с.
3. Королев А.А. Конструкция и расчет машин и механизмов прокатных станов. – М.: Металлургия, 1985. – 376 с.
4. Завгородний Д.В. Экспериментальное исследование влияния углов установки валков на качество выправляемых труб // Завгородний Д.В., Завгородний А.В.//Вісник Донбаської державної машинобудівної академії, №1.- Краматорск: ДДМА, 2007. – С.52-55.
5. Зданевич С.С. Динамический анализ приводов косовалковой трубоправильной машины ОВВ-900х3 ТПА-140 // Зданевич С.С., Зданевич В.А., Зданевич С.В. // Теория и практика металлургии. Днепропетровск, 2011. № 3-4. - С.58-61.

Стаття надійшла 10.12.2014

UDK621.774.6.06

*St. Zdanevich, V.Ermokratyev, S. Zdanevich**

A nalysis of power parameters and technological capabilities pipe-straightening machine

The dependencies for the calculation of the total power oblique-roller pipe-straightening machines (excluding efficiency drive) when editing pipes were estimated mix in a predetermined range of speed changes. The results of studies of technological capabilities pipe-straightening machines OBB-900x3 TRM-140 are presented.

Отримано залежності для розрахунку сумарної потужності, що споживає косовалкова трубоправильна машина (без урахування к.к.д. приводу), при виправленні труб розрахункового сортаменту в заданому діапазоні зміни швидкості виправлення. Приведено результати досліджень технологічних можливостей трубоправильної машини ОВВ-900х3 ТПА-140.

Получены зависимости для расчета суммарной мощности косовалковой трубоправильной машины (без учета к.п.д. привода), при правке труб расчетного сортамента в заданном диапазоне изменения скорости правки. Приведены результаты исследований технологических возможностей трубоправильной машины ОВВ-900х3 ТПА-140.

Formulation of the problem. The current situation on the markets for hot-rolled pipes requires expanding the assortment and improving the quality of the finished product, due to the technological capabilities and rational using of existing equipments of tubes' enterprises.

One of the main technological operations patching of a stream of continuous tube-rolling mill (TRM) in the production of thin-walled tubes is a pipe straightening by the oblique-roller pipe straightening machines (PSM). To eliminate the spatial curvature of thin-walled pipes up to 160 mm are used vertical the oblique-roller PSM with six drive rollers of equal length [1, 2, 3].

Analysis of the results of scientific and technical expertise failures PSM have revealed, during the editing critical sizes of pipes, significant congestion drives, especially when capturing pipe, causing increased wear of gear teeth gear with wires-roll coupling limit torque spindles.

Analysis of recent research and publications. Configure PSM (reduction in pairs of rolls, radial and angular adjustment of the rolls, high-speed drive mode) have a significant impact on the power parameters changes.

In [1] points to the lack of analytical relationships linking straightened diameter pipes, the design parameters of PSM (step of roll, diameter throat of guilt) and its load characteristics.

Known [1], that the distribution of torque moment M_t to the rolls of oblique-roller PSM required for calculating the elements of a line-drive, depends on many factors, constructive and machine settings. It is recommended to take the calculated time on the roll $M_p = (1,2 \div 1,4)\ M_t / n$, where n - the number of driven rollers. In this paper [4] noted that increasing angle of installation rolls on 15÷30´ from the calculated value reduces to 7÷10% power parameters changing and improves the quality of the pipe surface.

Unresolved early part of the overall problem. When editing pipe load on electric drive of rolls alternating with pauses, which are determined by the rate of receiving rolled. Selecting motors PSM calculations are for continuous operation [1-3]. Currently, there is insufficient data to determine the theoretical summary-term power drive PSM considering the uneven loading motor when dressing pipes estimated mix.

Therefore, the question is relevant technological possibilities PSM which is associated with a rational choice and assortment of the pipe material by analytical determination of necessary power based on structural changes of parameters of PSM (step rollers, the diameter of the neck), the predetermined range rate changes and comparisons with existing power drive rollers.

Statement of the problem. Get energy-power characteristics which are required for editing pipes specified range and the material with the settings and speed changes for a preliminary assessment of technological capabilities oblique-roller PSM.

The basic material research. Individual drive rollers oblique-roller PSM has a number of features associated with the mismatching of the angular velocities of the rolls when dressing as due to technological settings rolls, and as a result of elastic vibrations in the drive line [5].

When measurements [5] found that the mismatch speed rolls in the pairs of rolls as well as in the whole machine can lead to generator operation and motor loads for uneven distribution of drive power lines (tabl.1).

For a preliminary assessment of technological capabilities when editing PSM tubes specified range and the plasticity of the material necessary to compare the power of the electric power dressing with a roller system PSM.

PSM OBB-900x3 (fig.1a) TRM-140 with three pairs of identical length hyperboloidal rollers arranged at an angle to the axis of dressing is de-

Zdanevich Stepan, graduate student of the National Metallurgical Academy of Ukraine;
Ermokratyev Viktor, Associate Professor, National Metallurgical Academy of Ukraine, Ph.D.;
Zdanevich Sergey, Associate Professor, National Metallurgical Academy of Ukraine, Ph.D.
Reviewer Kadilnikova Tatjana, Head of Department of National Metallurgical Academy of Ukraine, Doctor of Technical Sciences (D. Sc)

signed for straightening steel pipes d_{tr} = 83 ÷ 152 mm, with wall S = 8 ÷ 28 mm and a yield strength of the material $\sigma_t \le 600$ MPa at the initial curvature of the pipe 10 mm/rm. In the individual drive rollers PSM OBB-900x3 DC motors installed capacity of 18 kW. The total capacity of six drive motors is 108 kW.

Based on the methodology for determining the forces on the rolls cited in [1, 3], for a six-rolled PSM amount resulting reactions in the supports of the rolls

$$\sum_{i=1}^{6} R_i = A_1 \cdot \sigma_T \cdot D^3 \cdot \left[1-\alpha^3 + A_2 \cdot \left(1-\alpha^4\right)\right], \quad (1)$$

is there

$$A_1 = \frac{0{,}67 \cdot [3 \cdot a \cdot (1+\cos\varphi) + t]}{a \cdot t \cdot \cos\varphi},\ м^{-1};\ A_2 = 0{,}6 \cdot \frac{2 \cdot a \cdot (1+\cos\varphi) + t}{3 \cdot a \cdot (1+\cos\varphi) + t}.$$

where t - the projection of the working roll barrel length, m; a = t_p - t (t_p - the distance between the vertical-axes of the rollers), m; φ - angle between the plane of bending metal and radial planar application of contact forces; σ_T - yield strength of the pipe material, Pa; α = 1 - 2S / D; D - outside diameter of the pipe in meters; S - pipe wall thickness, m.

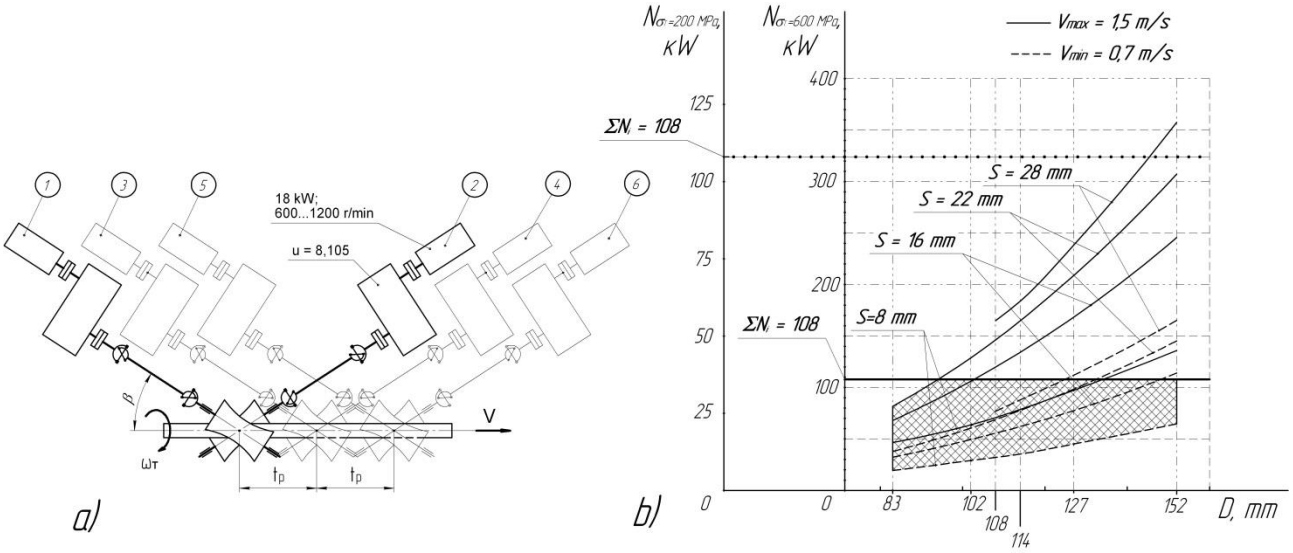


Figura 1- Kinematic scheme (a) and graphs necessary power (b) oblique-roller PSM OBB-900x3 (excluding efficiency drive) when straightening pipe with an outside diameter D and wall thickness S values for the yield strength of the material σ_T in the range of change of speed changes V = 0,7÷1,5 m/s

For PSM OBB-900x3 (design SKMZ): t_p = 900 mm; t = 600 mm; a = 300 mm; φ = 23°. After substitution: A_1 = 9.42 m^{-1}; A_2 = 0.45. Then (1) for the design of the leveller takes the form:

$$\sum_{i=1}^{6} R_i = 9{,}42 \cdot \sigma_т \cdot D^3 \cdot \left[1-\alpha^3 + 0{,}45 \cdot \left(1-\alpha^4\right)\right] \quad (2)$$

The power consumed by a six-high PSM spent on elastic-plastic deformation of the pipe, to overcome pipe friction on the roller and friction bearings underrolls:

$$N = N_{деф} + N_{тр} + N_{п} = \frac{\sigma_т^{\,2}}{2 \cdot E} \cdot V \cdot \pi \cdot D \cdot S \cdot \left(1 - \frac{S}{D}\right) \cdot k_{деф} + \sum_{i=1}^{6} R_i \cdot \mu \cdot \frac{d_п}{2} \cdot \omega_в + \sum_{i=1}^{6} R_i \cdot m \cdot \omega_в, \quad (3)$$

where E - modulus of elasticity of the pipe material, Pa; V - velocity changes, m/s; k_{def} - coefficient of performance plastic deformation pipe k_{def} = 3÷5 (depending on the intensity changes); μ - friction bearing supports; d_p - a mean diameter in the sub-friction roller bearings, m; ω_v - angular speed of roll, s^{-1}; m - shoulder friction (with the possibility of slippage of the rolls in contact with the tube), m.

For a six-rolled PSM total power consumption when dressing pipes (excluding the efficiency of the drive) can be determined from the following relationship:

$$N = \sigma_T \cdot V \cdot D \cdot S \cdot \left\{0{,}5\sigma_т \cdot B_1 \cdot (1+\alpha) + 2B_2 \cdot D \cdot \frac{1{,}45 - \alpha^3 (1 + 0{,}45\alpha)}{1-\alpha}\right\}, \quad (4)$$

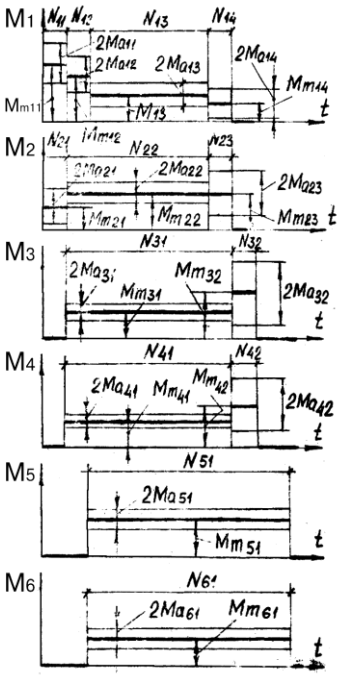
is there

$$B_1 = \frac{\pi \cdot k_{деф}}{2 \cdot E};\ B_2 = 9{,}42 \cdot \frac{(0{,}5 \cdot \mu \cdot d_п + m)}{r \cdot \sin\beta};\ r = \frac{2 \cdot r_{max} + r_{min}}{3}$$

where r - the reduced radius neck roll on the recommendations [1], r_{max}, r_{min} - the largest and smallest (in the neck), the radius of the roll; β - angle of installation rolls.

Table 1 - Characteristics of load cases driveshafts PSM OBB-900x3

Loading parameters *		j-th phase	Number of i - th propeller shaft					
			1	2	3	4	5	6
M1	M_{mij}, Нм	1	783÷1090	717÷720	154÷195	1037÷1170	684÷717	512÷653
		2	768÷1050	606÷842	205÷277	1045÷1250	-	-
		3	461÷1024	788÷805	-	-	-	-
		4	512÷563	-	-	-	-	-
M2	$2M_{aij}$, Нм	1	613÷783	126÷143	18÷28	205÷230	102÷115	43÷58
		2	302÷333	133÷512	23÷32	198÷240	-	-
		3	307÷425	145÷192	-	-	-	-
		4	118÷136	-	-	-	-	-
M3	N_{ij}	1	1÷3	1÷3	14÷16	7÷10	20÷25	12÷16
		2	2÷6	10÷12	6÷8	1÷2	-	-
		3	6÷10	3÷5	-	-	-	-
		4	1÷2	-	-	-	-	-



** M_{mij}, M_{aij} – average and peak values to propeller shafts; N_{ij} – the number of cycles of loading variables.*

For oblique-roller PSM OBB-900x3 line TRM-140 accepts the following calculated data: D = 83÷152 mm; S = 8÷28 mm; σ_{Tmax} = 600 MPa (steel 30ХГСА); E = $2{,}1 \cdot 10^5$ MPa; V = 0,7÷1,5 m/s; r = 0,219 m; μ = 0,005; m = 0,0008 m; $k_{деф}$ = 5; $d_п$ = 0,255 m; β = 33°.

To study the structure of PSM:

$$N = \sigma_T \cdot V \cdot D \cdot S \cdot \left\{1{,}87 \cdot 10^{-11} \cdot \sigma_т \cdot (1+\alpha) + 0{,}226 \cdot D \cdot \frac{1{,}45 - \alpha^3(1+0{,}45\alpha)}{1-\alpha}\right\}. \quad (6)$$

Graphs of the necessary power oblique-roller PSM (excluding efficiency drive rolls) for straightening pipe specified mix in a given speed range are shown in Figure 1b, where the shading shows the area of technological capability PSM summary capacity of the drive rolls.

Conclusions. The results of the calculations for the PSM OBB-900x3 show that the maximum yield strength of the pipe material (σ_{Tmax} = 600 MPa) of the

$B_1 = 3{,}74 \cdot 10^{-11}$ Pa^{-1}; B_2 = 0,113 m^{-1}. (5)

Finally, for a six-rolled PSM OBB-900x3 total capacity (excluding drive efficiency) was determined from the dependence of the authors received, taking into account (4) and (5):

electric power does not provide editing pipes throughout the range of the specified range and high-speed modes. Capacity of the existing main drive rolls PSM can provide editing just mix with a given geometry and a maximum speed of 1,5 m/s only for pipes with a yield strength of the material (0,33÷0,36) σ_{Tmax}, ie 192÷216 MPa.

For a given technological characteristics PSM OBB-900x3 line TRM-140 the total power of electric drive rolls must be:

at maximum speed changes - not less than 360 kW, i.e. 3.33 times higher then existing;

yield strength of the material pipe at a minimum speed changes - not less than 170kW, i.e. 1.57 times higher than the existing one.

References

1. Maksileyson A.M. Trubopravilnyie mashinyi // Maksileyson A.M., Sapir V.I., Komisarchuk Yu.S.// - M.: Mashinostroenie. 1971. - 208 s.
2. Semenenko Yu.L. Otdelka profiley i trub davleniem. - M.: Metallurgiya, 1972. - 232 s.
3. Korolev A.A. Konstruktsiya i raschet mashin i mehanizmov prokatnyih stanov. –M.: Metal-lurgiya, 1985. – 376 s.
4. Zavgorodniy D.V. Eksperimentalnoe issledovanie vliyaniya uglov ustanovki valkov na kachestvo vyipravlyaemyih trub // Zavgorodniy D.V., Zavgorodniy A.V.//VIsnik Donbaskoyi derzhavnoyi mashi-?obudIvnoyi akademIyi, №1.- Kramatorsk: DDMA, 2007. – S.52-55.
5. Zdanevich S.S. Dinamicheskiy analiz privodov kosovalkovoy trubopravilnoy mashinyi OVV-900x3 TPA-140 // Zdanevich S.S., Zdanevich V.A., Zdanevich S.V. // Teoriya i praktika metallurgii. Dnepropetrovsk, 2011. № 3-4. - S.58-61.

Received 10.12.2014

УДК 658.58

*М.Г.Маліч, С.В.Буханський**

Шляхи удосконалення шпиндельного з*єднання головної лінії пілігрімового стану 5-12

Обоснована необходимость использования универсальных шпинделей с шарнирами на телах качения в главной линии пилигримового стана 5-12".

Обґрунтовано необхідність використання універсальних шпинделів з шарнірами тертя ковзання в головній лінії пілігримового стану5-12"

The necessity of the use of universal spindles with hinges on the rolling elements in the main line of Pilger mill 5-12 "

Вступ.Головна лінія пілігримового стану 5-12" є однією з найбільш навантажених серед приводів інших прокатних станів. Робота трансмісії загалом та шпинделів, які передають крутний момент валкам особливо, має яскраво виражений динамічний, ударний характер, обумовлений особливістю пілігримової прокатки [1].Запроектоване більш ніж 100 років тому, та працююче ще до сьогодні трефове з"єднання шпинделів з валками має істотні недоліки, які обумовлені початковими зазорами між зовнішніми поверхнями трефових головок шпинделів і валків та внутрішніми поверхнями трефових муфт. В процесі роботи при ударних навантаженнях зазори розкриваються та збільшують удари між контактуючими поверхнями трефового з"єднання. Це призводить до їх розплющення та зміни геометричних форм.Осцилограми крутних моментів при прокатці труби, особливо при затрвці на 4-7 циклах показують збільшення діючих навантажень в 1.5 - 2.3 рази від навантажень в інших циклах прокатки цієї ж труби, це призводить до виникнення пластичних деформувань, пришвидшує зминання контактуючих поверхонь, та збільшує початкові зазори між ними [2]. А це, в свою чергу , зменшує точність налаштування валків, призводить до зниження якості труби та виводить з ладу шпинделі, трефові муфти та пільгервалки, які потребують ремонту та додаткових витрат.

Постановка задачі.В даному дослідженні поставлена задача проаналізувати можливість застосування беззазорної трансмісії в головній лінії пілігримового стану.

Основна частина. У приводі багатьох прокатних клітей використовуються в основному три види шпинделів: трефові, зубчасті та універсальні. Універсальні шпинделі поділяються на шпинделі з підшипниками ковзання, на підшипниках кочення, кульові та роликові.

Найбільшого поширення в важко навантажених станах набули універсальні шпинделі, особливо з шарніром тертя ковзання.

Універсальний шпиндель на підшипниках ковзання відрізняється високою міцністю шарнірних елементів і компактністю.

Шарнір тертя ковзання з бронзовими вкладками (рис1) утворюється лопаттю з боку валка 3 або лопаттю з боку приводу, головкою шпинделя 1, що має циліндричну розточку; бронзовими сегментними вкладками 2 і сухарем 4. Оскільки при прокатці відстань між валками і кут нахилу шпинделя змінюються, то один з шарнірів повинен бути «плаваючим» в осьовому напрямку, а інший - фіксованим.[3]

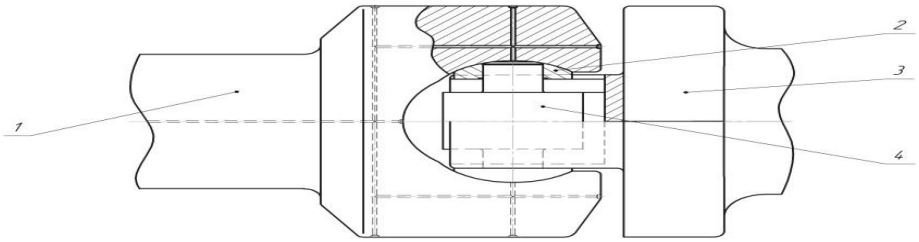


Рисунок 1- Шарнір тертя ковзання з бронзовими вкладками, де 1 - вал шпинделю; 2 - вкладка бронзова;3 - валок; 4 - сухар

Сухарі 5 на кінцях забезпечені цапфами для з'єднання з вкладками 4. Для зменшення зносу сухаря, його облицьовують бронзовими планками або поміщають в бронзові стакани; застосовують також наплав на межі сухаря бронзи. Принцип шарніра Гука досягається завдяки можливості повороту в двох перпендикулярних площинах що до вісі розточення головки шпинделя й вісі сухаря [3]. Останнім часом широкого поширення набули універсальні шпинделі на підшипниках кочення (рис. 2).

*Маліч Микола Григорович, доцент НМетАУ, к.т.н.;
Буханський Станислав Владиславович, студент НМетАУ.
Рецензент Кадильникова Тетяна Михайлівна, зав. каф. НМетАУ, д.т.н., професор.

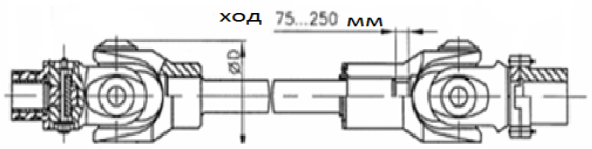


Рисунок 2- Універсальний шпиндель на підшипниках кочення.

Вонизабезпечують збільшенняпродуктивностіпрокатнихагрегатів, яке досягаєтьсязавдяки наступним характеристикам: кути перекосу в шарнірни голівках(рис. 3) можуть змінюватися в широких-

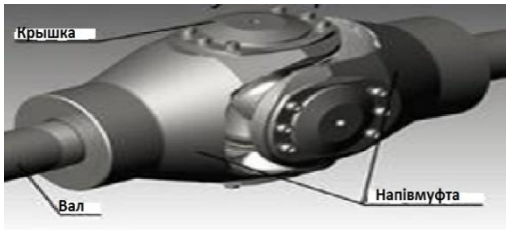


Рисунок 3- Елементи шарнірної головки

межах (до 18 °); шпинделі мають високу зручність збирання і розбирання, простоту ремонту; високу здатність навантаження і довговічність при мінімальних габаритах; швидке з'єднанняз робочою кліттю і простоту експлуатації; у підшипникови вузлах довше утримується мастило[4].

Шпиндельний пристрій може складатися з двох шарнірних головок, проміжного валу і двох фланців, один з якихз'єднуєтьсяз приводним кінцем прокатного валка, а другий- звалком шестеренної кліті. Шарнір може складається з двох напівмуфт1, цільної хрестовини 3 і чотирьох підшипникових вузлів. Основним недоліком шпинделю є відносно низька здатність навантаження. Кулькові універсальні шпинделі застосовуються для приводу валків чистових клітей безперервних дрібносортних і дротяних станів. що працюють при великих частотах обертання. Роликові універсальні шпинделі застосовуються для приводу чернових клітей сортових станів. Універсальні шпинделі з бронзовими вкладками і шпинделі з шарнірами на підшипниках кочення повинні мати підвищену надійність. Сучасна конструкція роликових шпинделів має більш високу здатність навантаження і довговічність завдяки застосуванню силопередаючих елементів, виконаних у формі бочкоподібних роликів (рис. 4), встановлених між втулкою і обоймою шарніра шпинделя в їх напівциліндричних пазах; рівномірному розподілу навантажень на ролики незалежно від кута перекосу обойми щодо втулки; розташуванню центрів шарнірів шпинделя (центрального перерізу роликового пояса) в зоні лопастей прокатного і шестерневого валків; постачання шарнірів з центруючим прилаштуванням для надійного утримання мастила, але ці шпинделі, як і зубчасті мало придатні для ударного динамічного навантаження.

Рисунок 4- Шпиндель роликовий

Висновки. Найбільш прийнятними з міркувань динамічності для сортових станів є шпинделі з шарнірами на тілах кочення, для навантажень головної лінії пілігримового стану найбільш прийнятними з міркувань динамічності навантажень, надійності конструкції та простоти в експлуатації - універсальні шпинделі з шарнірами тертя ковзання на бронзових вкладках.

Бібліографічній список

1. Данилов Ф.А., Глейберг Л.З., В.Г. Балакин. Производство стальных труб горячей прокатки. Металлургиздат. – М. – 1954. 615с.
2. Гордиенко А.В., Малич Н.Г., Мамчич Е.К., Экспериментальная оценка режимов нагружения пилигримового стана 5-12”/ Металлургическое и горнорудная промышленность. №3, 1984г. С 24-28.
3. Целиков А.И., Полухин П.И., Гребеник В.М. Машины и агрегаты металлургических заводов. В 3-х томах. Т. 3. Металлургия. М.-1988, 680с.
4. Королев А.А. Механическое оборудование прокатных и трубных цехов. Учебник для вузов. – 4-е изд., - М: Металлургия, 1987. 480 с.

Стаття надійшла 01.10.2014

UDK 658.58

*N.Malich, S.Buhansky**

By impoving cylinder with "Unity of home linniyi pilihrymovono 5-12"

The necessity of the use of universal spindles with hinges on the rolling elements in the main line of Pilger mill 5-12 "

Обоснована необходимость использования универсальных шпинделей с шарнирами на телах качения в главной линии пилигримового стана 5-12"

Обґрунтовано необхідність використання універсальних шпинделів з шарнірами тертя ковзання в головній лінії пілігримового стану 5-12"

Entry.Main Line 5-12" pilihrymovoho state is one of the most loaded among other reasons rolling mills. Work transmissions in general and spindles that transmit torque rolls especially, has a distinct dynamic nature of the shock cause

by rolling osoblyvistyu pilihrymovoyi [1].

Designed over 100 years ago and still working today to trefove of "unity spindles from the rolls has significant flaws that caused the initial gap between the outer surfaces trefovyh head spindles and rolls and inner surfaces trefovyh couplings.While working at shock loadings revealed gaps and increase blows between contacting surfaces trefovoho of "unity. This leads to flattening and changing geometries.

Oscillograms torque when rolling tubes, especially when zatrvtsi 4-7 cycles show an increase in load current of 1.5 - 2.3 times of stress in other cycles rolling the same tube, it causes the plastic deformuvan, accelerates jam contacting surfaces and increases initial clearances between them [2].This, in turn, reduces the precision setting rolls, leads to lower quality pipes and disabling spindles, clutches and clubs pilhervalky in need of repair and additional costs.

Problem definition. In this study, the task to analyze the applicability bezzazornoyi transmission line in the main pilihrymovoho state.

The main part. The drive many rolling cages used mainly three types of spindles: clubs, gear and universal. Universal spindles divided into spindle bearings, rolling bearings, ball and roller. Most common in heavily loaded conditions become universal spindles, especially with friction hinge. Universal spindle bearings in different high strength hinge elements and compactness.

Hinge friction with bronze tabs (Fig1) 3 blade is formed by the roll or blade of the drive spindle head 1, which has a cylindrical bore; bronze segment tabs 2 and 4 biscuit.Because the rolling distance between the rollers and angle of the spindle change, ne of the hinges to be "floating" in the axial direction, and the other - fixed. [3]

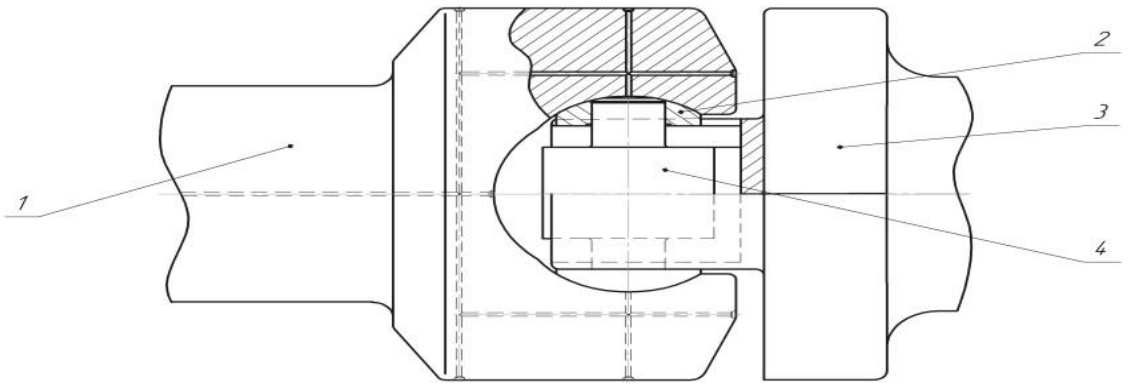


Figura1- hinge friction with bronze tabs, 1 - spindle shaft; 2- tab bronze; 3- Swath; 4- Pin

Rusk 5 provided at the ends of pins to connect tabbed 4. To reduce wear crackers, his bronze veneer strips or placed in bronze cups; also used naplavom on the verge of breadcrumbs bronze.

Hooke's joint principle is achieved by allowing rotation in two perpendicular planes on the axle spindle boring head axis and crackers [3].Recently, widespread universal spindle bearings rolling (Fig. 2).

*Malich Nikolai, associlate profrssor NMetAU;
Buhansky Stanislav, student NMetAU.
Reviewer Kadilnikova Tatjana, Head of Department of National Metallurgical Academy of Ukraine, Doctor of Technical Sciences (D. Sc)

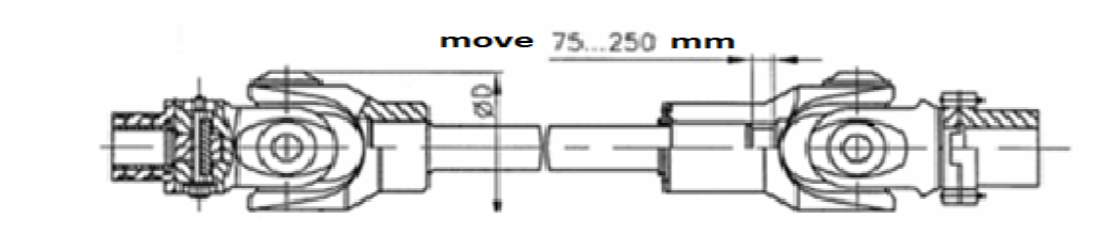


Figura 2- Universal spindle bearings rollin.

They provide a performance increase rental units, which is achieved by the following characteristics: a skew angles articulated head (Fig. 3) may vary over a wide range (18 °); spindle with high ease assembly and disassembly, ease of repair; high load capacity and durability with minimum dimensions; fast connection with the working cage and ease of use; in the bearing assembly is held longer oil [4].

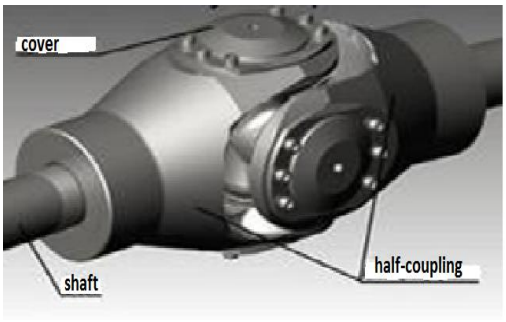


Figura 3- Universalny spindle pidshipn.

Spindle unit may consist of two articulated heads, intermediate shaft and two brackets, one of which is connected to the drive end rolls, and the second - with roll cage Gear. Hinge can consist of two half-1, 3 whole cross and four bearings. The main disadvantage is the relatively low spindle load capacity.

Ball universal spindles are used to drive the roll finishing stand continuous small-and wire mills operating at high speeds. Roller universal spindles are used to drive the Draft cages large, medium and small profile mills, so pilihrymovyh states are not sufficiently reliable.

This is achieved by the following features: application syloperedayuchyh elements made in the form of barrel-shaped rollers (Fig. 4) installed between the sleeve and clip hinge spindle napivtsylindrychnyh grooves in them; uniform load distribution on the rollers, regardless of the angle of skew clips on the hub; Modern design roller spindles has a number of innovations that provide higher load capacity and durability. A center hinge spindle (central section of the roller belt) in the area of the blades and rolling shesternevoho rolls; The alignment of supply hinges attach that zabezpechuyuye reliable retention of grease, but the spindle as the spindle toothed unsuitable for impact dynamic loads.

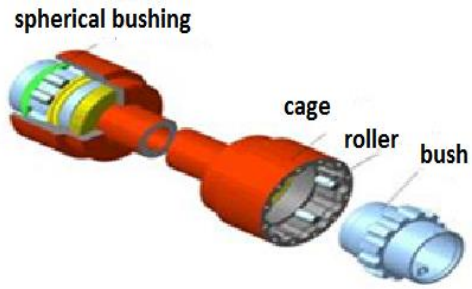


Figura 4- The spindle roller.

Conclusions. The most acceptable reasons for dynamic large, medium and small profile mills are spindles with hinges on the bodies of bearings. Under conditions of stress pilihrymovoho main line will be the most acceptable for reasons of dynamic loads, reliability, design and ease of operation are the most appropriate spindle universal joints with friction tabs on bronze.

References

1. Danilov F.A., Gleyberg L.Z., Balakin V.G. Proizvodstvo stalnih trub goryachey prokatki. Metal-?urgizdat. – M. – 1954. 615s.
2. Gordienko A.V., Malich N.G., Mamchich E.K., Eksperementalnaya ocenka rejimov nagrujeniya piligrimovogo stana 5-12 " Metalurgicheskoe I gornorudnaya promishlenost . №3, 1984g. S 24-28.
3. Chelikov A.I., Poluhin P.I., Grebenik V.M. Mashini i agregati metallurgicheskix zavodov. V 3-x tomax T. Z. Metallurgiya. M. -1988, 680s.
4. Korolev A.A., Mexanicheskoe oborudovaniya prokatix i trubnix cexov. Uchebnik dlay vuzov
5. 4-e izd., - M: Metalurgiya, 1987g. 480 s.

Received 10.12.2014

УДК 621.74:669.131.2:669.131.4

*М.О.Матвєєва, Б.В.Клімович, Ю.М. Николаєнко**

Дослідження впливу легування алюмінієм і комплексного модифікування на структуроутворення чавунних виливків

У наведених дослідженнях проведений аналіз структуроутворення у виливках з чавунів, що леговані алюмінієм і модифіковані карбідом кремнію, карбонітридом титану та їх комплексом. Встановлено фазовий склад експериментальних чавунів, проведено кількісний металографічний аналіз, визначені особливості комплексного легування та модифікування визначеним комплексом елементів.

In this research, the analysis of structure formation in the casting of cast iron and aluminum-doped silicon carbide, titanium carbonitride and their set has been modified. The phase composition of the experimental irons has been set, quantitative metallographic analysis has been made, specific features of the complex doping and modifying of the given set of elements have been determined.

В приведенных исследованиях проведен анализ структурообразования в слитках чугунов легированных алюминием и модифицированных карбидом кремния, карбонитридом титана и их комплексом. Установлен фазовый состав экспериментальных чугунов, проведен количественный металлографический анализ, определены особенности комплексного легирования и модифицирования определенным комплексом элементов.

Вступ. У теорії і практиці ливарного виробництва створені фізико-хімічні основи технологічних процесів і проводяться наукові дослідження з вивчення основних закономірностей процесів плавки, легування, модифікування чорних і кольорових сплавів. Подальші фундаментальні роботи направлені на дослідження процесів структуроутворення в модифікованих чавунах і сталях і створення на цій основі прогресивної теорії формування їх структури [1, 2, 3].

Аналіз стану питання. Раніше підвищення якості виливків реалізовували шляхом все більш значного і не завжди обґрунтованого легування, використовуючи такі дефіцитні для України і дорогі елементи, як Mo, V, Cr, Ni, Nb, W та ін., запаси яких не поповнюються. Для сучасних чавунів бажаним є легування і модифікування тими елементами, сировина для яких є в Україні. При цьому вміст дефіцитних компонентів треба зводити до мінімуму і дослідити можливість комплексного легування малодефіцитними економічними елементами, до числа яких належать алюміній, титан, кремній, хром та ін. [4, 5].Виливки з чавуну поєднують певний комплекс експлуатаційних властивостей, таких як зносостійкість, корозійна стійкість і жаростійкість необхідні для: оснащення при литті за виплавлюваними моделями, деталей пічного обладнання, деталей коксохімічного обладнання, виливниць, тиглів для плавки та багатьох інших. Рішення такого завдання пов'язане зі значними труднощами, тому що підвищення рівня однієї з властивостей може викликати зниження інших або деяких із них [6, 7].

Постановка задачі дослідження. Отримання більш дешевого і технологічного чавуну з пониженим вмістом дорогих і дефіцитних легуючих елементів, який би в певних умовах експлуатації забезпечив економічно доцільний рівень довговічності литих деталей і конструкцій, мав певну універсальність, поєднував достатні твердість, міцність і спеціальні властивості, без додаткової теплової обробки.

Методики дослідження. Досліджувані чавуни містили наступні хімічні елементи (%, по масі): вуглець 2,8 – 2,9; марганець 0,40 – 0,45; кремній 0,70 – 0,75; хром 0,09 – 0,10; фероцерій 0,3 (по присадці). Використовували дисперсні порошки карбонітриду титану (TiCN) і карбіду кремнію (SiC). Вміст алюмінію і модифікуючих присадок варіювали в інтервалі: алюміній 5,95 – 6,0 %; TiCN 0,0 – 0,1 %; SiC 0,0 – 0,05 %. В подальшому аналізі розглядали вплив тільки варійованих компонентів.Плавки проводили за схемою повного факторного експерименту. Застосування такого математичного планування для оптимізації складу і властивостей виливків з половинчастих чавунів, а також методики проведення хімічного і металографічного аналізів описані авторами в попередніх публікаціях [8, 9].

Результати дослідження. Проаналізовано серії експериментальних плавок з вмістом алюмінію 5,95 – 6,0 %. Легування чавуну алюмінієм сприяє реалізації процесу $Ж \rightarrow А + Г$ і при кристалізації в структурі всіх дослідних плавок утворюється графіт. Однак форма, розподіл і кількість включень графіту були різні. Результати кількісного металографічного аналізу наведені в табл. 1.

*Матвєєва Марина Олеговна, професор НМетАУ, д.т.н.;
Клімович Богдан Валерійович, асистент НМетАУ, к.т.н.;
Николаєнко Юлія Миколаївна, асистент НМетАУ.
Рецензент Хричіков Валерій Євгенович, зав. каф. НМетАУ, д.т.н., професор.

Таблиця 1 - Результати металографічного аналізу чавуну

Структурні складові	Вміст алюмінію, % за вагою			
	5,94 – 6,00			
	-	SiC	TiCN	SiC+ TiCN
Графіт	4,1	3,9	3,37	5,6
Неметалеві включення	0,4	0,1	-	0,20
Цементит	6,1	-	-	-
Карбід Fe_3AlC_x	22,1	36,0	21,83	47,13
Евтектоїд α +Fe_3AlC_x	67,3	60,0	74,8	47,07

У зразках плавок з вмістом алюмінію 5,95 – 6,0% утворюється вермикулярний графіт, з рівномірним міждендритним розподілом і включення кулястого графіту неправильної форми (рис. 1, а, б). Кількість неметалевих включень і зміцнюючих фаз склало приблизно 0,4% від загальної площі шліфа.Підвищення вмісту алюмінію до 5,95 – 6,0% істотно змінює структуру чавуна (див. табл. 1). Вона складається з карбіду (Fe_3AlC_x), евтектоїда (Fe_3AlC_x + легований алюмінієм ферит) і графіту, а також невеликої кількості фериту, який виділяється поблизу графітних включень. Можлива присутність невеликої кількості цементиту (6,1%). Ледебурит не знайдено. При цьому кристали карбіду мають округлу трьох, чотирьохпелюсткову правильну або неправильну форму (див. рис. 1, в, г). Така форма може бути пов'язана із зростанням кристалів у міждендритному просторі, тобто формуванням структури тонкого конгломерату фаз. Включення графіту кулястої форми виділяються іноді поруч з карбідної фазою, але в основному в світлому полі, в осьових ділянках.

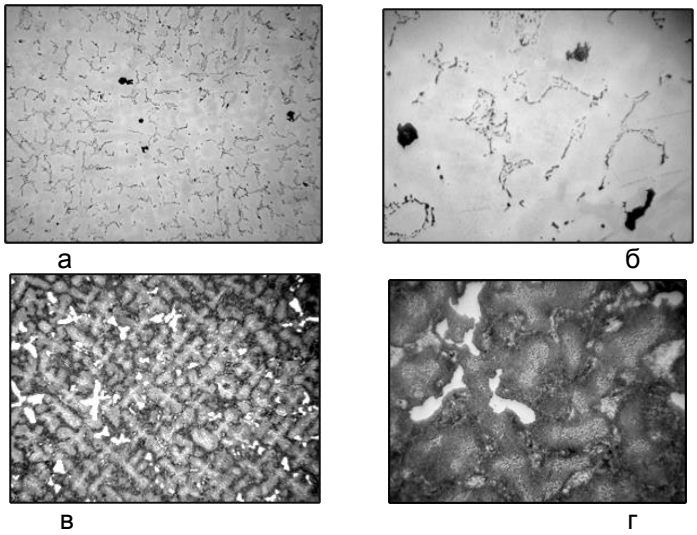


Рисунок 1 - Мікроструктури чавуну (5,95 – 6,0 % Al):а, в – ×150; б, г – ×600

У металевій матриці сильно виражена дендритна ліквація в аустеніті (див. рис. 1, в), при евтектоїдному розпаді утворюються фази різної дисперсності. Спостерігається і зональна ліквація.

Проведений аналіз дозволяє зробити наступні висновки. При введенні в дослідний чавун алюмінію в заданому концентраційному інтервалі змінювався фазовий склад металу виливків, при цьому кількісне співвідношення між металевою матрицею і високовуглецевою складовою змінювалось незначно [10]. Кількість алюмінію 5,98 – 6,0% призводить до зменшення долі кулястого графіту і утворення вермікулярного з міждендритним розподілом. Кількість карбідної фази при збільшенні вмісту алюмінію дещо зменшилася (на 4 – 6%), а кількість евтектоїда зросла на 16,1% і він став неоднорідним.

У зразках плавок, з вмістом алюмінію 5,94 – 6,0% і модифікованих SiC, розподіл графіту за площею шліфа нерівномірний (рис. 2, а, б). Він має вермікулярну форму ВГф5 з міждендритним розподілом Гр9. Кількість неметалевих включень склала приблизно 0,1% від загальної площі шліфа (див. табл. 1).Металева матриця розглянутих зразків характеризувалася сильно вираженою зональною і дендритною ліквацією в аустеніті, при евтектоїдному розпаді утворюються фази різної дисперсності (рис. 2, в, г). Структура подрібнюється: зменшується розмір дендритів і карбідної фази, а кількість її збільшується ~ 30%.

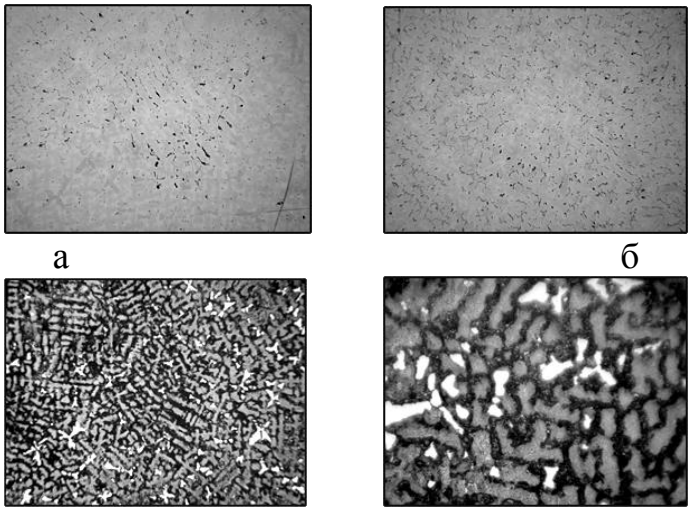


Рисунок 2 - Структура чавунів 5,94 – 6,0% Al і модифікованих SiC,а, б, в – ×150; г – ×600

Можна зробити наступні висновки: введення в експериментальний чавун SiC, знижує модифікуючий вплив Се на утворення кулястого графіту, сприяє кристалізації його в різній формі з неоднорідним розподілом по площі шліфа, призводить до подрібнення структури (зменшується розмір дендритів і карбідної фази). При цьому кількість карбідної складовою збільшується на 30 – 40% у порівнянні з чавуном легованим тільки алюмінієм. Виливки цієї групи характеризуються структурною та хімічною неоднорідністю, що негативно впливає на їх твердість.Далі досліджували вплив модифікування TiCN і легування алюмінієм. У зразках цієї серії виділявся вермікулярний прямолінійний графіт, включення дрібні з міждендритним розподілом (рис. 3). Кількість графіту становила 3,82% від площі шліфа, інших включень на шліфі, що не травлений не виявлено. Зміцнюючи фази металографічним аналізом не встановлені, можливо вони були центрами кристалізації графіту.

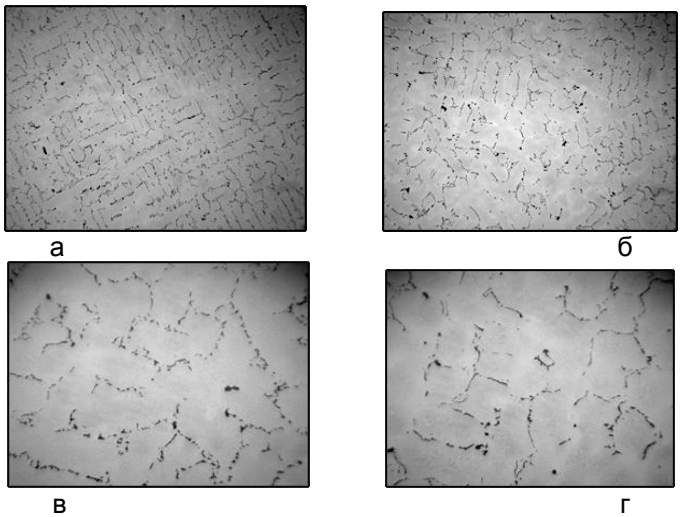


Рисунок 3 - Структури чавуну плавки 5,94 – 6,1 % Al,модифікованого TiCN, не травлено; а, б – × 150; в, г – × 600

Металева матриця експериментальних зразків складалася з карбідів і евтектоїда (α + Fe3AlCx). При введенні TiCN кількість карбідної фази зменшується з 25,2 і 36,3 до 21,3 % (на 10 – 30 %), у порівнянні з чавунами без модифікування і з використанням SiC, відповідно. При цьому її розмір зменшувався.У різних ділянках шліфа в міжгілках дендритів були розташовані карбіди (рис. 4, а), або графіт (рис. 4, б). Гілки дендритів в основному були тонко подрібнені, але деякі з них володіли більшою протяжністю (див. рис. 4, б).

У ділянках з великим графітом дендритна ліквація практично не спостерігалася. І в усьому іншому обсязі виливка ліквація в кристалах дендритів менш виражена, порівняно з чавунами, модифікованими SiC. При великому збільшенні

видно, що карбідна фаза іноді містила інтерметалідні вкраплення (див. рис. 4, в, г). Неметалеві вкраплення, в тому числі TiCN і інтерметаліди слугували основою для утворення карбідної фази.

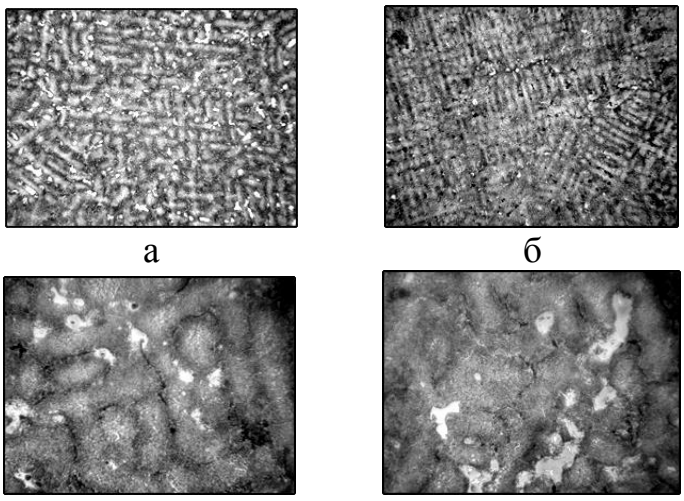


Рисунок 4 - Структура металевої матриці чавуну 5,94 – 6,1 % Al,модифікованого TiCN: а, б – × 150; в, г – × 600

Отже, введення TiCN зменшує графітизуючий вплив алюмінію і кількість графіту в досліджуваних зразках зменшується. Модифікування TiCN сприяє рівномірному розподілу графіту,при збільшенні вмісту алюмінію він стає однорідним – вермікулярним з міждендритним розподілом. При введенні TiCN змінилася морфологія ледебуриту: переважно формується пластинчастий ледебурит, стільниковий ледебурит практично відсутній, що повинно позитивно впливати на властивості [11].

У досліджуваних чавунах спостерігається подрібнення дендритів первинного аустеніту і відповідно продуктів його розпаду.У зразках з вмістом алюмінію 5,95 – 6,1% і модифікованих комплексом TiCN і SiC – розподіл включень графіту по зразку нерівномірний, присутні ізольовані колонії вермікулярного графіту з міждендритним розподілом (рис. 5, а, б) і дрібні включення кулястого графіту (рис. 5, в). Загальна кількість графіту 5,6% від площі шліфа, кількість інших включень склала приблизно 0,2% (рис. 5, г)

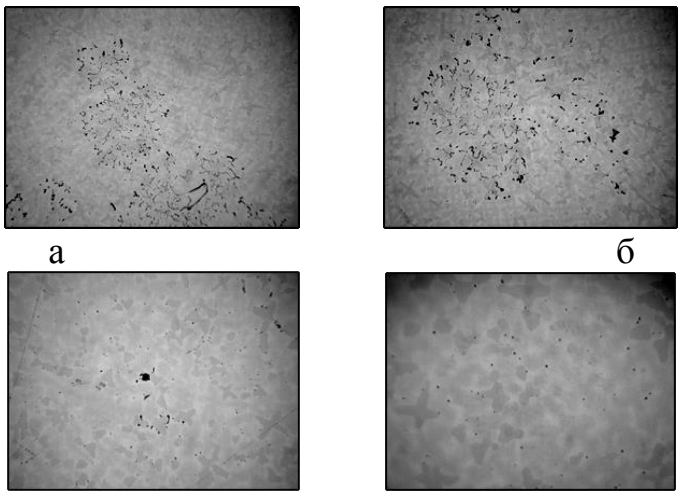


Рисунок 5 - Структури чавуну плавки 5,95 – 6,1 % Al, модифікованого TiCN і SiC,не травлено: а, б – × 150; в – ×300; г – × 600

Металева матриця розглянутих зразків характеризується структурною та хімічною неоднорідністю у вигляді світлих і темних ділянок (рис. 6, а, б). Структурна неоднорідність, мабуть, пов'язана з різним впливом модифікуючого комплексу SiC + TiCN. У кристалах дендритів також зберігається ліквація, а в міждендритномупросторі відзначена велика

кількість включень графіту (невеликого розміру – увигляді спелі).

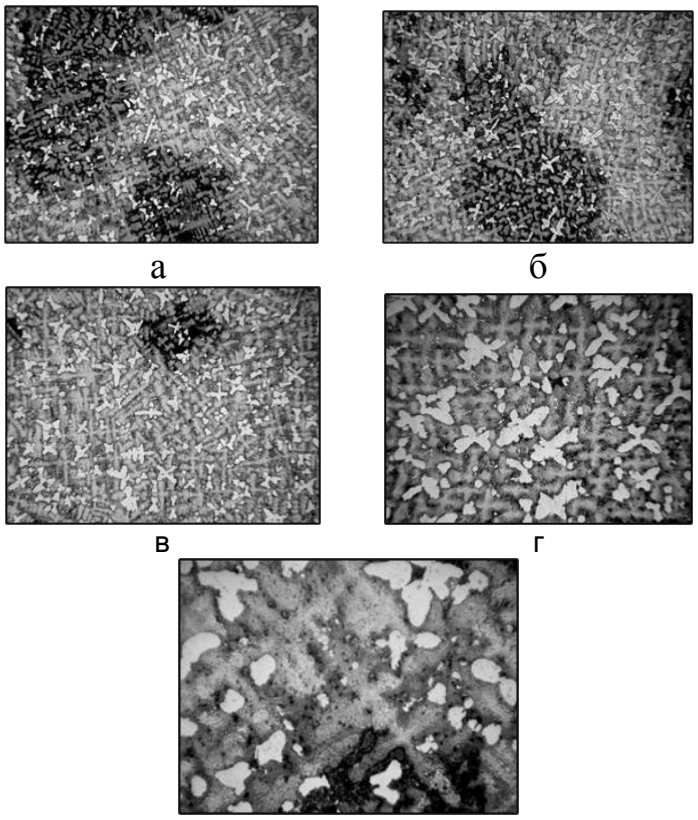


Рисунок 6 - Структура металевої матриці чавуну 5,95 – 6,1% Al,модифікованого TiCN і SiC: а, б, в – ×150; г – ×300; д – ×600

Кількість карбідної фази значно збільшилася (див. табл. 1) в порівнянні з не модифікованим чавуном, а також модифікованим тільки SiC або TiCN (з 25,2%; 36,3%; 21,3% до 47,13%, відповідно). Вона велика, її кристали мають як трьох, чотирьох пелюсткову і неправильну форму (мало розгалужену форму дендритів), так і зустрічаються кристали більш розгалужені (див. рис. 6, в).

За результатами дослідження можна зробити наступні висновки. У серіях плавок з комплексним модифікуванням в досліджуваному концентраційному інтервалі вмісту алюмінію отримано максимальну кількість графіту в порівнянні з іншими серіями плавок. При цьому присутні, як його великі пластинчасті вкраплення, так і невеликого розміру у вигляді спелі в міждендритному просторі. Розподіл графіту нерівномірний. Друга високовуглецева фаза представлена великими кристалами алюмозалізного карбіду Fe_3AlC_x (Al ~ 6%). Кількість фази карбіду максимальна (47,13%) в порівнянні з іншими серіями плавок.

При спільному введенні в чавун комплексу SiC + TiCN переважний вплив чинив карбід кремнію. Структура металевої матриці крупна, неоднорідна.

Для визначення впливу легування на властивості чавуну був проведений порівняльний аналіз мікротвердості структурних складових зразків, відібраних від виливків дослідних плавок.

Зміна кількості та складу структурних складових призвела до зміни властивостей чавуну. Зі збільшенням кількості алюмінію мікротвердість карбідної фази і евтектоїда незначно знизилася на 20 і 8% відповідно. Отриманий розподіл, форма і розміри карбідної фази у виливках з 5,98 – 6,0% Al і утворення легованого евтектоїда, сприятливо вплинули на властивості чавуну: зберігся досить високий загальний рівень мікротвердості, а властивості окремих структурних складових вирівнялися.Залежності мікротвердості карбідної складової (Н50КС) та металевої матриці (Н50ММ) від хімічного складу отримані в результаті регресійного аналізу показані нарис. 7. Вплив модифікуючих добавок змінюється при збільшенні вмісту алюмінію. Мікротвердість карбідної складової при 6% Al зменшується зі збільшенням концентрації обох модифікуючих добавок.

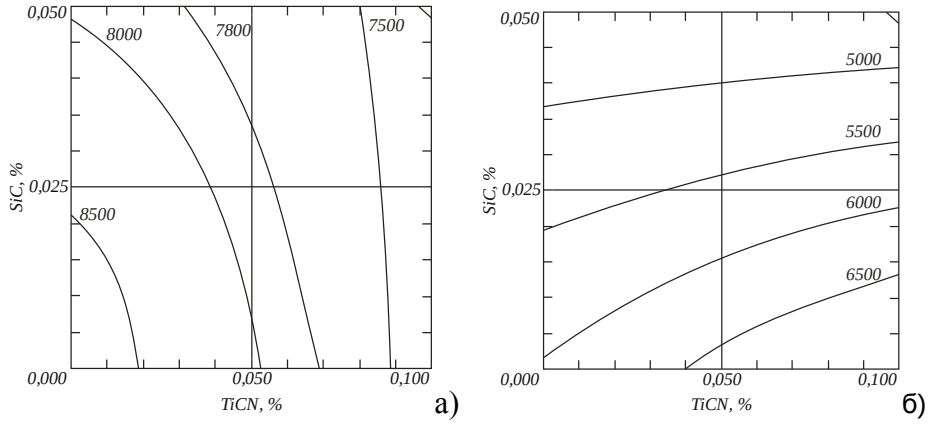


Рисунок 7 - Двомірний перетин поверхні відгуку залежностей:а – H_{50}КС = f (TiCN, SiC) при 6 % Al; б – H_{50}ММ = f (TiCN, SiC) при 6 % Al

Висновки. Встановлено, що легування алюмінієм в дослідному концентраційному інтервалі змінювало фазовий склад чавуну, а додаткове модифікування фероцеріем і дисперсними порошками SiC і TiCN не оказувало істотного впливу на склад фаз і структурних складових, а змінювало їх розподіл і кількість.

Зі збільшенням кількості алюмінію до 5,94 – 6,0%, розподіл, форма, розміри карбідної фази і утворення легованого евтектоїда у структурі виливків, сприятливо вплинули на властивості чавуну: зберігся досить високий загальний рівень твердості і мікротвердості, а властивості окремих структурних складових вирівнялись.

Бібліографічний список

1. Иванова Л. Х. Теоретические основы и практические методы получения литых прокатных валков из комплексномодифицированных чугунов: дис. … доктора техн. наук: 05.16.04/Иванова Людмила Харитоновна – Д., 2007.–499 с.
2. Соценко О. В. Научные основы структурообразования, разработка и внедрение технологии крупногабаритных каландровых валов для бумагоделательных машин: автореф. дис. на соиск. учен. степени докт. техн. наук : спец. 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов», 05.16.04 «Литейное производство» / О. В. Соценко. – Д., 1995. – 46 с.
3. Калинин В. Т. Научные основы прогрессивных технологий модифицирования и легирования чугунов для отливок металлургического оборудования: дис. … доктора техн. наук: 05.16.04 / Калинин Василий Тимофеевич. – Д., 2005. – 399 с.
4. Матвеева М. О. Белые износостойкие чугуны легированные марганцем, титаном и азотом / М. О. Матвеева // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2003. – № 1. – С. 29–32.
5. Матвеева М.О. Влияние хрома и титана на структуру и свойства белых чугунов / М. О. Матвеева // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2010. – № 1. – С. 54–57.
6. Чугун / [Шерман А. Д., Жуков А. А., Абдуллаев Е. В. и др.]; под ред. А. Д. Шермана и А. А. Жукова. -1-е изд. - М. : Металлургия, 1991. - 576 с.
7. Бобро Ю. Г. Легированные чугуны / Ю. Г. Бобро.- М. : Металлургия, 1976. - 288 с.
8. Матвеева М.О. Применение планирования по схеме полного факторного эксперимента для оптимизации состава и свойств отливок из половинчатых чугунов / М.О. Матвеева // Системные технологии. – 2012. - № 5 (82). – С. 123 - 132.
9. Матвеева М.О. Анализ структурообразования в отливках из комплексно модифицированных алюминийсодержащих чугунов / М.О. Матвеева, Б.В. Климович / Теория и практика металлургии. – 2014. - № 3 – 6 (98 – 101). – С. 29 – 36.
10. Матвеева М. О. Исследование влияния легирования алюминием на структуру и свойства чугунов / М. О. Матвеева, В. Н. Беспалько, Н. В. Дворникова, Б. В. Климович // Стратегия качества в промышленности и образовании: V междунар. конф., 6–13 июня 2009 г.: науч. журнал техн. универс. – Варна, Болгария, 2009. – Т. 1. – С. 293–296.
11. Матвеева М. О. Влияние легирования алюминием и карбидообразующими добавками на эвтектическую кристаллизацию белых чугунов / М. О. Матвеева, Г. Е. Белай, В. Н. Беспалько, Т. А. Соколова // Эвтектика V: междунар. конф., 12–14 июня 2000 г.: науч. труды – Д., 2000. – С. 151-155.

Стаття надійшла 24.11.2014

УДК 621.74:669.131.2:669.131.4

*M.Matveeva, B. Klimovich, J. Nykolayenko**

Research the effect of alloying aluminum and complex modification on structure of iron castings

In this research, the analysis of structure formation in the casting of cast iron and aluminum-doped silicon carbide, titanium carbonitride and their set has been modified. The phase composition of the experimental irons has been set, quantitative metallographic analysis has been made, specific features of the complex doping and modifying of the given set of elements have been determined.

У наведених дослідженнях проведений аналіз структуроутворення у виливках з чавунів, що леговані алюмінієм і модифіковані карбідом кремнію, карбонитридом титану та їх комплексом. Встановлено фазовий склад експериментальних чавунів, проведено кількісний металографічний аналіз, визначені особливості комплексного легування та модифікування визначеним комплексом елементів.

В приведенных исследованиях проведен анализ структурообразования в слитках чугунов легированных алюминием и модифицированных карбидом кремния, карбонитридом титана и их комплексом. Установлен фазовый состав экспериментальных чугунов, проведен количественный металлографический анализ, определены особенности комплексного легирования и модифицирования определенным комплексом элементов.

Introduction. In the theory and practice of foundry, physico-chemical basis of processes has been created and the research on the basic laws of the processes of melting, alloying, modification of ferrous and nonferrous alloys are being conducted. Further fundamental studies are directed to the study of formation structure in the modified iron and steel and the creation on this basis the theory of the structure progressive formation [1, 2, 3].

Analysis of the matter state. Previously implemented to improve the quality of castings by more significant and not always informed of doping, using such short supply for Ukraine and expensive elements like Mo, V, Cr, Ni, Nb, W et al., which reserves are not replenished. For modern irons it is desirable alloying and modifying those elements, raw materials for which exist in Ukraine. The content of deficient components must be kept to a minimum and to explore the possibility of complex doping small deficient economical elements, which include aluminum, titanium, silicon, chromium and others [4, 5].

Cast iron combining certain set of performance properties, such as wear-resisting alloy,corrosion resistance and heat resistance are required for: a snap with investment casting, heating equipment parts, parts of coke-chemical equipment, molds, crucibles for melting and many others. Solving such problems involves considerable difficulties, as the increase in the level of one of the properties may cause a decrease in the other, or some of them
[6, 7].

Problem statement. Getting cheaper iron and technological low-expensive and scarce alloying elements, which would be under certain operating conditions provide economically viable level of durability of cast parts and structures, had a certain versatility, combined sufficient hardness, strength and special properties, without additional heat treatment.

Research methodology. Tested irons contain the following chemical components (% by weight): carbon: 2.8 – 2.9; manganese, 0.40 – 0.45; Si 0.70 – 0.75; chromium 0.09 – 0.10; ferrocerium 0.3 (for wear). Disperse powders of titanium carbonitride (TiCN) and silicon carbide (SiC). modifying the aluminum content was varied in a range of additives: aluminum 5.95 – 6.0%; TiCN 0,0 – 0,1%; SiC 0,0 – 0,05%. Further analysis considers only the effect of variable components.

Melting was carried out according to the scheme of full factorial experiments. The application of this mathematical planning to optimize the composition and the properties of the half-iron castings, as well as the methods of chemical and metallographic analysis are described by the authors in previous publications [8, 9].

The results of the study. Analyzed a series of experimental heats, with an aluminum content of 5.95 – 6.0%. Alloying iron with aluminum contributes to the process $F \rightarrow A + D$ and crystallization in the structure of all experimental melts formed graphite. However, the shape, number and distribution of inclusions of graphite were varied. Quantitative metallographic analysis results are shown in tab. 1.

*Matveeva Marina,Head of Department of National Metallurgical Academy of Ukraine, Doctor of Technical Sciences (D. Sc);
Klimovich Bogdan, assistant NMetAU;
Nikolaenko Yuliya, assistant NMetAU.
Reviewer Hrichikov Valeriy ,HeadofDepartmentofNationalMetallurgicalAcademyofUkraine, DoctorofTechnicalSciences (D. Sc)

Table 1 - Results of metallographic analysis of iron

The components of the structure	Content of aluminum,% by mass			
	5,94 – 6,00			
	-	SiC	TiCN	SiC+ TiCN
Graphite	4,1	3,9	3,37	5,6
Non-metallic inclusions	0,4	0,1	-	0,20
Cementite	6,1	-	-	-
Carbide Fe_3AlC_x	22,1	36,0	21,83	47,13
Eutectoid α +Fe_3AlC_x	67,3	60,0	74,8	47,07

In samples of heats, with an aluminum content of 5.95 – 6.0%, a vermicular graphite, with a uniform distribution and interdendritic nodule irregular shape (fig. 1a, b). Number of non-metallic inclusions and hardening phases was approximately 0.4% of the total area of the section.

Increasing the aluminum content to 5.95 – 6.0% significantly alters the structure of iron (see table 1). It consists of a carbide (Fe_3AlCh) eutectoid (Fe_3AlCh + doped aluminum ferrite) and graphite, as well as a small amount of ferrite, which stands near the graphite inclusions. Possibly, a small amount of cementite (6.1%). Ledebour has not been found. Thus carbide crystals have a rounded three quatrefoiled regular or irregular shape (see fig. 1, d). This form may be associated with the growth of crystals in the interdendritic space, i.e. the formation of the structure of a thin conglomerate phases. Spherical graphite inclusions sometimes allocated next to the carbide phase, but mainly in the light field in the axial sections.

In metal matrix strongly expressed dendritic segregation in austenite (see fig. 1c), with eutectoid decay phases are formed with different particle sizes zonal segregation.

The analysis leads to the following conclusions. When you enter a seasoned cast aluminum in a given concentration range varied phase composition of metal castings, while the proportion between the metal matrix and high-carbon component varies slightly [10]. The amount of aluminum 5.98 - 6.0% leads to a decrease in the proportion of spheroidal graphite and vermicular formation with interdendritic distribution. The amount of the carbide phase with increasing aluminum content decreased slightly (by 4 - 6%), and the eutectoid amount increased by 16.1% and it became uniform.

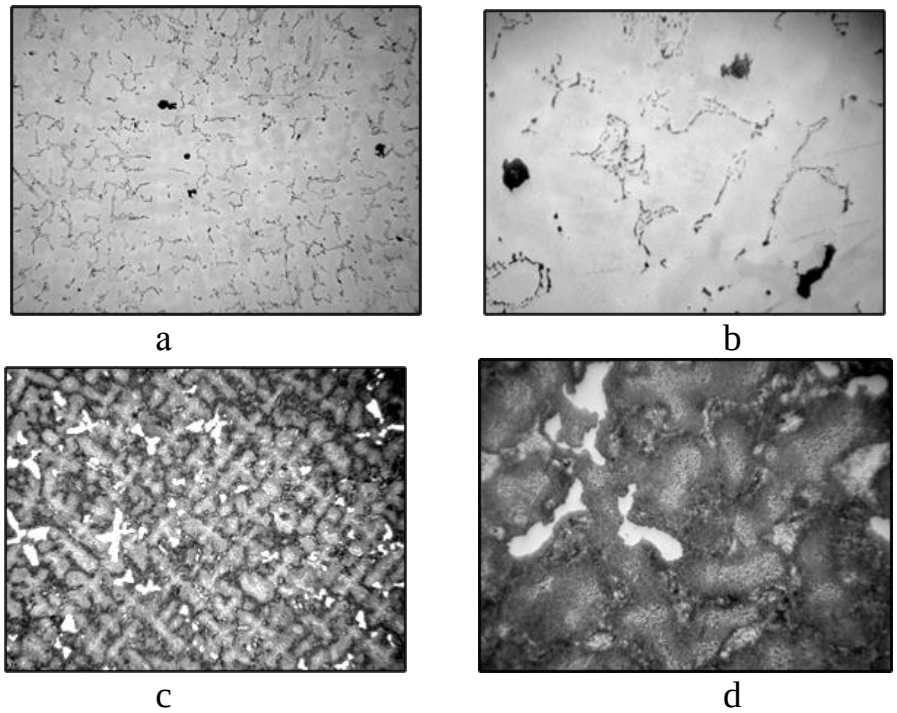


Figura 1 - Microstructure of cast iron (5,95 - 6,0% Al):a, c – ×150; b, d – ×600

In samples of heats, with an aluminum content of 5.94 - 6.0%, and modification complex SiC, graphite distribution over the area of uneven ground joint (fig. 2a, b). It has a compacted form BGf5 with interdendritic Gr9 distribution. Number of non-metallic inclu-

sions was approximately 0.1% of the total area of thin section (see. Table. 1).

Metal matrix of the treated samples was characterized by strongly expressed zonal and dendritic segregation in austenite at eutectoid decay phases are formed with different particle sizes (Fig. 2c, d). The structure is crushed: reduces the size of the dendrites and the carbide phase, but it increases the amount of ~ 30%.You can draw the following conclusions: introduction to experimental iron SiC, reduces modifying effect of Ce on nodule formation, promotes its crystallization in a different form and with a nonuniform distribution over the area of thin section, leads to refinement of the structure (reduced size of the dendrites and the carbide phase). The quantity of carbide component is increased by 30 - 40% compared with only iron-doped aluminum. Castings of this group are characterized by structural and chemical heterogeneity, which negatively affects their hardness.

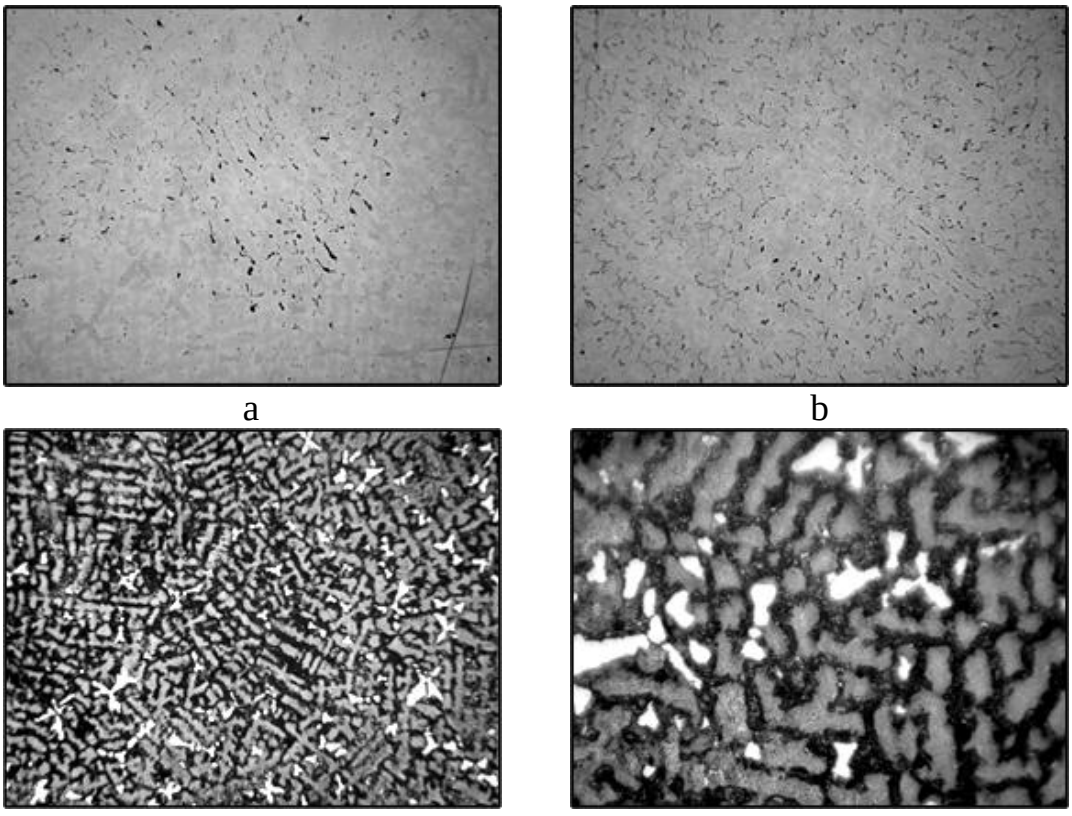


Figura 2 - Structure iron 5,94 - 6,0% Al, Modified SiC, a, b, c – ×150; d – ×600

Further, the effect of modifying the TiCN and alloying aluminum has been researched. In samples of this series straight vermicular graphite inclusions with small interdendritic distribution can be underlined (fig. 3). Amount of graphite was 3.82% of the area of thin section, other exclusions on unetched section have not been revealed. Reinforcing phase of metallographic analysis has been identified, it is possible they were the centers of nucleation.

Metal matrix of experimental samples consists of carbides and eutectoid ($\alpha + Fe_3AlC_x$). When administered TiCN amount of the carbide phase decreases from 25.2 to 21.3 and 36.3% (10 - 30%), compared to iron without modifying and using SiC, respectively. In this case, the size has decreased.

In different parts of the section in interspecific dendrites carbides are found (fig. 4a) or graphite (fig. 4b). Dendrite branches were mostly fine differentiation, but some of them had more length (see fig. 4b).

In areas with a large graphite a dendritic segregation is hardly observed. And the rest of the amount of ingot segregation in dendrite crystals is less pronounced compared to cast iron, modified SiC. At high magnification it is seen that sometimes contained carbide phase intermetallic inclusions (see fig. 4c, d). Non-metallic inclusions including intermetallics and TiCN were substrates to form a carbide phase.

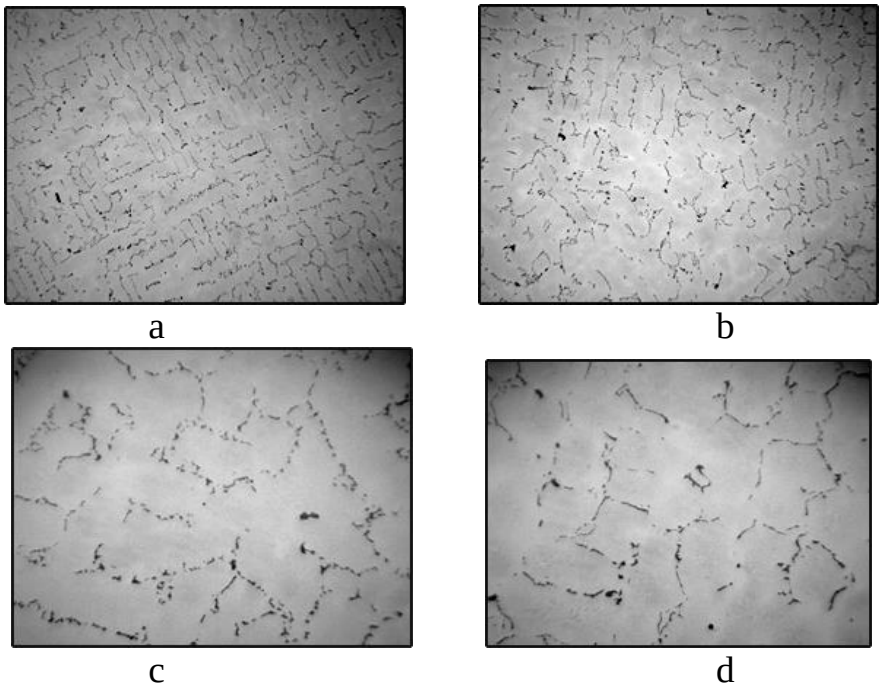


Figura 3 - Structure of iron smelting 5,94 - 6,1% Al, TiCN modified without baiting; a, b - × 150; c, d - × 600

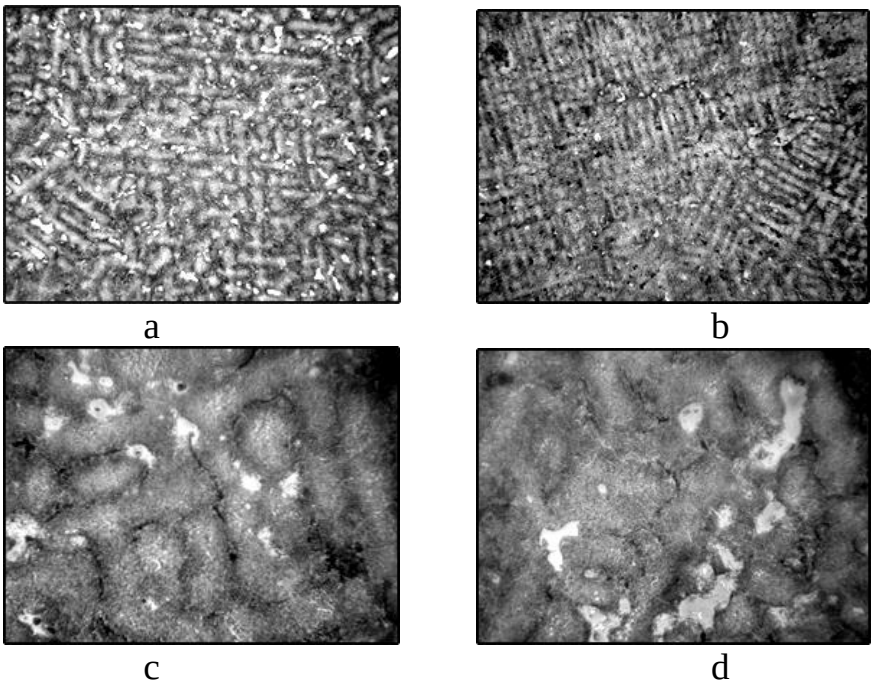


Figura 4 - The structure of the metallic matrix of iron 5,94 - 6,1% Al, modified TiCN: a, b – ×150; c, d – ×600

Hence, the input of TiCN reduces graphitized aluminum exposure and the amount of graphite in the test batches decreases. Modification of TiCN promotes entire distribution of graphite, with increasing aluminum content, it becomes entire is compacted with interdendritic distribution. With the introduction of TiCN changed morphology ledeburite - formed mainly plate ledebour, cell ledebour virtually absent, which should have a positive effect on the properties [11]. In the study, irons are observed with prior austenite dendrites grinding and accordingly its decay products.

In samples with an aluminum content of 5.95 - 6.1% and modified TiCN with SiC - distribution of graphite inclusions modeled uneven, there are isolated colonies vermicular graphite interdendritic distribution (Fig. 5a, b), and small nodule (fig. 5c). The total number of graphite 5.6% in the area of thin section, the amount of other impurities was approximately 0.2% (fig. 5d).

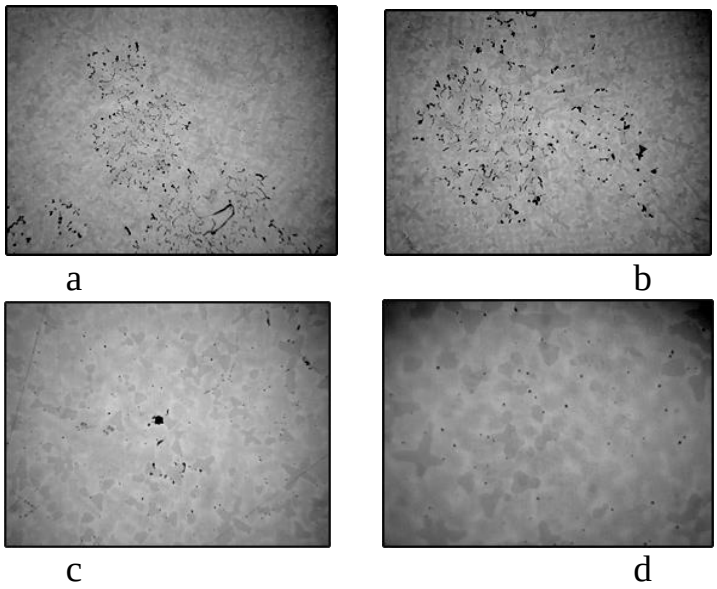


Figura 5 - Structure of iron smelting 5,95 - 6,1% Al, modified TiCN, SiC, no baiting: a, b - × 150; in - × 300; g - × 600

Metal matrix of the treated samples is characterized by structural and chemical heterogeneity in the form of light and dark areas (Fig. 6a, b). Structural heterogeneity, apparently associated with different effects of modifying complex SiC + TiCN. In crystals of dendritic segregation this also persists, and in interdendritic space a large number of small graphite inclusions - as sungs has been marked.

The amount of carbide phase has significantly increased (see tab. 1) as compared to the unmodified iron and SiC or modified only TiCN (25.2%; 36.3%; 21.3% and 47.13%, respectively). It is large, as the crystals have three, four petal irregular shape (dendrite shape a little intervaried and more branched crystals are found (see. fig. 6 c).

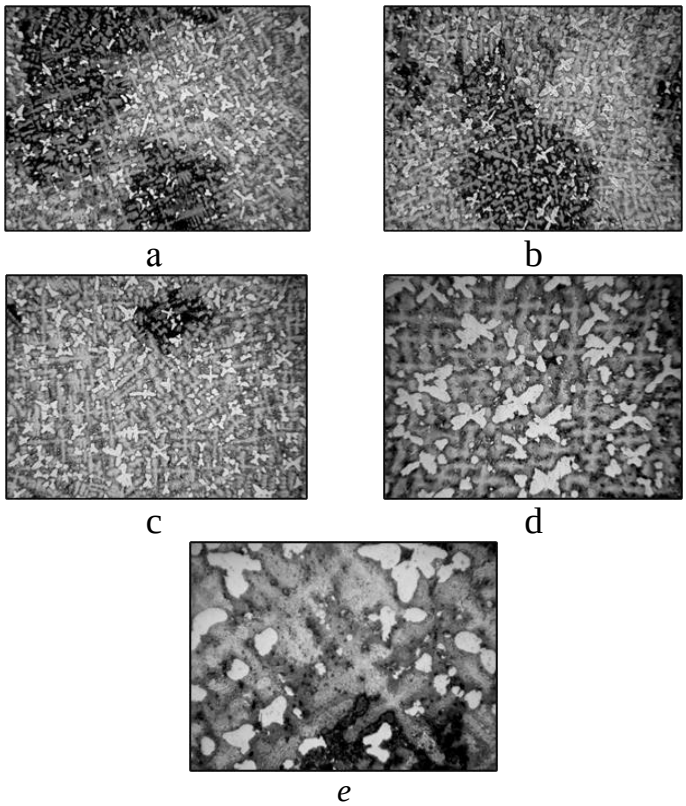


Figura 6 - The structure of the metallic matrix of iron 5,95 – 6,1% Al,modified TiCN, SiC: a, b, c - × 150; d - × 300; e - × 600

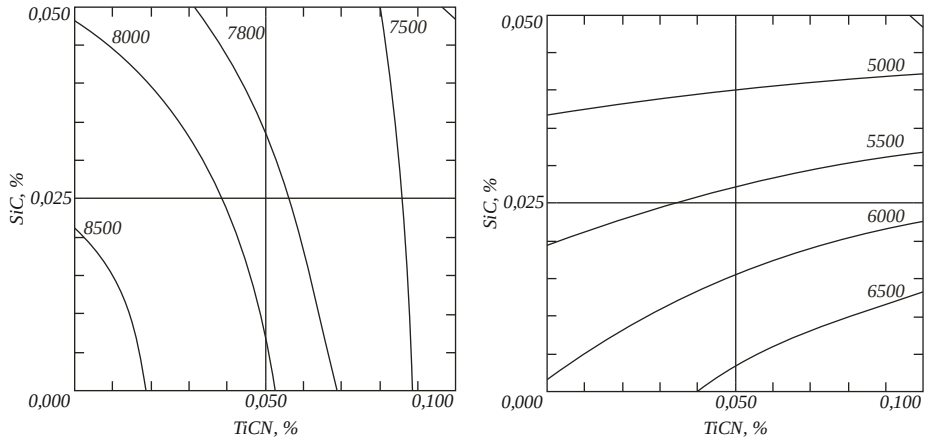
According to the study, the following conclusions can be made. In a series of heats with complex modification in the studied concentration range of aluminum has been received the maximum amount of graphite in comparison with other series of heats. At present, this is its major lamellar inclusions and small size as sung in interdendritic space distribution of graphite is not equal. The second phase consists of high carbon large crystals of aluminum ironed carbide Fe_3AlC_x (Al ~ 6%). Number of carbide phase maximum (47.13%) compared with the rest of the series of heats.

When co-administered to the iron complex SiC + TiCN, the predominant influence exerted silicon carbide. The structure of the metallic matrix is large, heterogeneous.

To determine the effect of doping on the properties of cast iron, a comparative analysis of the microhardness of structural components of samples taken from ingots experimental heats has been done

Change in the amount and composition of structural components has led to a change in the properties of cast iron. With increasing amounts of aluminum carbide phase micro hardness slightly has decreased and eutectoid 20 and 8% respectively. The resulting distribution, shape and size of the carbide phase in castings with 5,98 - 6,0% Al doped eutectoid and education, positive impact on the properties of cast iron: to keep a fairly high overall level of microhardness and the properties of the individual structural components by aligning.

Dependence of the microhardness of the carbide component (N50KS) and metal matrix (N50MM) resulting from the regression analysis are shown in fig. 7. Influence of modifying additives varies with increasing aluminum content. Microhardness carbide component with 6% Al decreases with increasing concentrations of both modifiers.



а б

Figure 7 - The two-dimensional section of the surface response relationships:a - N50KS = f (TiCN, SiC) at 6% Al;b - N50MM = f (TiCN, SiC) at 6% Al.

Conclusions. It has been found that doping of aluminum in the investigated concentration range of change in the phase composition of iron, and additional modification ferrocerium and dispersed SiC powder and TiCN had no significant effect on the composition of the phases and structural components, and change their distribution and quantity.

It has been found that with increasing amounts of aluminum to 5.94 – 6.0% of the distribution, the shape, the size of the carbide phase and the formation of doped eutectoid in castings has had a positive impact on the properties of cast iron: a fairly high overall level of hardness and microhardness has been reserved, and the properties of the individual structural components have been balanced

References

1. Ivanova L. H. Teoreticheskie osnovy i prakticheskie metody poluchenija lityh prokatnyh valkov iz kompleksnomodificirovannyh chugunov: dis. … doktora tehn. nauk: 05.16.04/Ivanova Ljudmila Haritonovna – D., 2007.–499 s.
2. Socenko O. V. Nauchnye osnovy strukturoobrazovanija, razrabotka i vnedrenie tehnologii krupnogabaritnyh kalandrovyh valov dlja bumagodelatel'nyh mashin: avtoref. dis. na soiskan. uchen. stepeni dokt. tehn. nauk : spec. 05.16.01 «Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov», 05.16.04 «Litejnoe proizvodstvo» / O. V. Socenko. – D., 1995. – 46 s.

3. Kalinin V. T. Nauchnye osnovy progressivnyh tehnologij modificirovanija i legirovanija chugunov dlja otlivok metallurgicheskogo oborudovanija: dis. … doktora tehn. nauk: 05.16.04 / Kalinin Vasilij Timofeevich. – D., 2005. –
4. 399 s.
5. Matveeva M. O. Belye iznosostojkie chuguny legirovannye margancem, titanom i azotom / M. O. Matveeva // Novi materiali i tehnologiï v metalurgiï ta mashinobuduvanni. – 2003. – № 1. – S. 29–32.
6. Matveeva M.O. Vlijanie hroma i titana na strukturu i svojstva belyh chugunov / M. O. Matveeva // Metallurgicheskaja i gornorudnaja promyshlennost'. – 2010. – № 1. – S. 54–57.
7. Chugun / [Sherman A. D., Zhukov A. A., Abdullaev E. V. i dr.]; pod red. A. D. Shermana i A. A. Zhukova. -1-e izd. - M. : Metallurgija, 1991. - 576 s.
8. Bobro Ju. G. Legirovannye chuguny / Ju. G. Bobro.- M. : Metallurgija, 1976. - 288 s.
9. Matveeva M.O. Primenenie planirovanija po sheme polnogo faktornogo jeksperimenta dlja optimizacii sostava i svojstv otlivok iz polovinchatyh chugunov / M.O. Matveeva // Sistemnye tehnologii. – 2012. - № 5 (82). – S. 123 - 132.
10. Matveeva M.O. Analiz strukturoobrazovanija v otlivkah iz kompleksno modificirovannyh aljuminijsoderzhashhih chugunov / M.O. Matveeva, B.V. Klimovich / Teorija i praktika metallurgii. – 2014. - № 3 – 6 (98 – 101). – S. 29 – 36.
11. Matveeva M. O. Issledovanie vlijanija legirovanija aljuminiem na strukturu i svojstva chugunov / M. O. Matveeva, V. N. Bespal'ko, N. V. Dvornikova, B. V. Klimovich // Strategija kachestva v promyshlennosti i obrazovanii: V mezhdunar. konf., 6–13 ijunja 2009 g.: nauch. zhurnal tehn. univers. – Varna, Bolgarija, 2009. – T. 1. – S. 293–296.
12. Matveeva M. O. Vlijanie legirovanija aljuminiem i karbidoobrazujushhimi dobavkami na jevtekticheskuju kristallizaciju belyh chugunov / M. O. Matveeva, G. E. Belaj, V. N. Bespal'ko, T. A. Sokolova // Jevtektika V: mezhdunar. konf., 12–14 ijunja 2000 g.: nauch. trudy – D., 2000. – S. 151-155.

Received 10.12.2014

УДК 669.131.7:620.192.4

К.І. Узлов*

Аналіз ліквацийного характеру розподілення компонентів у матриці чавунів з кулястим графітом

Розглянуті особливості неоднорідного розподілення домішок елементів, які є базовими для чавуну, за структурними позиціями матриці, як спадщина евтектичної природи затвердівання сплавів. Підтверджено переважне розподілення нікелю та кремнію на міжфазній границі аустеніт – графіт, марганцю, молібдену, а також титану у складі інтерметалідної фази – в ліквацийних зонах міждендритних ділянок на границі евтектичної колонії.

Рассмотрены особенности неоднородного распределения примесей элементов, которые являются базовыми для чугуна, по структурным позициям матрицы, как наследие эвтектической природы затвердевания сплавов. Подтверждено преимущественное распределение никеля и кремния на межфазной границе аустенит - графит, марганца, молибдена, а также титана в составе интерметаллидной фазы – в ликвационных зонах междендритных участков на границе эвтектической колонии.

Peculiarities of heterogeneous distribution of impurity elements that are the basic of cast iron by structural positions of the matrix, as a legacy of the eutectic nature of solidification of alloys, have been considered. The preferential distribution of nickel and silicon on austenite - graphite interphase; manganese, molybdenum, and titanium (in composition of the intermetallic phase) in the liquation zone of interdendritic areas on the border of eutectic colonies was confirmed.

Вступ. Відомо, що чавуни кристалізуються за евтектичною реакцією, яка обумовлює ліквацію при розчиненні компонентів [1, 2], що у свою чергу впливає на неоднакову розчинність вуглецю в матриці та неоднакову стійкість аустеніту в різних її ділянках. Основні легуючі компоненти в чавунах з кулястим графітом (Si, Mn, Ni, Cu та Mo), ізотермічно загартованих на бейніт (БЧКГ) суттєво впливають на цикл термічної обробки і властивості виробів. Вказані елементи демонструють свій вплив на [3-5] температуру аустенітизації, розчинність вуглецю в матриці, ліквацію, формування перліту, тенденцію до стабілізації аустеніту або формуванню карбідів, час перетворення (часове вікно).

Дослідженням [6] було доказано домінуючий вміст нікелю та кремнію на міжфазній границі аустеніт – графіт і переважне розташування марганцю та молібдену в ліквацийних об'ємах міждендритних ділянок на границі евтектичної колонії. Автори [7] додатково зауважили, що біля графітних кристалів переважно розташовується, також, мідь. Хром та титан, разом із марганцем та молібденом, домінують у ліквацийних зонах на границях евтектичних колоній.

На підставі базових положень про вихідний стан аустенітної матриці пов'язаний із вмістом вуглецю та легуючих компонентів, автори [6] розглядають кінетику твердофазних перетворень у ході аустемперингу чавунів у декілька етапів.

Аустенітизація у двофазній гама + графіт області. Температура аустенітизації визначає вміст вуглецю у матриці і, як наслідок, сукупність термокінетичних параметрів наступного аустемперингу. Крім температури нагріву під ізотермічне гартування, домішки легуючих елементів суттєво впливають на концентрацію вуглецю у твердому розчині. Такі елементи як Ніта Mn розширюють γ-область, в той час як Si, Mo, Cr звужують її.

Вказані елементи, внаслідок ліквації при евтектичній реакції (рис. 1) демонструють свій вплив не тільки на характеристики γ-області в цілому, а ще і на вміст вуглецю (рис. 2) в локальних об'ємах матриці (C_γ^o - вміст вуглецю у вихідній аустенітній матриці) у ході наступного етапу аустемперингу ($\overline{C\gamma}$ - вміст вуглецю у високовуглецевому метастабільному аустеніті). Розподілення легуючих елементів (рис. 1), таким чином, суттєво впливає на ступінь та швидкість перетворення аустеніту через вплив на дифузійну активність вуглецю (рис. 2) та на вибіркову стійкість тієї або іншої фази.

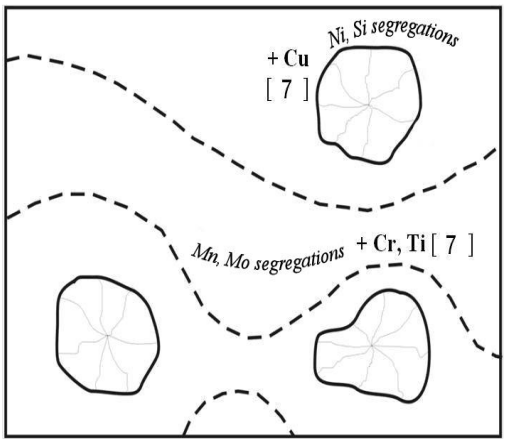


Рисунок 1 - Розподілення легуючих елементів в БЧКГ як спадщина евтектичної реакції, за даними [6, 7]

*Узлов Костянтин Іванович, професор НМетАУ,д.т.н.

Рецензент Хричіков Валерій Євгенович ,зав.каф.НМетАУ, д.т.н., професор.

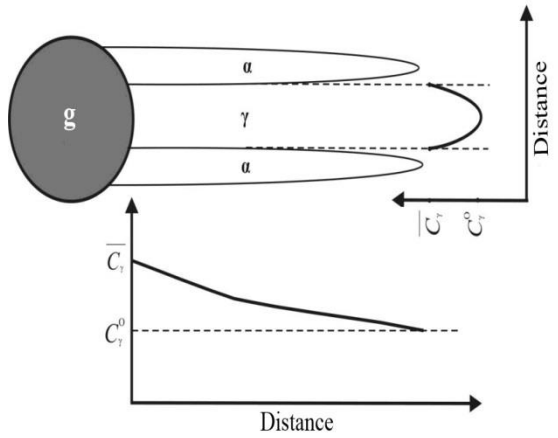


Рисунок 2 - Профілі розподілення вуглецю в аустеніті [6]

Рисунок 2 ілюструє той факт, що перші ділянки аустеніту твердіють при кристалізації біля графітних кристалів через пересичення розплаву залізом після формування графіту.

Саме тут (біля сферокристалів) розміщуються Ni та Si, тоді як Mn та Mo відходять у міждендритні ділянки. Б. Ковач [8] встановив, що в ліквацийних об'ємах вміст Mn та Mo у 10 разів перевищує їх концентрацію в основному тілі зерна. Таке вихідне розподілення і впливає на наступну реакцію аустемперингу.

Після аустенітизації чавун має бути охолодженим досить швидко щоб уникнути формування перліту.

Перлітне твердіння [6] при наявності легуючих компонентів (Mn, Ni, Cu, Mo та інш.) для відливок малого розміру негативно впливає на кінцевий рівень властивостей виробів.

Витримка при T_a (T_a- температура аустемперингу) має забезпечити бажане фазове сполучення структури.

Повнота процесу залежить від оптимально призначеного часу, наявності легуючих елементів і відповідності обраної температури T_a.

Цілком очевидно, що час аустемперингу має, крім основного призначення, переслідувати також мету досягнення оптимальної концентрації вуглецю в аустеніті, що забезпечило би зсув точки M_S (M_S- точка початку мартенситного перетворення) в область температур нижче кімнатної ($T_{кімн.}$), щоб охолодження до $T_{кімн.}$ не призводило до гартування $A_{зал.}$ ($A_{зал.}$- залишковий аустеніт) на мартенсит (М) у ході фінального етапу зсувно-дифузійного перетворення.

Формування α-платівки починається біля сферокристалу. Профілі розподілення вуглецю (рис. 2) свідчать про насичення аустеніту вуглецем біля границь з α-фазою.

Швидкість росту суттєво визначається показниками інтенсивності переходу вуглецю із фериту до аустеніту, тобто тими ж процесами дифузії сходження що є регламентуючими і у випадку сталей [9].

Дуже малі дифузійні відстані обумовлюють часті виходи вуглецю у аустенітні об'єми, які захоплюються гілками α-фази, що розвивається. Ці гілки є сполучними та безперервними у основному тілі матриці [10].

Метою даної роботи є дослідження ліквацийного характеру розподілу елементів у вихідній структурі чавуну з кулястим графітом.

Матеріал і методики досліджень. Дослідження проводили на зразках чавуну марки ВЧ 400-15, виготовлених згідно з ДСТУ 3925-99, наступного хімічного складу: 3,63 %C, 2,33 %Si, 0,49 %Mn, 0,23 %Ni, 0,95 %Cu, <0,05 %Cr, 0,015 %S, 0,058 %P, решта залізо.

Рентгеноспектральний мікроскопічний аналіз проводили на мікроаналізаторі Superprobe-733 (Jeol, Japan).

Роздільна здатність електронного мікроскопу за паспортом 7нм.

Для вивчення структурного стану зразків проводили зйомку (при прискорюючій напрузі 25 кV) поверхні при різних збільшеннях в режимі вторинних електронів (SEI).

Для вивчення хімічної неоднорідності і розподілення елементів проводили зйомку в рентгенівському випромінюванні VKα, CrKα, MoLα, WLα, а також в режимі зворотно відбитих електронів (COMPO).

Результати досліджень та їх обговорення. Проведені дослідження за допомогою рентгеноспектрального мікроскопічного аналізу (рис. 3) однозначно підтверджують висновок авторів [6] про переважне розташування нікелю та кремнію біля графітних сферокристалів – рис. 3, б,в.

Домінуюче розподілення марганцю та молібдену за стиками евтектичних колоній продемонстровано на рисунку 3, ж,з.

Що стосується позицій міді на границі аустеніт – графіт, то цей факт, також, є очевидним з рисунку 3, г.

Стосовно титану, можна зауважити таке – він, дійсно, розташований у міждендритних ділянках, але, як свідчить рис. 3, и, такі позиції обумовлені його входженням у склад інтерметалідної фази – рис. 3,д.

Аналіз включень інтерметалідної фази (рис. 3, а; рис. 3, д ; рис. 4, а) показав, що ця фаза переважно складена із кремнію (рис. 3, в; рис.4, б), заліза (рис. 4, в) та марганцю (рис. 4, г) і додатково легована титаном (рис. 3, и).

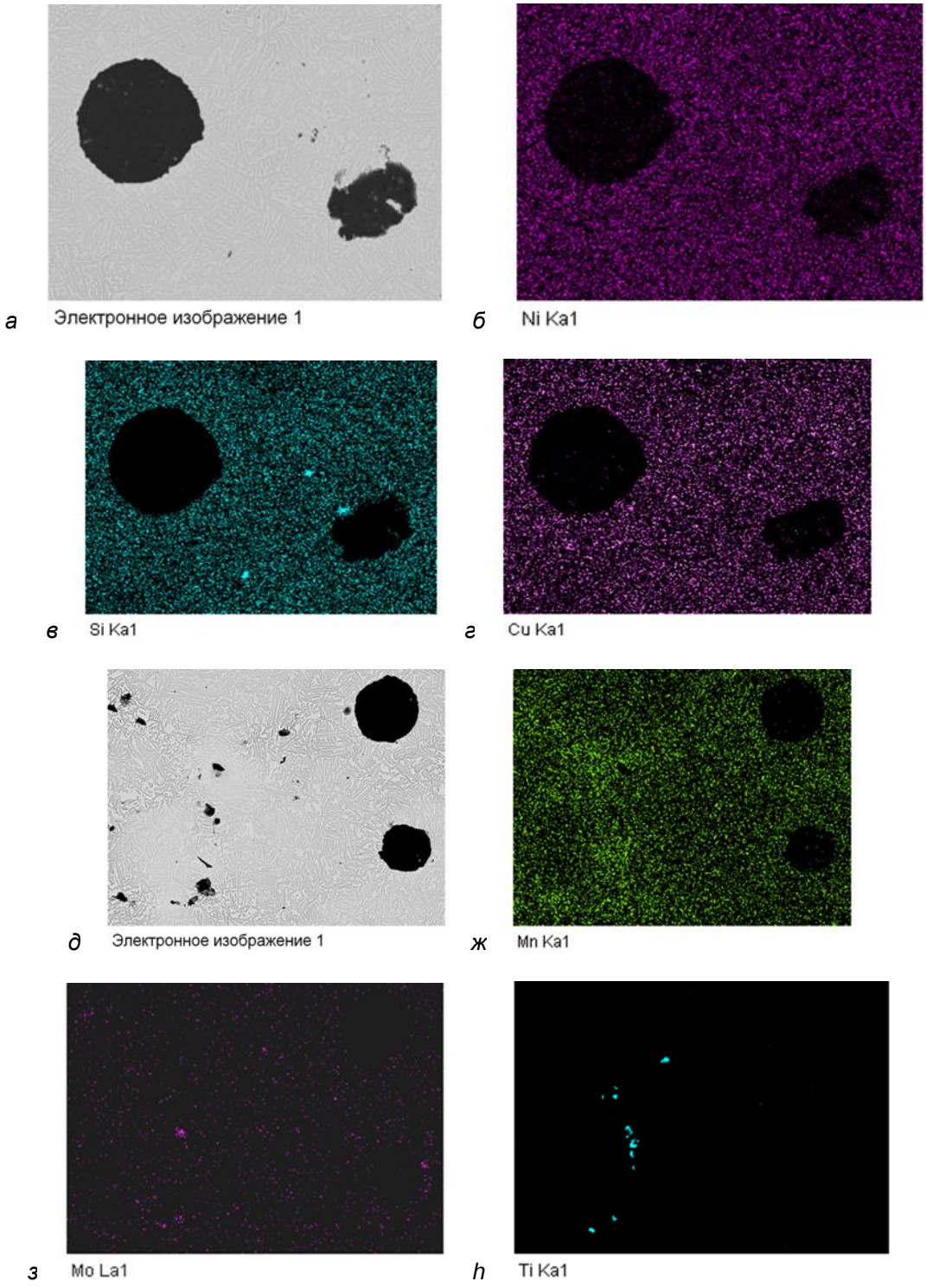
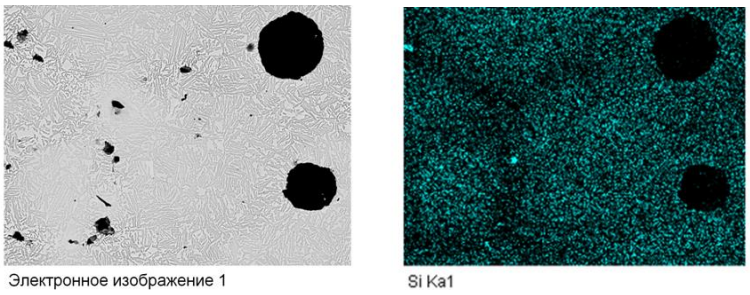
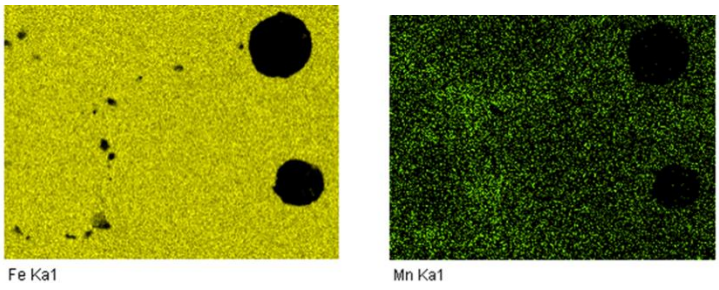


Рисунок 3 - Рентгеноспектральні мікрозображення розподілення компонентів в матриці БЧКГ: а, д - в режимі вторинних електронів; б - в Ni-K_α випромінюванні; в - в Si-K_α випромінюванні; г - в Cu-K_α випромінюванні; ж - в Mn-K_α випромінюванні; з - в Mo-K_α випромінюванні; и - в Ti-K_α випромінюванні.



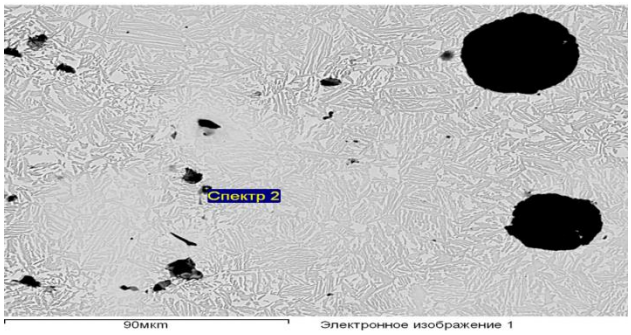
а *б*



в *г*

Рисунок 4 - Рентгеноспектральні мікрозображення ділянки сегрегації на стику евтектичної колонії БЧКГ: а - в режимі вторинних електронів; б - в Si-Kα випромінюванні; в - в Fe-Kα випромінюванні; г - в Mn-Kα випромінюванні.

Зроблений висновок підтверджується даними рентгенівського дисперсійного кількісного мікроаналізу, результати якого наведені на рисунках 5 та 6. Рисунки 5 та 6 однозначно свідчать про те, що інтерметалідна фаза, про яку йде мова, складена із Fe, Mn, Si, C. Тобто, ця фаза є силікокарбідом типу (Fe,Mn,Si)C, який додатково легований Ti.



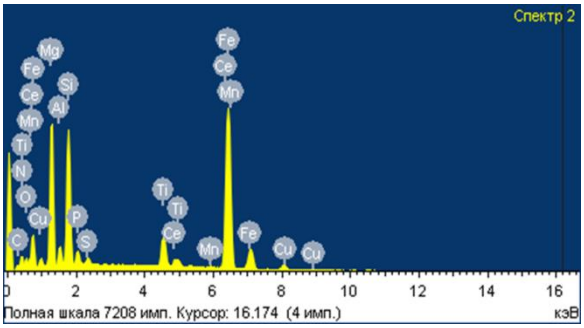
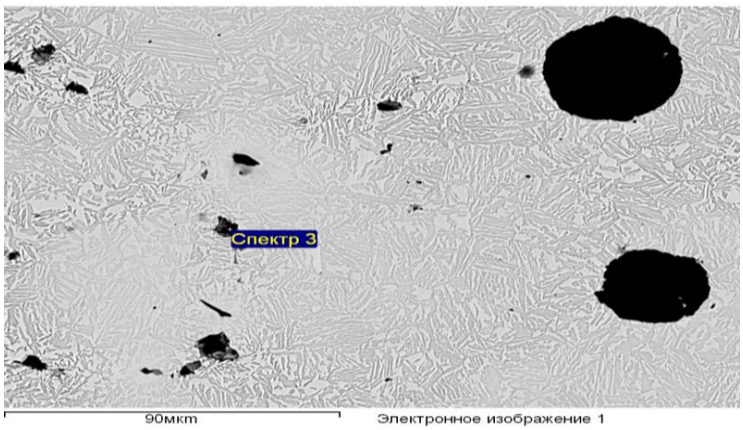


Рисунок 5 - Результати рентгенівського дисперсійного кількісного мікроаналізу вмісту компонентів у ділянці сегрегації на стику евтектичної колонії (спектр 2)



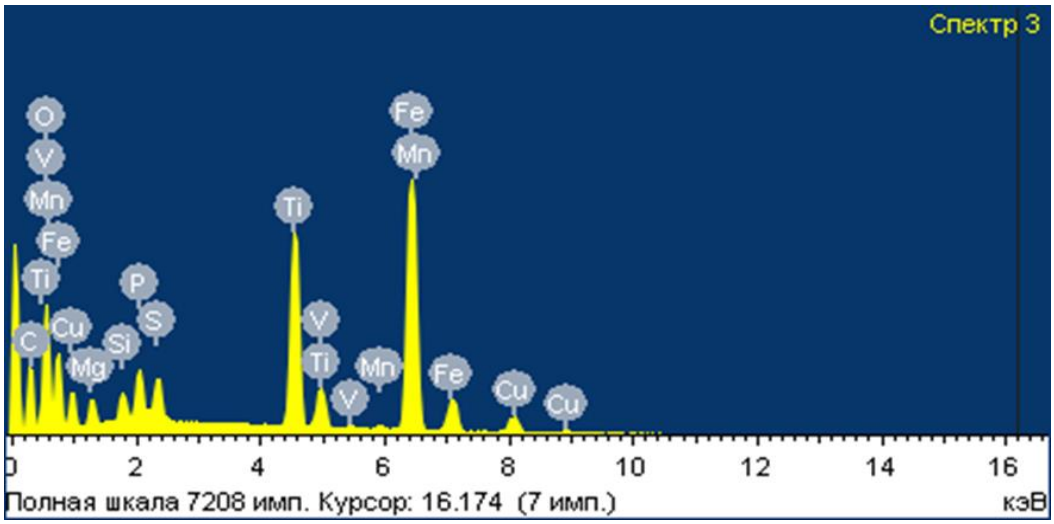
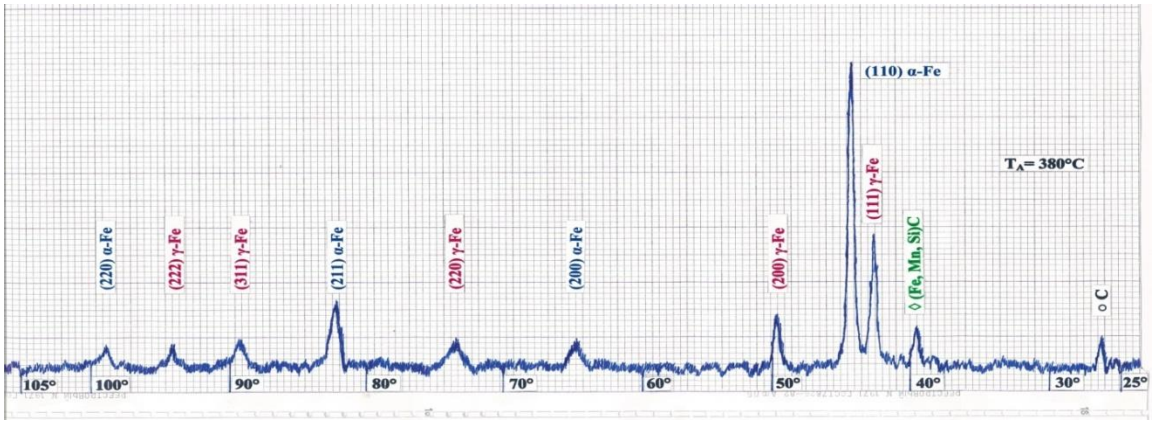


Рисунок 6 - Результати рентгенівського дисперсійного кількісного мікроаналізу вмісту компонентів у ділянці сегрегації на стику евтектичної колонії (спектр 3)



◄---------- 2 Θ, град.

Рисунок 7 - Типова дифрактограма (CuKα - випромінювання) досліджених БЧКГ (Шкала 200) після аустемперингу при T_A=380°C

Наявність в структурі БЧГК силікокарбіду підтверджується проведеним рентгеноструктурним аналізом. Типова дифрактограма досліджених БЧГК після аустемперингу при температурі 380ºС наведена на рисунку 7. За, даними розшифровки та ідентифікації інтерференційних максимумів дифрактограм БЧКГ після аустемперингу при температурах 260…420ºС була встановлена наявність таких фаз: α – Fe, тобто твердий розчин вуглецю в α-залізі; γ – Fe, тобто твердий розчин вуглецю в γ-залізі (аустеніт); графіт і силікокарбід.

Висновки. За результатами проведених досліджень встановлено, що, у відповідності з даними [6], домінуюче розподілення нікелю та кремнію спостерігається на міжфазній границі аустеніт – графіт і переважне розташування марганцю та молібдену зафіксовано в ліквацийних об'ємах міждендритних ділянок на границі евтектичної колонії.

Показано, також, що біля графітних кристалів переважно розташовується мідь, згідно із зауваженням авторів [7].

Встановлено, що титан дійсно знаходиться у зоні міждендритних ділянок вихідного аустеніту, але не як ліквуюча домішка, а у якості легуючого компоненту інтерметалідної фази, вміст елементів в якій, методом рентгенівського дисперсійного кількісного мікроаналізу оцінений як (Fe,Mn,Si)C.

Бібліографічний список

1. Эллиот Р. Управление эвтектическим затвердеванием / Р. Эллиот. - М.: Металлургия, 1987. - 352 с.

2. Таран Ю.Н. Структура эвтектических сплавов / Ю.Н. Таран, В.И. Мазур. - М.: Металлургия, 1978. – 312 с.

3.Elliott R. Cast Iron Technology. London, Boston, Singapore, Sydney, Toronto, Wellington: Butterworths, 1988. - 244 p.

4. Kovacs B.V. ADI, an Engineering Material / B.V. Kovacs, J.R. Keough // Proceedings of the Conference on Advances in High Integrity Castings. Chicago, Illinois, USA, 24-30 Sept., 1988. – P. 91-98.

5. Jenkins L. Guidlines (Tentative Specification) for ADI / L. Jenkins // 2 nd Int. Conference on ADI, Ann Arbor, Michigan, USA, 17-19 Mar., 1986.- P. 33-38.

6. Rouns T.N. Constitution of Austempered Ductile Iron Kinetics of Austempering / T.N. Rouns, K.B. Rundman // AFS Transaction. – 1987, - Vol. 116. - P. 851-874.

7. Kobayashi T. Development of High Toughness in Austempered Type Ductile Cast Iron and Evaluation of its Properties / T. Kobayashi, H. Yamamoto // Metallurg. Transact. – 1988. – A, Vol. 19A. – P. 319 – 327.

8. Kovacs B.V. Development of ADI for Crankshafts. Proc. of the 2-nd Int. Conf. on ADI, ASM, Mar. 1986. - pp. 291-296.

9. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in Steels. 2nd Edition. The University Press, Cambridge, 2001. – 454 p.

10. Dubensky W.J. AnElectronMicroscopeStudyofCarbideformationinAustemperedDuctileIron / W.J. Dubensky,K.B. Rundman // AFSTransactions. – 1985. - Vol. 93. – P. 389-394.

Стаття надійшла 01.10.2014

UDC 669.131.7:620.192.4

*K. Uzlov**

Analysis of liquation nature of the components distributionin matrix of nodular graphite cast irons

Peculiarities of heterogeneous distribution of impurity elements that are the basic of cast iron by structural positions of the matrix, as a legacy of the eutectic nature of solidification of alloys, have been considered. The preferential distribution of nickel and silicon on austenite - graphite interphase; manganese, molybdenum, and titanium (in composition of the intermetallic phase) in the liquation zone of interdendritic areas on the border of eutectic colonies was confirmed.

Розглянуті особливості неоднорідного розподілення домішок елементів, які є базовими для чавуну, за структурними позиціями матриці, як спадщина евтектичної природи затвердівання сплавів. Підтверджено переважне розподілення нікелю та кремнію на міжфазній границі аустеніт – графіт, марганцю, молібдену, а також титану у складі інтерметалідної фази – в ліквацийних зонах міждендритних ділянок на границі евтектичної колонії.

Рассмотрены особенности неоднородного распределения примесей элементов, которые являются базовыми для чугуна, по структурным позициям матрицы, как наследие эвтектической природы затвердевания сплавов. Подтверждено преимущественное распределение никеля и кремния на межфазной границе аустенит - графит, марганца, молибдена, а также титана в составе интерметаллидной фазы – в ликвационных зонах междендритных участков на границе эвтектической колонии.

Introduction. It is known that nodular cast irons crystallize in eutectic reaction that causes liquation of dissolving components [1, 2]. That in turn affects non uniform solubility of carbon in the matrix and non uniform stability of austenite in its different areas. Major alloying components in irons with nodular graphite iron (Si, Mn, Ni, Cu and Mo) after isothermal bainite hardening (ADI) substantially affect the cycle of heat treatment and properties of products. These elements demonstrate its influence on [3-5] austenìtizing temperature, solubility of carbon in the matrix, liquation, pearlite formation, tending towards stabilization of austenite or carbides formation, transformation time (time window).

Research [6] discovered dominating content of nickel and silicon on interphase boundary austenite – graphite and preferred location of manganese and molybdenum in liquation volumes of interdendritic areas on the boundaries of eutectic colony. Authors [7] additionally noted that around graphite crystals mainly is also copper. Chromium and titanium, along with manganese and molybdenum dominate in liquation zones in the framework of eutectic colonies.

On the ground of the basic provisions of the original state austenitic matrix associated with the content of carbon and alloying components authors [6] considering kinetics of solid state transformation in course of cast irons austempering in several stages.

Austenìtizing in binary gamma + graphite phases area. Austenìtizing temperature determines the carbon content in the matrix and, consequently, the set of thermokìnetic parameters of the next austempering. In addition to the temperature of heating under isothermal tempering, admixtures of alloying elements significantly affecting the concentration of carbon in solid solution. Components such as Ni and Mn extend γ-region, while the Si, Mo, Cr narrow it.

These elements, as a result of eutectic reaction liquation (fig. 1) shows its influence not only on the characteristics of γ-region in general, but also on carbon content (fig. 2) in the local volume matrix (C^{o}_{γ} -carbon content in the primary austenitic matrix) during the next stage of austempering ($\overline{C\gamma}$ - content of carbon in high carbon metastable austenite). Distribution of alloying elements (fig. 1), thus, significantly affect the degree and rate of austenite transformation through the influence on diffusion activity of carbon (fig. 2) and the selective persistence of that or another phase.

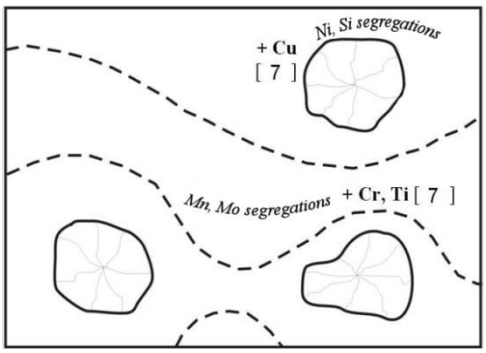


Figure 1 – Distribution of alloying elements in ADI as the legacy of eutectic reaction, according to [6, 7]

*Uzlov Konstantin,professor of National Metallurgical Academy of Ukraine, Doctor of Technical Sciences (D. Sc).
Reviewer Khrichikov Valeriy ,Head o fDepartment of National Metallurgical Academy of Ukraine, Doctor of Technical Sciences (D. Sc)

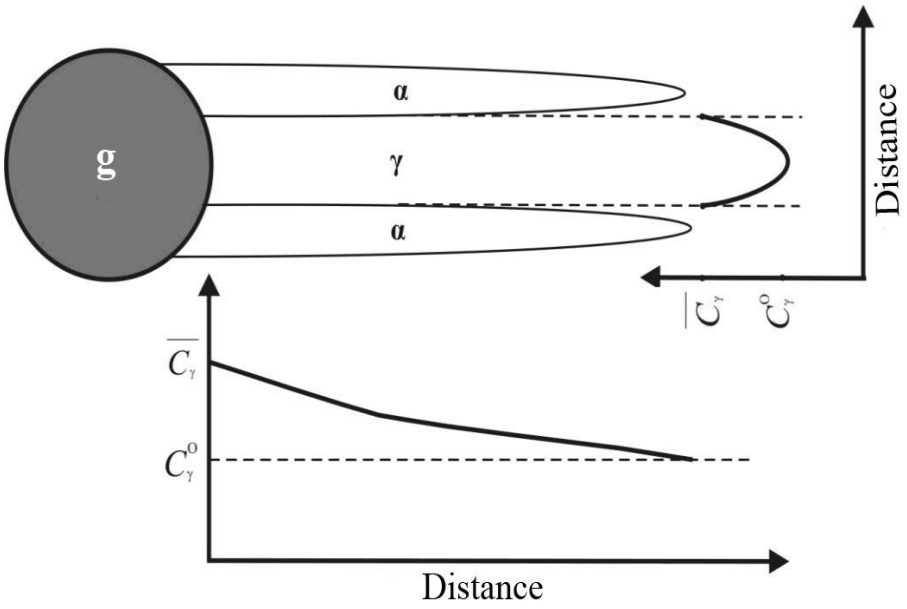


Figure 2 - Profiles of carbon distribution in austenite [6]

Figure 2 illustrates the fact that the first areas of austenite harden during solidification near graphite crystals through the melt satiety by iron after formation of graphite. Just here (at spheroidal crystals) are Ni and Si, whereas Mn and Mo go in interdendriticareas. B. Kovach [8] found that in liquation volume content of Mn and Mo in 10 times more than their concentration in a body of grain. Such original distribution affects the following reaction of austempering.

After austenìtization cast iron should be cooled quickly enough to avoid the formation of pearlite. Pearlìtic hardening [6] in the presence of alloying components (Mn, Ni, Cu, Mo and others) for castings of small size affects the final level of the properties of the products.

Tempering at T_a (T_a– austempering temperature) should provide the desired phases combination in structure. Completeness of the process depends on the optimal appointed time, presence of alloying elements and matching the selected temperature. It is quite obvious that the austempering time has, in addition to the primary purpose, pursue the goal of achieving an optimal concentration of carbon in austenite that led to the offset point Ms (Ms – start point of martensite transformation) in the area of temperatures below room temperature (T_{room}.) to avoid at chilling to T_{room} transformation of A_{res}. (A_{res}. - residual austenite) into martensite (M) during the final phase of shear–diffusion transition.

Formation of α-plate starts at nodular crystals. Profiles of carbon distribution (Figure 2) indicate the saturation of carbon in austenite near the borders of the α-phase. Speed of growth substantially determined by parameters of the intensity of transition of carbon from ferrite to austenite, i.e. by the same processes of diffusion of climbing that is regulated the case of steels [9]. Very small diffusion distance causes frequent outputs of carbon in austenitic volumes, which are branches of the α-phase that develops. These branches are connecting and continuous in the main body of the matrix [10].

The purpose of this work is to study the liquation nature of the components distribution in nodular graphite cast irons matrix.

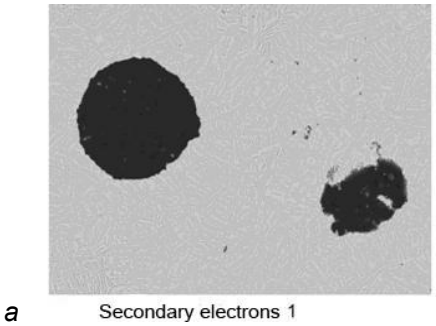
Experimental procedures. Present research conducted on samples of cast iron brand ВЧ 400-15, manufactured in accordance with DSTU 3925-99, the following chemical composition: 3,63 %C, 2,33 %Si, 0,49 %Mn, 0,23 %Ni, 0,95 %Cu, <0,05 %Cr, 0,015 %S, 0,058 %P, rest-Fe.

X-ray spectral microscopic analysis was carried out on equipment Superprobe-733 (Jeol, Japan). Resolution of the electronic microscope according to Passport: 7nm. To study the structural condition of the specimens was investigated (at accelerated voltage 25 kV) the surface at different scales in the mode secondary electrons (SEI). Research of the chemical heterogeneity and elements distribution were done in X-ray radiation VKα, CrKα, MoLα, WLα, and also in the back reflected electrons (COMPO).

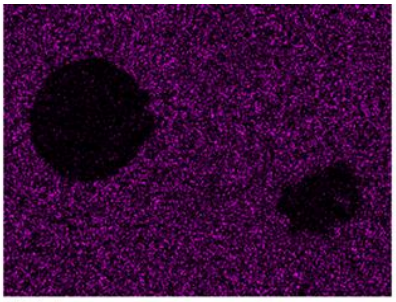
Results and discussions. Studies using X-ray microscopic analysis (fig. 3) clearly confirm the conclusion of the authors [6] about the preferential location of nickel and silicon at the graphite nodules – fig. 3, b, c. Dominant distribution of manganese and molybdenum for joints of eutectic colonies demonstrated in Figure 3, same as position of copper on the border of austenite – graphite. This fact also is apparent from Figure 3, d.

It is clear that titanium really located in the interdendritic areas, but, as evidenced by the Fig. 3, h, such a component of the composition of intermetallic phase – fig. 3, e.

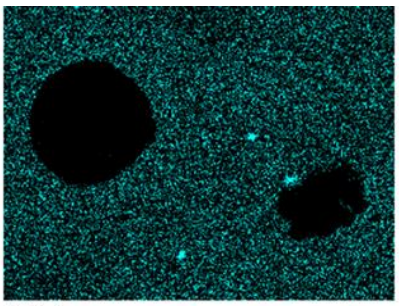
Analysis of intermetallic phase inclusions (fig. 3, a; fig. 3, e; fig. 4 a) showed that this phase is mainly made of silicon (fig. 3, c; fig. 4, b), iron (fig. 4, c) and manganese (fig. 4, d) and additionally alloyed with titanium (fig. 3, h).



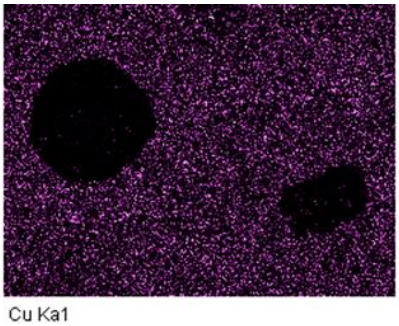
a



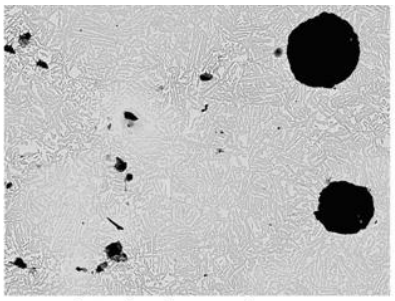
b



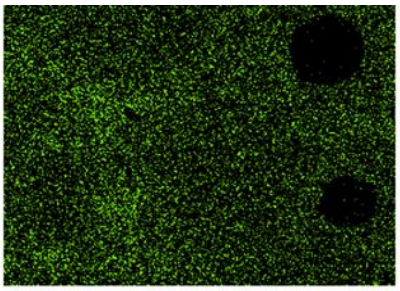
c



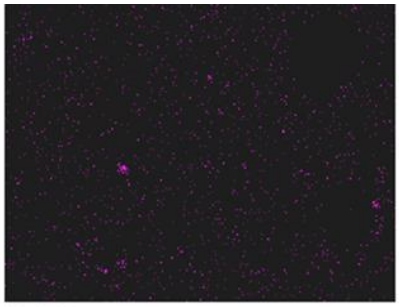
d



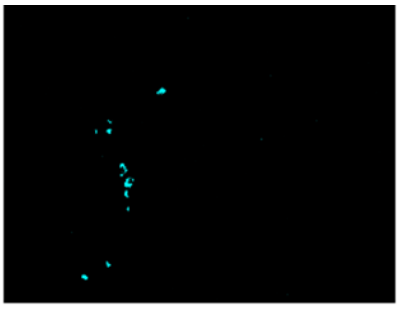
e



f



g



h

Figure 3 - X – ray spectral microscope presentation of the components distribution in ADI matrix: a, e - in mode of secondary electrons; b - in Ni-Kα radiation; c - in Si-Kα radiation; d - in Cu-Kα radiation; f - in Mn-Kα radiation; g - in Mo-Kα radiation; h - in Ti-Kα radiation

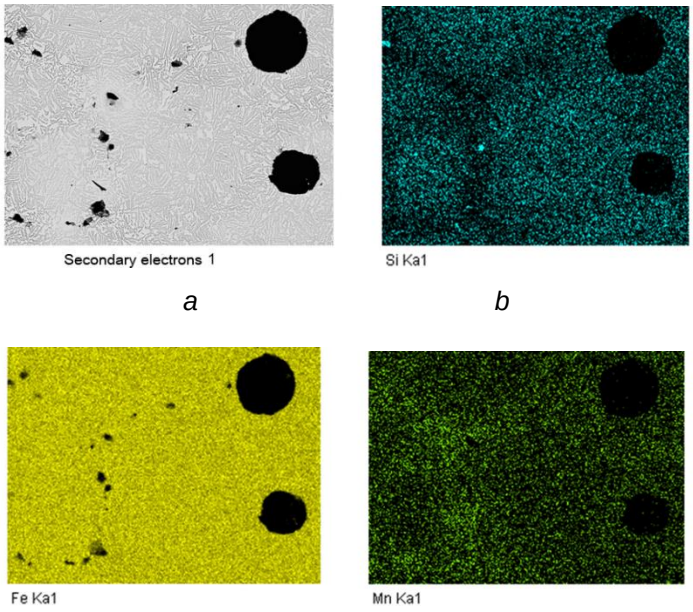


Figure 4 - X – ray spectral microscope presentation of liquation area at the junction of ADI matrix eutectic colonies: a - mode of secondary electrons; b - in Si-Kα radiation; c - in Fe-Kα radiation; d - in Mn-Kα radiation

The conclusion was confirmed by data of X-ray dispersion quantitative microanalysis, which results are shown in Figures 5 and 6. Figures 5 and 6 clearly indicate that the intermetallic phase, which was quoted, made up of Fe, Mn, Si, C. That is, this phase is silìcocarbide type of (Fe, Mn, Si) C that additionally alloyed with titanium.

Silìcocarbide presence in ADI structure confirmed by X - ray analysis. Typical X – ray plot of investigated ADI after austempering at the temperature 380°C is shown in Figure 7. According to the transcripts and identification of the interference of X-ray plots maximums of ADI after austempering at temperatures 260... 420°C was set for the following phases: α-Fe is a solid solution of carbon in α-iron; γ-Fe is a solid solution of carbon in γ-iron (austenite); graphite and Silìcocarbide.

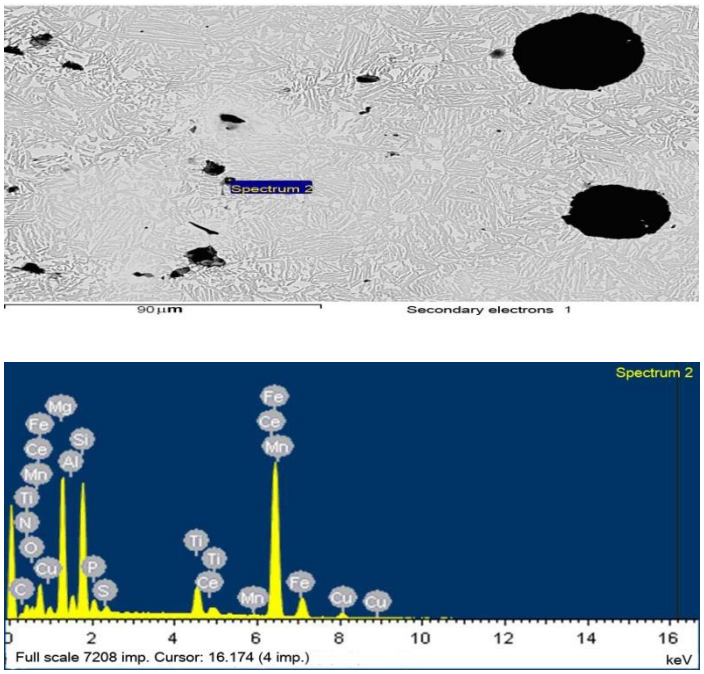


Figure 5 - Results of X – ray dispersion quantitative microanalysis of components content in liquation area at the junction of ADI matrix eutectic colonies (spectrum 2)

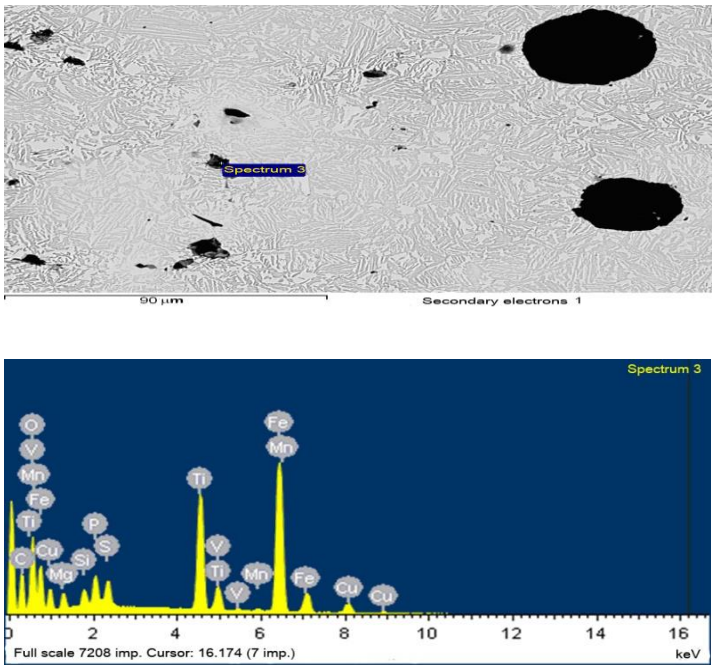


Figure 6 - Results of X – ray dispersion quantitative microanalysis of components content in liquation area at the junction of ADI matrix eutectic colonies (spectrum 3)

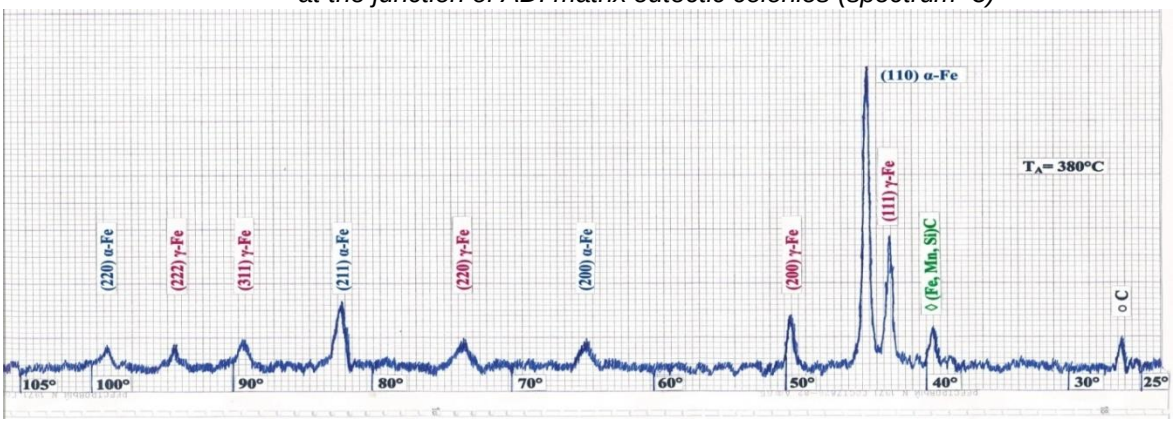


Figure 7- Typical X – ray diffraction spectrum (CuKα – radiation) investigated ADI (Scale 200) after austempering at T_A = 380°C

Conclusions. According to the results of the studies found that, in accordance with the data [6], the dominant distribution of nickel and silicon is observed on the interphase frontier austenite – graphite and preferred location of manganese and molybdenum fixed in liquation volumes of interdendritic areas on the boundaries of eutectic colonies.

Also shown that copper mainly located at graphite crystals, according to the authors [7] comment.

Found that titanium really is in zone of interdendritic areas of the original austenite, but not as liquation impurity, and as alloying component of intermetallic phase, the content of elements in which by the method of X-ray dispersion quantitative microanalysis rated as (Fe,Mn,Si)C.

References

1. Elliott R. Eutectic Solidification Processing / R. Elliott. – London: Butterworths, 1985. – 352 p.
2. Taran Yu. N. Structura Evtekticheskikh Splavov / Yu. N. Taran, V. I. Mazur. – M.: Metallurgiya, 1978. – 312 p.
3. Elliott R. Cast Iron Technology. London, Boston, Singapore, Sydney, Toronto, Wellington: Butterworths, 1988. - 244 p.
4. Kovacs B.V. ADI, an Engineering Material / B.V. Kovacs, J.R. Keough // Proceedings of the Conference on Advances in High Integrity Castings. Chicago, Illinois, USA, 24-30 Sept., 1988. – P. 91-98.
5. Jenkins L. Guidlines (Tentative Specification) for ADI / L. Jenkins // 2 nd Int. Conference on ADI, Ann Arbor, Michigan, USA, 17-19 Mar., 1986.- P. 33-38.
6. Rouns T.N. Constitution of Austempered Ductile Iron Kinetics of Austempering / T.N. Rouns, K.B. Rundman // AFS Transaction. – 1987, - Vol. 116. - P. 851-874.
7. Kobayashi T. Development of High Toughness in Austempered Type Ductile Cast Iron and Evaluation of its Properties / T. Kobayashi, H. Yamamoto // Metallurg. Transact. – 1988. – A, Vol. 19A. – P. 319 – 327.
8. Kovacs B.V. Development of ADI for Crankshafts. Proc. of the 2-nd Int. Conf. on ADI, ASM, Mar. 1986. - pp. 291-296.
9. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in Steels. 2nd Edition. The University Press, Cambridge, 2001. – 454 p.
10. Dubensky W.J. An Electron Microscope Study of Carbide formation in Austempered Ductile Iron / W.J. Dubensky, K.B. Rundman // AFS Transactions. – 1985. - Vol. 93. – P. 389-394.

Received 01.10.2014

УДК 669.15-194.58 + 669.15-196

Т.М. Миронова*

Дослідження впливу графітизації на карбідні перетворення в чавунах, що деформуються

Стаття містить результати досліджень формування структури в білих чавунах, що деформуються. Ці сплави мають підвищену пластичність завдяки фазовим перетворенням, що відбуваються в евтектичному цементиті. При легуванні ледебуритного чавуну ванадієм та кремнієм підвищується метастабільність цементиту. Перехід в більш стабільний стан може відбуватися за рахунок графітизації або утворення карбідів ванадію. В роботі розглянуто вплив гарячого деформування та режиму відпалу на графітизацію цементиту з утворенням карбідів ванадію.

The present article contains the investigation results of structure formation in deformable white cast irons. The mentioned alloys have heightened plasticity due to the phase transformations in eutectic cementite. The cementite metastability increases during ledeburite cast iron alloying by vanadium and silicon. The shift to more stable condition can take place both due to graphitization and vanadium carbides forming. Theinfluenceofhotdeformingaswellasannealingmodeforcementitegraphitizationwithvanadiumcarbidesformationhavebeenconsidered in present article.

Статья содержит результаты исследований формирования структуры в белых чугунах, которые деформируются. Эти сплавы имеют повышенную пластичность благодаря фазовым превращениям, происходящим в эвтектическом цементите. При легировании ледебуритного чугуна ванадием и кремнием повышается метастабильность цементита. Переход в более стабильное состояние может происходить за счет графитизации или образования карбидов ванадия. В работе рассмотрено влияние горячего деформирования и режима отжига на графитизацию цементита с образованием карбидов ванадия.

Постановка проблеми. Обробка тиском білих чавунів стала можливою завдяки використанню ефекту «дактилювання» [1,2], який полягає в підвищенні пластичності цементиту завдяки фазовим та структурним перетворенням, що відбуваються безпосередньо під час пластичного деформування.У такому чавуні,що містить ванадій в процесі термодеформаційного оброблення пересичений цементит при температурах вище 800 ºС зазнає розпад, який можна записати, як багатофазну реакцію: $(Fe,V)_3C \rightarrow VC + Fe_3C + A$. В цьому випадку змінюється тонка структура і самого карбіду $(Fe,V)_3C$. На сам перед збільшується щільність дислокацій. Підвищується ступінь метастабільності цементиту. При розпаді карбіду заліза може утворюватися графіт, а при легування ванадієм - більш стабільний карбід ванадію.

Мета роботи. Утворення нових фаз, таких як графіт або карбід ванадію, при розчиненні цементиту суттєво впливає на властивості чавуну та його подальше застосування. Метою роботи є дослідження закономірностей фазових перетворень, що відбуваються в ледебуритних чавунах, легованих ванадієм та кремнієм під час відпалу після гарячого деформування.

Основна частинаДля експериментів було проведено 30-кг плавки в печі МВП-3М. Після відпалу виливки підлягалигарячій прокатціпри 1050ºС на лабораторному двохвалковому стані - 300. У таблиці 1 показані склади експериментальних чавунів. Структура чавунів усіх складів складається з дендритів первинного аустеніту, евтектичних колоній ледебуриту та евтектичних карбідів ванадію невеликій кількості ~ 3%.

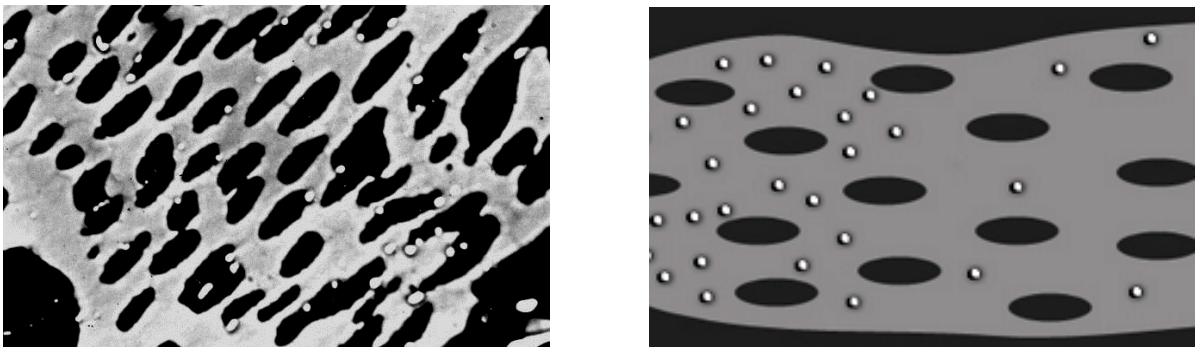
В чавуні складу 1 (табл. 1) під час попереднього відпалу, а також обробки після пластичної деформації утворення структурно вільного графіту не відбувалось, завдяки підвищеному вмісту хрому та зменшеному вмісту кремнію. Спостерігалося тільки утворення карбідів ванадію в евтектичному цементиті (рис. 1).

Таблиця 1 - Вміст основних компонентів у досліджуваних чавунах

№ сплаву	Зміст елементів у % в сплаві				Зміст V в цементиті
	C	V	Cr	Si	
1	2,65	1,68	0,72	0,54	5,01
2	2,77	1,57	0,15	1,03	4,98
3	2,62	1,64	0,27	2,20	4,67

*Миронова Тетяна Михайлівна, доцент НМетАУ, д.т.н.
Рецензент Хричіков Валерій Євгенович, зав. каф. НМетАУ, д.т.н., професор.

У роботах [3,4,] визначено, що температура початку рекристалізації цементиту в чавунах, легованих ванадієм, знижується від 1050ºС (при ступеню деформації до 35%) до 975ºС (при 55%) і до 950ºС (при 65%). Це пояснюється впливом карбідного перетворення, яке відбувається безпосередньо під час деформування.

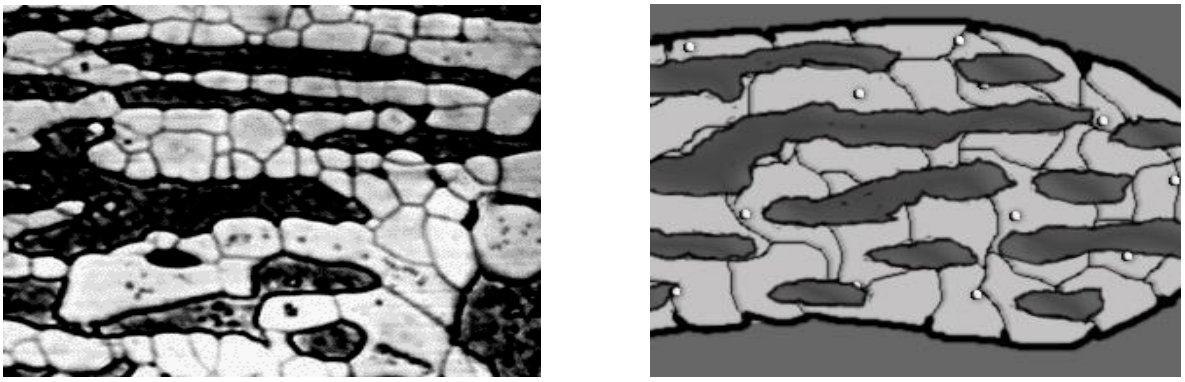


а б

Рисунок 1- Карбідне перетворення в легованому ванадієм цементиті: а) фотографія мікроструктури, ×1200; б) схема

Залежно від ступеню деформації і температури, при якій вона відбувається, далі під час відпалу превалює або зворот, або первинна рекристалізація. При гарячій деформації випереджуючим процесом, що превалює, є утворення карбідів ванадію, а при відпалі після деформації вище температури початку рекристалізації - статична рекристалізація (рис. 2). Після викликаного нею знеміцнення знову спостерігається виділення дисперсних карбідів ванадію вже на нових дефектних місцях – межах зерен, що виникли при рекристалізації.

Мікроструктурний аналіз зразків, підданих відпалу перед пластичною деформацією не виявив утворення графіту ні в одному із сплавів, незалежно від змісту кремнію. Не спостерігалося графітних включень і в зразках безпосередньо після гарячої прокатки.



а б

Рисунок 2- Формування структури в деформованому цементиті в процесі відпалу при 1000℃, 5 годин: а)×1500, б) схема

Відпал в кремнистих чавунах (табл.1 №2,3) після пластичної деформації приводить до появи включень графіту. Включення, що утворилися, визначені за допомогою металографічного та рентгеноструктурного аналізу.Локальне розчинення у кристалах Me_3C відбувається до початку розвитку статичної рекристалізації (рис. 3а).

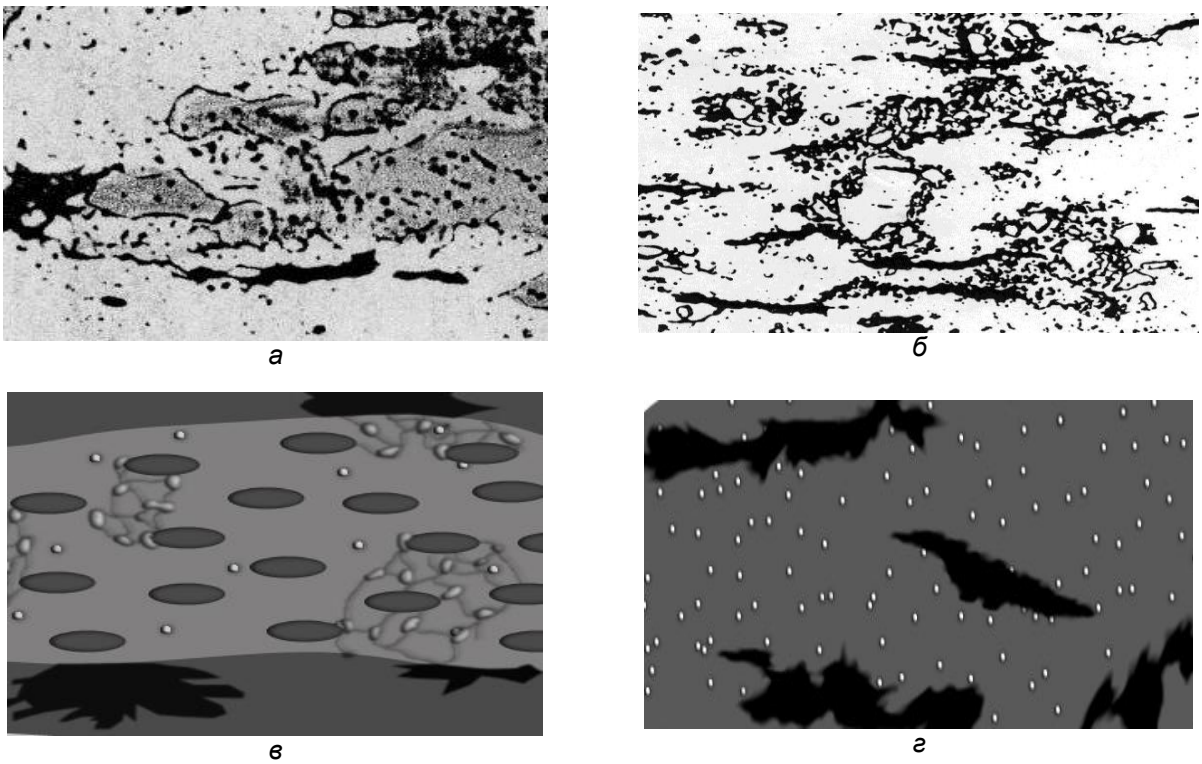


Рисунок 3 - Утворення графіту під час дорекристалізаційного відпалу після прокатки при при 850 °С, ×1200: а) – 3 год.; б)–10 год.;в,г) – схематичне зображення

Слід підкреслити, що графітизація спостерігається тільки в сплавах з підвищеним вмістом кремнію, тобто в чавунах №2 і №3.

Зміцнення і знеміцнення цементиту, пересиченого ванадієм, в якому відбувається карбідне перетворення і графітизація, суттєво впливають на формування структури. Взаємодія цих процесів і є відповідальною за нетрадиційний характер зміни кількісних співвідношень фаз при графітизації. Кількісний мікроструктурний аналіз показав (рис. 4), що при підвищенні температури відпалу деформованих зразків кількість графітних включень не тільки не збільшується, а навпаки зменшується.

Незалежно від ступеня деформації, етап I (дисоціація цементиту) більшою чи меншою мірою відбувається при будь-якій температурі відпалу, На етапі II формування структури визначається температурою і витримкою при відпалі.При дорекристалізаціонних температурах, коли незалежно від тривалості витримки протікає тільки зворот, і дефектність цементиту кардинально не змінюється, відбувається безперервне збільшення кількості графітних включень (рис.4). Графіт зароджується на аустенітно-цементитній межі, а також на межі VC / цементит, VC / аустеніт (рис. 3,а). У процесі графітизації розчинення цементиту супроводжується утворенням дисперсних частинок карбіда ванадію (рис.3). Розвиток статичної рекристалізації змінює графітизуючий ефект післядеформаційної обробки (рис.4, криві 2 і 3). Цементит, який рекристалізується, в більшіймірі повертає свою стабільність. В цьому випадку на межах, що утворюються в процесі рекристалізації цементиту виділяються карбіди ванадію (рис.3.в) Коли ж при температурах рекристалізації має місце інкубаційний період, тоді як раз і встигає пройти невелика стадія графітизації, а потім при збільшенні тривалості відпалу вона згасає (рис.4).

Графітизація цементиту білого чавуну покращує його оброблюваність різанням, підвищує пластичність при холодній обробці тиском[5,6] . Підкат діаметром 23 мм, графітизованний впродовж 2 година при температурі 870°С, калібрували волочінням на діаметр 22 мм. В результаті калібрування був отриманий пруток, що має задовільну якість поверхні. При швидкості волочіння 0,042 м/с натягнення ланцюга стану складало 30-40 кН. Зусилля при волочінні прутків з евтектоїдної сталі, при аналогічних параметрах обробки змінювалося, в межах від 25 до 30 кН.

Після повної графітизації цементиту пластичність чавуну досягає високого рівня: пластину з такого матеріалу завтовшки 3,2 мм осаджували вільним куванням у плоских бойках при кімнатній температурі до товщини 1,2 мм. Виконані металографічні дослідження свідчать про відсутність мікротріщин в такому зразку.

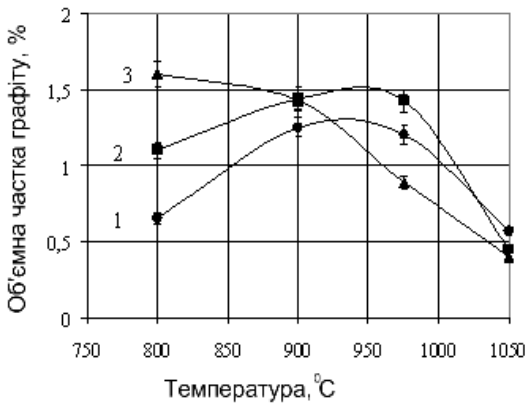


Рисунок 4 - Вплив температури відпалу на кількість графітних включень(сплав№3), що утворилися при різній витримці: 1 - 0,3год.; 2 - 1год.; 3 – 3 год.

Висновки.

1.У ледебуритних чавунах,що містять ванадій, може відбуватися фазовеперетворення: $(Fe,V)_3C \rightarrow$ графіт + VC + аустеніт.

2. Для утворення графіту необхідно підвищення вмісту кремнію в чавуні до 2%, а також застосування гарячої обробки тиском, що підвищує дефектність цементиту, і дорекристалізаційного відпалу.

3. Для повного розчинення цементиту необхідно застосувати тривалий відпал (більше 10 годин) при температурах 750-870°, тоді структура сплаву має вигляд графітних включень досить компактної форми і дрібнодисперсних карбідів ванадію, що забезпечує високу пластичність чавуну.

Бібліографічний список

1. Миронова Т.М. Структура и свойства деформируемых чугунов / Т.М.Миронова, В.З. Куцова. – Днепропетровск:Дриант, 2009. -190 с.
2. Миронова Т.М. О механізмах влияния фазових переходов на поведение эвтектических карбидов при деформировании. / Миронова Т.М., Донская Т.Р., Сидорова А.Ю. - Вісник Дніпропетровського університету. -2012, т.20, №2 – Серія Фізика. Радіоелектроніка, випуск19, с.97-104.
3. Миронова Т.М. Влияние пластической деформации на изменение структуры и свойств эвтектического цементита в процессе отжига чугунов, легированных ванадием / Т.М. Миронова // Теория и практика металлургии. – 2009. – №1-2. – С. 170-175.
4. Влияние деформации и отжига на структуру эвтектического цементита / Ю.Н. Таран, П.Ф. Нижниковская, Е.В. Пирогова, Т. М. Миронова, А. А. Бурбелко // Известия ВУЗов. ЧМ. – Москва, - 1991. – № 3. – С. 76-78.
5. Миронова Т.М. Формирование структуры и свойств при графитизации легированного ванадием цементита в деформируемых белых чугунах /Т.М. Миронова // Строительство, материаловедение, машиностроение:сб. научн. тр. – вып.50.- Днепропетровск, ПГАСиА. - 2009. – С. 79-85.
6. Покровский А. И. Пластическоетечениевключенийцементита и графитаприобработкедавлениемчугуна / А. И. Покровский // Литье и металлургия : ежеквартальныйнаучно-производственныйжурнал. - 2013. - № 1. - С. 88-95/

Стаття надійшла 01.12.2014

УДК 669.15-194.58 + 669.15-196

*T.Myronova**

The investigation of graphitization influence on carbide transformations in deformable cast irons

The present article contains the investigation results of structure formation in deformable white cast irons. The mentioned alloys have heightened plasticity due to the phase transformations in eutectic cementite. The cementite metastability increases during ledeburite cast iron alloying by vanadium and silicon. The shift to more stable condition can take place both due to graphitization and vanadium carbides forming. The influence of hot deforming as well as annealing mode for cementite graphitization with vanadium carbides formation have been considered in present article.

Стаття містить результати досліджень формування структури в білих чавунах, що деформуються. Ці сплави мають підвищену пластичність завдяки фазовим перетворенням, що відбуваються в евтектичному цементиті. При легуванні ледебуритного чавуну ванадієм та кремнієм підвищується метастабільність цементиту. Перехід в більш стабільний стан може відбуватися за рахунок графітизації або утворення карбідів ванадію. В роботі розглянуто вплив гарячого деформування та режиму відпалу на графітизацію цементиту з утворенням карбідів ванадію.

Статья содержит результаты исследований формирования структуры в белых чугунах, которые деформируются. Эти сплавы имеют повышенную пластичность благодаря фазовым превращениям, происходящим в эвтектическом цементите. При легировании ледебуритного чугуна ванадием и кремнием повышается метастабильность цементита. Переход в более стабильное состояние может происходить за счет графитизации или образования карбидов ванадия. В работе рассмотрено влияние горячего деформирования и режима отжига на графитизацию цементита с образованием карбидов ванадия.

Problemstatement.. Thewhitecastironspressure-treatmentbecamepossibleduetothe “ductilating” effect[1,2]. The mentioned effect assumes the cementite plasticity increasing due to the phase and structure transformations during the plastic deformation. In such vanadium contain cast iron the oversaturated cementite decomposes during thermo-deformation treatment under the temperature higher than 800ºC. The mentioned decomposition could be formulated as multiphase reaction: $(Fe,V)_3C \rightarrow VC + Fe_3C + A$. The fine structure of $(Fe,V)_3C$ carbide itself changes in such case. The dislocation density increasesfirst of all. The cementite metastability level increases as well. Graphite could be formed during iron carbide decomposition, but in case of vanadium alloying the more stable vanadium carbide could be formed.

Aim of work. New phases formation, such as graphite or vanadium carbide duringcementite decomposition has significant influence on cast-iron properties and its further application. The investigation of phase transformation behavior in vanadium and silicon alloyed ledeburite cast irons during annealing after hot deformation is the aim of current work.

Main part. The 30 kg melts have been executed in МВП-3М furnace for experiments execution. The ingots after annealing have been hot rolled under 1050ºC using laboratory two-roll mill 300.

Table 1 represents the compositions of experimental cast irons. The structure of all compositions cast irons is represented by primary austenite dendrites, ledeburite eutectic colonies and eutectic vanadium carbides in small amount ~ 3%.

The formation of free graphite during preliminary annealing and after hot plastic deforming treatment didn’t take place in the cast iron of composition 1 (table 1). It could be explained by heightened chromium amount and lower amount of silicon in composition. The vanadium carbides formation in eutectic cementite has only been observed (fig. 1).

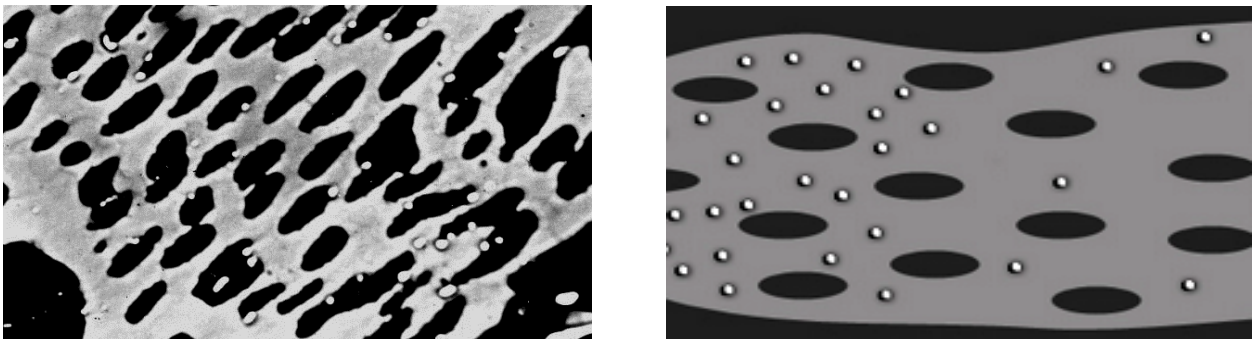
Table 1 - Main components amount in investigated cast irons

Alloy #	Element content in % in alloy				V contentin cementite
	C	V	Cr	Si	
1	2,65	1,68	0,72	0,54	5,01
2	2,77	1,57	0,15	1,03	4,98
3	2,62	1,64	0,27	2,20	4,67

Works [3,4,] determined that the cementite recrystallization starting temperature in vanadium alloyed cast irons decreases from 1050ºC (deformation level up to 35%) to 975ºC (under 55%) and up to 950ºC

*Myronova Tatyana,Associate Professor NMetAU,Doctor of Technical Sciences (D. Sc).
Reviewer Khrichikov Valeriy , Head of Department of National Metallurgical Academy of Ukraine, Doctor of Technical Sciences (D. Sc)

(under 65%). It can be explained by carbide transformation during deformation process.



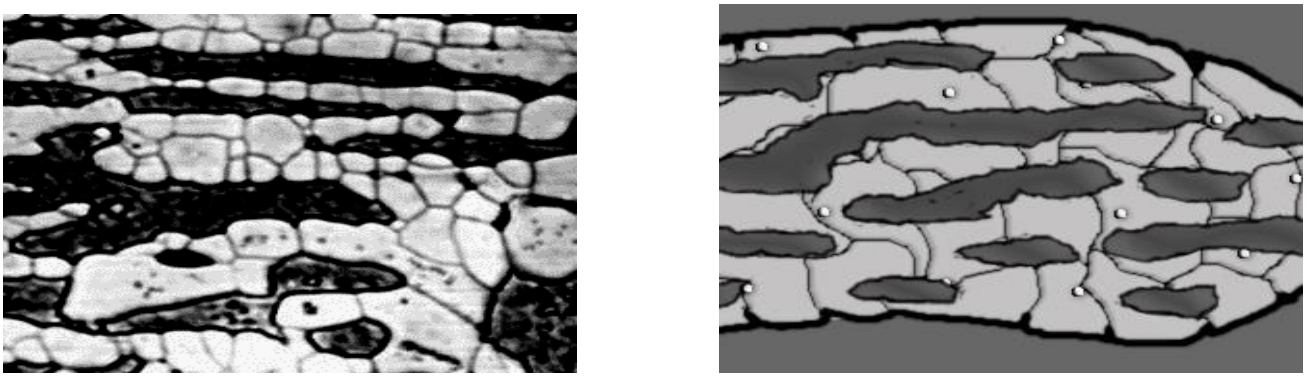
а *б*

Figure 1 – Phase transformation in vanadium alloyed cementite:а) microstructure photo, ×1200; b) sheme

During the further annealing the primary or backward recrystallization predominates dependently from deformation level and its temperature. The vanadium carbides formation is the predominate lead process during hot deforming while the static recrystallization is the main process during annealing after deforming under the temperature higher than recrystallization starting one (fig. 2).

After executed hardening the formation of dispersive vanadium carbides on new defect areas is observed. Such places are grain boundaries which have been formed during recrystallization.

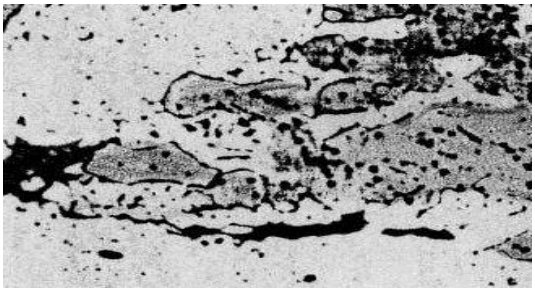
Annealed samples microstructure analysis prior to hot deforming did not indicate the graphite formation in each analyzed alloy unrelated to silicon content. The graphite inclusions have not been observed in samples after hot deforming as well.



а *б*

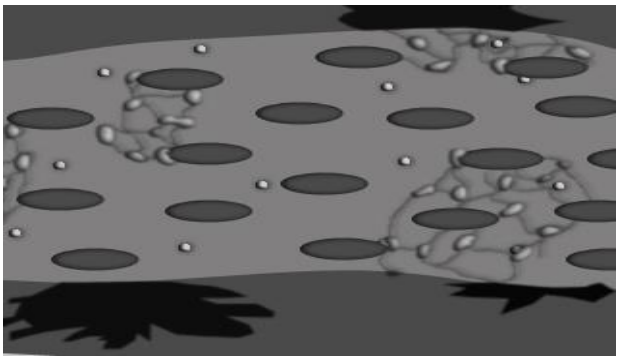
Figura 2- Structure formationin deformed cementite during annealing under 1000°C, 5 hours:а)×1500,б) scheme

The anneal in ginhigh silicon cast (table.1 №2,3)after plastic deforming leads to graphite inclusions formation. The formed inclusions have been determined using metallographic and XRD analysis. Thelocaldissolvingin Me_3C crystals takes place before starting of static recrystallization development (fig. 3а).

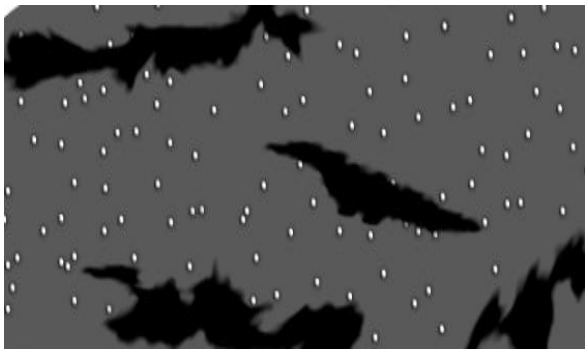


a

b



c



d

Figure 3 – Graphite formation during pre-recrystallization annealing after rolling under 850 °C, ×1200:а) – 3 hours.;b)–10 hours.;c,d) – sheme

It is worth to reiterate that the graphitization is observed only in alloys with the increased contents of silicon, meaning cast iron alloys Number 2 and Number 3.

The strengthening and weakening of cementite that is oversaturated with vanadium, which undergoes carbide transformation and graphitization, substantially impact formation of the structure.

The interaction of these processes is the answer for the untraditional manner of the change of the quantitative correlations of phases during graphitization. The quantitative microstructure analysis demonstrated (Fig.4) that upon the increase of temperature of annealing of deformed samples, the quantity of the graphite inclusions not only is not increasing but is decreasing.

Irrespective of the stage of the deformation, Phase 1 (дисоціація цементиту) to a bigger or lesser extent is happening upon any temperature of annealing. At Phase 2 the formation of the structure shall be determined by the temperature and excerpt during the annealing.

At the pre-recrystallization levels of temperatures, when irrespective of the duration of the excerpt, there is only a re-capture, and the defectiveness is not changing dramatically, there is a continuous increase in the quantity of the grapgite inclusions (Fig.4). Graphite is generated at austenst- cementitebond, VC /- cementite, VC / austenit (Fig.3,а). In the process of graphitization, dissolution of cementite is combined by the creation of dispersible particles of carbide of vanadium (Fig.3,).

Static recrystallizatson changes influence of treatment after deformation on graphitization (Fig. 4, line2 and 3). Cementite, which got recrystallizatson,becomes morestable. In this case In this case, the carbides of vanadium are distinguished on limits that appear in the process of recrystallizatson into cementite (Pict 3.в). Graphitization takes place partly at the temperatures of recrystallizatson in an initial period only, she is braked then. (Fig. 4).

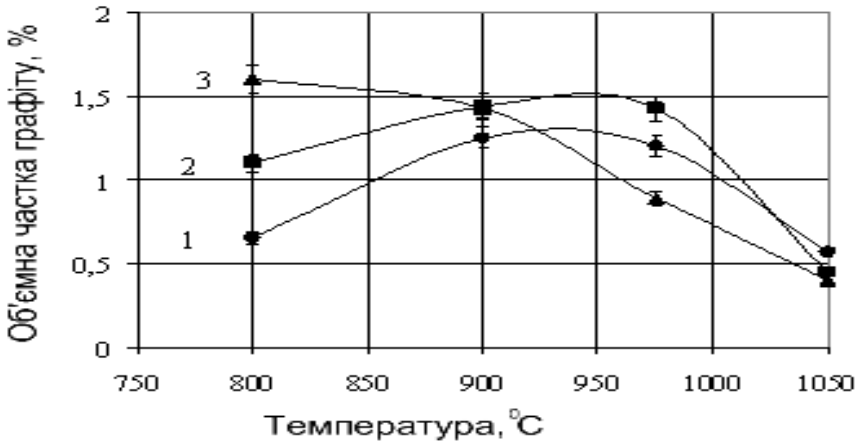


Figure 4 - Influence of temperature of annealing on the amount of the graphite including (alloy№3) that appeared at different duration : 1 - 0,3h.; 2 – 1y.; 3 - 3 hours

Graphitization of cementite of white cast-iron improves its workability cutting, promotes plasticity at cold treatment pressure [5,6]. The workpiece with the diameter of 23мм was exposed to graphitization 2 hours at a temperature 870, then it was rolled on the diameter of 22мм. Thisblank has satisfactory quality of surface.Speed of dragging was a 0,042 m/s, pull of chain of the state there was 30-40 кН. Effort at dragging of small twigs from eutectoid steel of treatment changed in the limits of from 25 to 30 кН. at analogical parameters

After complete graphitization y plasticity of cast-iron arrives at a high level: plate from this material in thick a 3,2 mm was besieged by the free forging in flat firing-pins at a room temperature to the thickness a 1,2. Metallography researches showed that cracks did not have appeared/

Conclusions.

1.The phase transformation$(Fe,V)_3C \rightarrow$graphite + VC + austenite can take place in vanadium alloyed lideburite cast irons.

2. For graphite formation the following actions should be performed: the silicon content should be Increased in cast iron up to 2%; the hot pressure treatment should be applied for increasing both cementite defects and prerecrystallization annealing.

3. The long time annealing (more than 10 hours) under the750-870° temperature should be applied for total cementite dissolving. In such case the alloy structure is represented by compact shape graphite inclusions and finely-divided vanadium carbides which insure the cast iron high plasticity.

References

1. Mironova T. M. Struktura i svojstva deformiruemyh chugunov / T.M.Mironova, V.Z. Kucova. – Dnepropetrovsk: Driant, 2009. -190 s.
2. Mironova T.M. O mehanizmah vlijanija fazovih perehodov na povedenie jevtekticheskih karbidov pri deformirovanii. / Mironova T.M., Donskaja T.R., Sidorova A.JU. - Visnik Dnipropetrovs'kogo universitetu. -2012, t.20, №2 – Serija Fizika. Radioelektronika, vipusk19, s.97-104.
3. Mironova T. M. Vlijanie plasticheskoj deformacii na izmenenie struktury i svojstv jevtekticheskogo cementita v processe otzhiga chugunov, legirovannyh vanadiem / T. M. Mironova // Teorija i praktika metallurgii. – 2009. – № 1-2. – S. 170-175.
4. Vlijanie deformacii i otzhiga na strukturu jevtekticheskogo cementita / JU. N. Taran, P. F. Nizhnikovskaja, E. V. Pirogova, T. M. Mironova, A. A. Burbelko // Izvestija VUZov. CHM. – Moskva, - 1991. – № 3. – S. 76-78.
5. Mironova T.M. Formirovanie struktury i svojstv pri grafitizacii legirovannogo vanadiem cementita v deformiruemyh belyh chugunah /T. M. Mironova // Stroitel'stvo, materialovedenie, mashinostroenie: sb. nauchn. tr. – vyp.50. - Dnepropetrovsk, PGASiA. - 2009. – S. 79-85.
6. Pokrovskij A. I. Plasticheskoe techenie vkljuchenij cementita i grafita pri obrabotke davleniem chuguna / A. I. Pokrovskij // Lit'e i metallurgija : ezhekvartal'nyj nauchno-proizvodstvennyj zhurnal. - 2013. - № 1. - S. 88-95.

Received 01.10.2014

UDC 669.15-192.017:621.357.7

*Kolesnyk, O. Glotka**

X-ray spectroscopy microanalysis of structural components of electrodeposited Fe-Zn alloys

By the method of energy dispersive X-ray spectroscopy microanalysis the investigation of elemental composition of structural components of electrodeposited Fe-Zn alloys on steel substrate, obtained from sulfate electrolyte with various ratios of zinc to iron concentrations (from 1:80 to 40:80), was accomplished. Average contents of the elements in the α-phase and the η-phase being formed in electrodeposited coatings at the concentration ratios of 1:80 and 40:80 respectively were determined. In the matrix of Fe-Zn coatings, electrodeposited from the electrolyte with the concentration ratios from 5:80 to 20:80, the η-phase prevails. In the relief formations electrodeposited from the electrolyte with the concentration ratios of 5:80 and 10:80 the Fe_3Zn_{10} and $Fe_{75}Zn_{25}$ phases are present and the iron content increases from the foot to the top of the formations indicating growth of the $Fe_{75}Zn_{25}$ phase fraction.

Методом енергодисперсійного рентгеноспектрального мікроаналізу проведено дослідження елементного складу структурних складових електроосаджених сплавів Fe-Zn на сталевому субстраті, отриманих з сульфатного електроліту з різними співвідношеннями концентрацій цинку та заліза (від 1:80 до 40:80). Визначено середній вміст елементів в α-фазі та η-фазі, що формуються в електроосаджених покриттях при співвідношенні концентрацій 1:80 та 40:80 відповідно. У складі матриці Fe-Zn покриттів, електроосаджених з електроліту із співвідношенням концентрацій від 5:80 до 20:80, переважає η-фаза. У рельєфних утвореннях, електроосаджених з електроліту із співвідношенням концентрацій 5:80 та 10:80, присутні фази Fe_3Zn_{10} та $Fe_{75}Zn_{25}$, а концентрація заліза збільшується від підніжжя до вершини утворень, вказуючи на збільшення частки фази $Fe_{75}Zn_{25}$.

Методом энергодисперсионного рентгеноспектрального микроанализа проведено исследование элементного состава структурных составляющих электроосажденных сплавов Fe-Zn на стальном субстрате, полученных из сульфатного электролита с различными соотношениями концентраций цинка и железа (от 1:80 до 40:80). Определено среднее содержание элементов в α-фазе и η-фазе, формирующихся в электроосажденных покрытиях при соотношении концентраций 1:80 и 40:80 соответственно. В составе матрицы Fe-Zn покрытий, электроосажденных из электролита с соотношением концентраций от 5:80 до 20:80, преобладает η-фаза. В рельефных образованиях, электроосажденных из электролита с соотношением концентраций 5:80 и 10:80, присутствуют фазы Fe_3Zn_{10} и $Fe_{75}Zn_{25}$, а концентрация железа увеличивается от подножия к вершине образований, свидетельствуя об увеличении доли фазы $Fe_{75}Zn_{25}$.

Introduction. Electrodeposited Fe-Zn alloys have been used as effective corrosion-resistant coatings [1, 2] as well as sublayers for further application of polymer, composite and other types of coatings on metal items [3], which provide significant increase in strength of adhesion joint [4, 5].As it is known, operational and technological properties of electrodeposited coatings are determined by their structure and phase composition, which often differ from the equilibrium ones and largely depend on the electrolyte composition and the conditions of electrolysis.Experimental studies of Fe-Zn alloys coatings electrodeposited from the sulfate electrolyte were accomplished in the works [5-9]. In particular, X-ray phase analysis performed in [9] indicated the presence of the following phases in the electrodeposited Fe-Zn alloys on steel substrate: Fe75Zn25, Fe3Zn10, iron-based (α-phase) and zinc-based (η-phase) solid solutions, the ratio of which in the coatings varies with the increase of zinc concentration in the sulfate electrolyte. The obtained results were subsequently complemented by the data of scanning electron microscopy [5] revealing the existence of specific relief formations on the surface of the coatings in a certain range of zinc concentrations in the electrolyte. The found formations are specific arrangements of small crystals up to 1 μm in size, creating the distinctive
irregular surface microrelief against a background of a relatively smooth fine matrix. Previously such formations were associated with the presence of Fe75Zn25 phase in the alloy composition, as its maximum quantity corresponds to the most pronounced relief formations in the coatings structure, which is observed at the deposition from the electrolyte with the ratio of zinc to iron concentrations being 5:80 [5].Since the structure of Fe-Zn alloys is multiphase, for more complete understanding of structure formation during their electrodeposition the investigation of elemental composition of their structural components is of further interest, which necessitates the application of X-ray spectroscopy microanalysis.Thus, the aim of this research, which is a logical continuation of the previous works [3, 5, 9], was the determination of elemental composition of structural components of electrodeposited Fe-Zn alloys obtained from the sulfate electrolyte with different ratios of zinc to iron concentrations in the electrolyte.

Materials and methods. Electrodeposited 15 μm thick Fe-Zn coatings was obtained from the sulfate electrolyte (pH = 2-3), containing FeSO4·7H2O – 400 g/l, Al2(SO4)3·18H2O – 100 g/l and also ZnSO4·7H2O, the concentration of which was varied to obtain the ratio of zinc to iron concentrations being in the range from 1:80 to 40:80 (wt.). Electrolysis was performed using an iron anode at the cathode

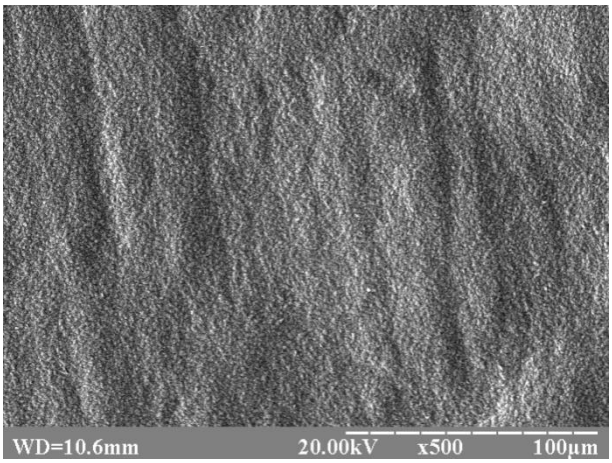
*Kolesnyk Ievgen , associate professor of Ukrainian State University of Chemical Technology , Candidate of Technical Sciences (Ph.D);

Glotka Oleksandr , associate professor of Zaporizhzhya National Technical University, Candidate of Technical Sciences (Ph.D);
Reviewer Chernyatevich Anatoliy , Head of Department of IChM NASU, Doctor of Technical Sciences, professor.

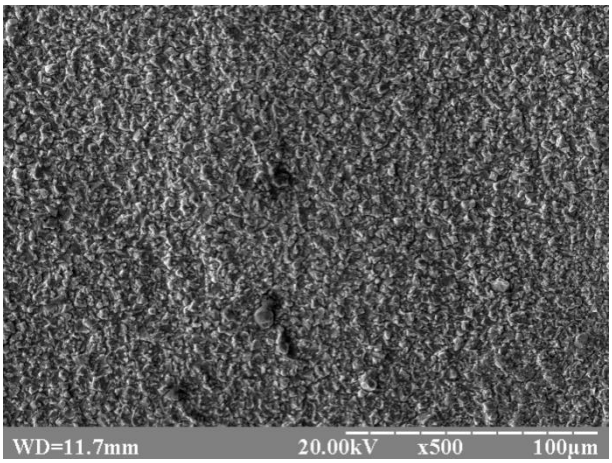
current density of 10 A/dm2 and the electrolyte temperature of 55-57°C. Low carbon 0.5 mm thick 08kp steel sheet was used as a substrate.

Surface morphology of the samples and elemental composition of structural components were investigated at accelerating voltage of 20 kV in a scanning electron microscope SEM-106I equipped with a system of energy dispersive X-ray spectroscopy microanalysis.

Results and discussion. As it was previously shown, the structure of Fe-Zn alloys electrodeposited from the electrolytes with the ratio of zinc to iron concentrations of 1:80 and 40:80 is single phase – the α-phase and the η-phase respectively [9]. Scanning electron microscopy indicated that surface morphology of these alloys (Fig. 1) is homogeneous and is represented by compact arrangements of crystals forming a relatively smooth surface relief.



a (x500)



b (x500)

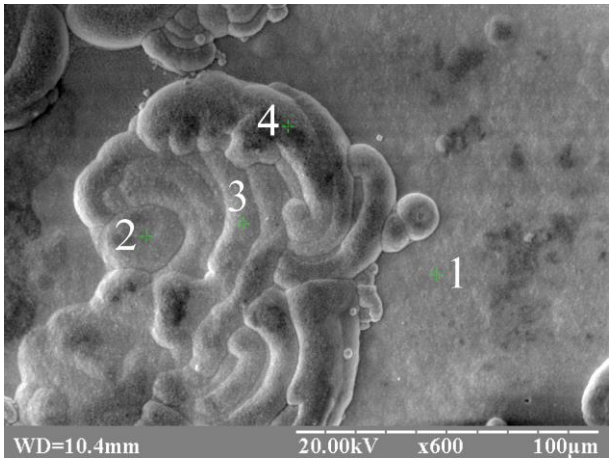
Figure 1 – Surface morphology of Fe-Zn alloys electrodeposited from the electrolytes with Zn:Fe concentrations ratio (wt.): a – 1:80; b – 40:80

The much larger crystals are typical for the η-phase in comparison with the α-phase due to the well-known feature of zinc to form coarse-crystalline deposits. X-ray microanalysis determined that the average zinc content in the α-phase is 9.9% (wt.) (with the content variation on the coatings surface being in the range of 8.4-11.2%) and the average iron content in the η-phase is about 0.2% (with the variation being in the range of 0.2-0.3%, but in some larger crystals the iron content can reaches 3.3%).

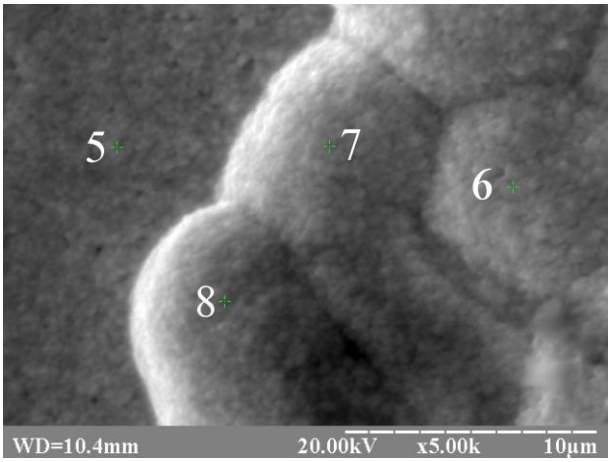
As in Fe-Zn alloys electrodeposited from the electrolytes with the ratio of zinc to iron concentrations being from 5:80 to 20:80 the existence of specific relief formations is observed [5], it was of interest to determine elemental composition separately – both in the formations and in the matrix itself. At the images of surface microstructures (Fig. 2) the positions of the microanalyzer probe are indicated, and at the Table 1 the respective values of the iron content in the coatings are presented.

Table 1 – Iron content in electrodeposited Fe-Zn alloys, % (wt.)

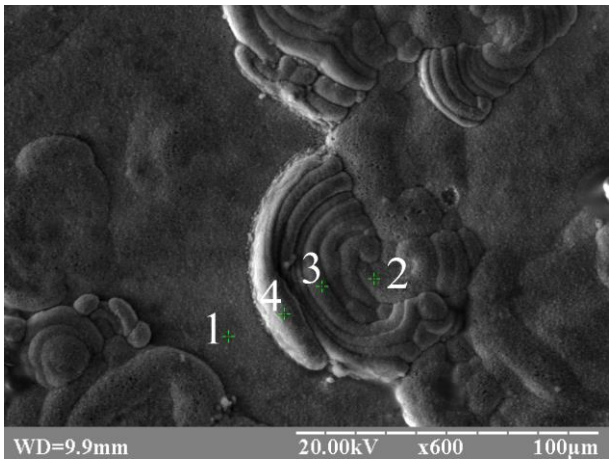
Serial number of the microanalyzer probe position (corresponding to Fig. 2)	Zn:Fe concentrations ratio in the electrolyte (wt.)		
	5:80	10:80	20:80
1	10.0	6.3	5.1
2	15.9	7.1	5.7
3	20.9	11.7	5.5
4	40.8	68.4	5.7
5	15.3	5.6	6.8
6	17.5	21.8	6.7
7	47.1	34.2	6.9
8	62.6	60.6	7.6
Average content on the surface	18.0	9.7	7.1



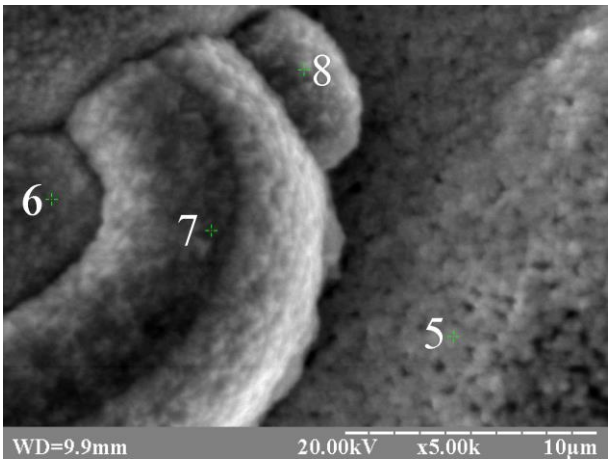
c (x600)



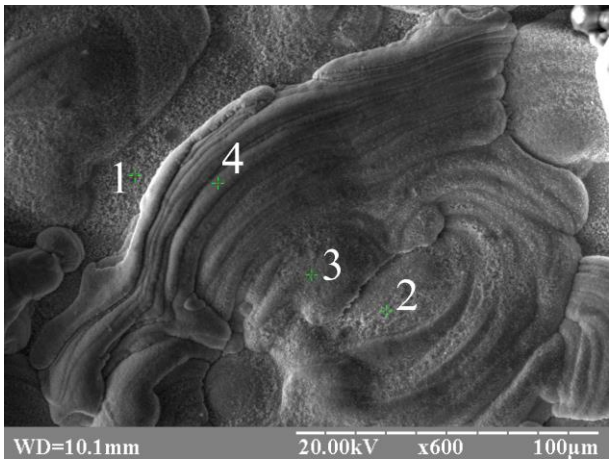
c (x5000)



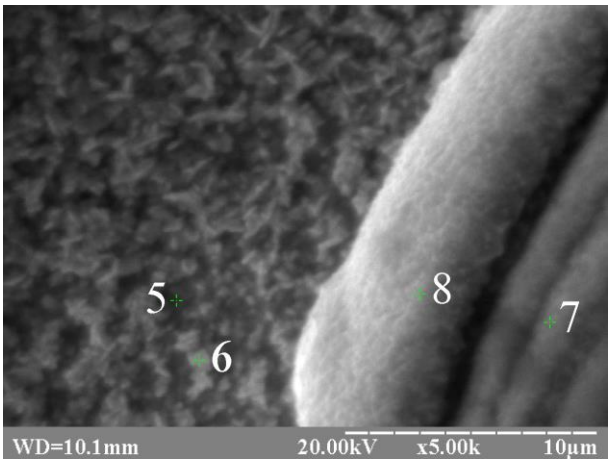
b (x600)



b (x5000)



a (x600)



a (x5000)

Figure 2 – Surface morphology of Fe-Zn alloys electrodeposited from the electrolytes with Zn:Fe concentrations ratio (wt.): a – 5:80; b – 10:80; c – 20:80 (1-8 – serial numbers of the microanalyzer probe positions)

Microanalysis of the samples obtained from the electrolytes with the ratio of zinc to iron concentrations of 5:80 and 10:80 indicated significant differences in elemental composition of the matrix and the relief formations. The data of Table 1 show that the iron content in the matrix is relatively low (10.0-17.5% – for the 5:80 electrolyte and 5.6-7.1% for the 10:80 electrolyte), whereas the iron content increases gradually from the bottom to the top of the relief formations achieving more than 60%. Comparing the obtained data with the results of phase analysis of the coatings [9], it can be concluded that the structure of the relief formations mostly comprises the Fe75Zn25 and Fe3Zn10 phases (the iron content (wt.) in which is 72.1% and 20.5% respectively), and the fraction of the Fe75Zn25 phases increases from

the bottom to the top of the formations with a gradual decrease of the fraction of the Fe3Zn10 phase.. Obviously, the η-phase dominates in the matrix, but presence of the Fe3Zn10 crystals is also possible. It can be assumed, that the α-phase also makes a contribution into the growth of the iron content on the top of the relief formations, the amount of which in the phase composition is small, although its presence in the matrix is possible as well. The accomplished investigations indicate no structural components with exact elemental composition of any of the previously detected phases. It is obvious, that the structure of both the matrix and the relief formations is a combination of two or more phases. And the used method of energy-dispersive X-ray spectroscopy can not reliably determine elemental composition of the individual crystals found in this type of structure with regard to their extremely small size (less than 1 μm).

Elemental composition of the coatings obtained from the electrolyte with the concentrations ratio of 20:80 is sufficiently homogeneous despite the presence of the relief formations (although, they are less pronounced in comparison with the ones obtained from the electrolytes of other concentration ratios). Nevertheless, the common for the all samples pattern of the increased iron content in the relief formations in comparison to the matrix is also typical for these coatings. For example, in one of the relief formations the iron content varies from 5.1 (matrix) to 5.7% (top of the formation), and for another one – from 7.6 to 6.8% (Fig. 2, c). Obviously, in this case the η-phase predominates both in the structure of the matrix and the relief formations. The difference between the values of the iron content for the formations indicates some composition heterogeneity on the surface of the coatings.

Conclusions. By the method of energy dispersive X-ray spectroscopy microanalysis the investigations of elemental composition of structural components of electrodeposited Fe-Zn alloys on steel substrate were accomplished.The average zinc content in the α-phase formed in the electrodeposited Fe-Zn coatings at the ratio of zinc to iron concentrations in the electrolyte of 1:80 is 9.9% (wt.), and the average iron content in the η-phase deposited from the electrolyte with the concentrations ratio of 40:80 is 0.2%.In the matrix of Fe-Zn coatings electrodeposited from the electrolyte with the concentration ratios of 5:80 and 10:80 the η-phase with the average iron content of 14.7 and 6.3% respectively predominates, and in the relief formations the Fe3Zn10 and Fe75Zn25 phases are present, where the iron content increases from the bottom to the top of the formations and at the upper levels is higher than 60%, indicating the increase of the Fe75Zn25 phase fraction. The iron content in less pronounced relief formations formed at the concentrations ratio of 20:80 is slightly higher than in the matrix.Further interest is the investigations of elemental composition of the individual crystals in the matrix and in the relief formations of electrodeposited Fe-Zn alloys using high resolution spectroscopy methods.

References

1. Yang Z.N., Zhang Z., Zhang J.Q. Electrodeposition of decorative and protective Zn–Fe coating onto low-carbon steel substrate // Surface and Coatings Technology. – 2006. – Vol. 200, № 16-17. – P. 4810-4815.
2. Panagopoulos C.N., Agathocleous P.E., Papachristos V.D., Michaelides A. Sliding wear behaviour of zinc–iron alloy electrodeposits // Surface and Coatings Technology. – 2000. – Vol. 123, № 1. – P. 62-71.
3. Patent UA80586U. Sposib pidhotovky poverkhni metalevykh vyrobiv pered nanesenniam pokryttiv / Ie.V. Kolesnyk (UA); applicant „Ukrainian State University of Chemical Technology". – № 201212122; priority 22.10.12; published 10.06.13, Bull. № 11. – 2 p.
4. Sytar V.I, Klymenko A.V., Kolesnyk Ie.V. Adheziia fenilonovyhh pokryttiv do metalevykh materialiv riznoii pryrody // Voprosy Khimii i Khimicheskoy Tekhnologii. – 2013. – № 2. – P. 37-41.
5. Kolesnyk Ie.V. Zakonomernosti strukturoobrazovaniya splavov Fe-Zn, elekrtroosazhdennyh iz sulfatnogo elektrolita // Elektronnaya Obrabotka Materialov. – 2015. – № 3.
6. Chang J-Ch., Wei H.-H. Electrochemical and Mossbauer Studies of the Corrosion behavior of electrodeposited Fe-Zn alloys on steel // Corrosion Science. – 1990. – Vol. 30, № 8-9. – P. 831-837.
7. Ghafari M., Saito M., Hirose Y. and Nakamura Y. Investigation of Zn-Fe alloy coating / Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. – 1993. – Vol. B76, № 1-4. – P. 306-307.
8. Panagopoulos C.N., Georgiou E.P., Agathocleous P.E., Giannakopoulos K.I. Mechanical behaviour of Zn–Fe alloy coated mild steel // Materials and Design. – 2009. – Vol. 30, № 10. – P. 4267-4272.
9. Kolesnyk Ie.V. Phase composition of electrodeposited Fe-Zn alloys // Metallofizika i Noveishie Tekhnologii. – 2015. – № 2. – P. 231-238.
10. Kolesnyk Ie.V. Izmeneniye sovershenstva kristallograficheskoy tekstury po tolshchine elekt-?oosazhdennykh zheleznyhh pokrytiy // Metallofizika i Noveishie Tekhnologii. – 2011. – Special issue. – P. 401-406.

Received 01.10.2014

УДК 530.16:04

В.В.Малий, О.І.Мазуркевич, А.О.Журавель, С.В.Антоненко, М.С.Завгородній, М.М. Штанков, Ю.П. Мягков, Г.М. Завгородняя*

Модель управління технологічною зрілістю на підприємстві

У роботі запропоновано модифіковану модель опису процесів переходу підприємства з нижнього до верхнього щаблю технологічної зрілості. Використовуючи цю модель отримуються відповідь на питання про готовність підприємства до змін та вирішення завдань, які стоять перед підприємством, щоб втілити необхідні зміни

В работе предложена модифицированная модель описания процессов перехода организации от нижнего к верхнему уровню технологической зрелости. Использование этой модели позволяет получить ответы на вопросы о готовности организации к изменениям и решению задач, которые стоят перед организацией для реализации необходимых изменений.

The researching the company development projects model is the transition from a lower level of maturity to a higher level, which provides continuous process of the improvement of the project management system. It will become possible to answer about readiness of organization for changes and meeting the challenges facing the organization to make the necessary changes and problems to be solved.

Постановка проблеми в загальному вигляді та зв'язок проблеми з науковими й практичними завданнями Державна політика у інноваційній сфері формується як складова частини соціально-економічної політики держави в цілому і спрямовується на раціональне використання промислового та науково-технічного потенціалу, матеріально-технічних і фінансових ресурсів для створення сучасної інноваційної інфраструктури в інтересах вирішення комплексу поточних та перспективних завдань розвитку України як незалежної демократичної держави з ринковою економікою [1]. Незаперечність використання інновацій як основу досягнення конкурентної переваги підприємства не потребує доказів. У фундаментальних працях Портера прямо висловлено: «Кожне успішне підприємство реалізує та застосовує власну стратегію. Однак, характер та еволюція усіх успішних підприємств виявляються у своїй основі однаковими. Підприємство досягає конкурентної переваги завдяки інноваціям. Вони підходять до нововведень у самому широкому сенсі, використовуючи, як новітні технології, так й нові методи праці… Після того, як підприємство досягає конкурентної переваги завдяки нововведенням, воно може утримувати її лише за допомогою постійних покращень. Конкуренти відразу й обов'язково обійдуть будь-яке підприємство, яке зупинить вдосконалення та впровадження інновацій». У зв'язку з цим різко зростає значення інноваційного бізнесу, як основного виду діяльності підприємств.

Використання проектного підходу до управління процесами розвитку підприємства протягом останніх років добре зарекомендувало себе як інструмент підвищення ефективності функціонування інноваційних підприємств. Однак в даний час механізм концептуального управління проектами інноваційного розвитку в умовах української економіки є недостатньо розробленим.

Аналіз останніх досліджень і публікацій, в яких започатковано розв´язання даної проблеми і на які спирається автор.

Використання управління проектами свідчить про те, що на підприємстві досягнуто значного рівня зрілості процесів управління. Для того, щоб змінити цій рівень та визначити напрямки подальшого розвитку, можуть бути задіяні різні засоби. Одним з найпопулярніших засобів є використання моделей зрілості.Модель зрілості системи управління проектами - це набір параметрів, які відповідають певній стадії розвитку системи управління проектами на підприємстві. Кожне підприємство проходить крізь певні стадії, які відрізняються різними індикаторами - місія, стратегія, продукція, технологія, рівень компетентності персоналу і багато інших. Використовування моделі зрілості дозволяє підприємству оцінити методи і процеси згідно до кращіх практик управління, на відміну від набору зовнішніх еталонних тестів. [1] На сьогодні існує більш ніж 20 різних моделей зрілості, які використовуються в світовій практиці управління проектами. Найзнаменитішими з них є наступні.

1. Технологічна модель зрілості Kerzner's.
2. Модель Зрілості за Проектом Берклі Управління (5-рівнева (PM2) Модель).
3. Організаційна Модель Зрілості за Проектом Управління (OPM3).
4. Модель Зрілості для Програмного Забезпечення (SW CMM).

*Малий Валентин Васильович, професор НМетАУ, к.т.н.;
Мазуркевич Олександра Ігоревна, асистент НМетАУ;
Журавель Андрій Олександрович,аспірант НМетАУ;
Антоненко Сергій Валентинович, доцент НМетАУ;
Завгородній Максим Сергійович, генеральний директор ДЗМК,;
Штанков Михаіл Миколайович, аспірант НМетАУ;
Мягков Юрій Петрович, пошукач НМетАУ;
Завгородняя Ганна Миколаївна, пошукач НМетАУ.
Рецензент Хричіков Валерій Євгенович, зав. каф. НМетАУ, д.т.н., професор.

Технологічна модель зрілості Kerzner's зосереджується на ступеню розвитку системи управління проектами. Інструмент Оцінки Зрілості Kerzner's PM діагностує климат управління проектами на підприємстві. Вона ідентифікує стратегічні сильні і слабкі сторони, а потім створює план дій для поліпшення « здоров'я» системи PM. [2]

Рівні зрілості наступні.

1. Спільна мова.
2. Загальний процес.
3. Єдина методологія.
4. Використання найкращого досвіду.
5. Безперервне поліпшення.

Модель Зрілості Берклі це 5-рівнева модель (PM)2, що показує еволюцію підприємства від функціонально-керованого до керованого за допомогою проектів. Модель зрілості (PM) 2 визначає місцеположення підприємства відносно до рівня застосування проектного менеджменту на підприємстві., відносно до інших підприємств. Кожний рівень зрілості складається з головних характеристик, коефіцієнтів та процесів управління проектами. Основна мета даної моделі – використання її у ролі орієнтиру для підприємств, що використовують практику та інструменти проектного менеджменту. Використання цієї моделі дозволяє проводити експертизу технологій реалізації проектного менеджменту на підприємстві, а також надати рекомендації, як найняти, мотивувати, і зберегти компетентний персонал. Її використання також може забезпечити й реалізувати процеси, які необхідні для переходу на наступний рівень зрілості [3].

Організаційна Модель Зрілості управління проектами або OPM3, розроблено Інститутом Проектного Менеджменту(PMI) - це всесвітньо визнаний стандарт для практичного оцінювання і розробки результатів проектів в портфельному, програмному й проектному менеджменті.

OPM3 забезпечує розуміння методології управління проектами на підприємстві,на рівні процесів та оцінювання здатності підприємств до подальшого розвитку. OPM3 допомата розробці «дорожньої мапи» розвитку підприємства, використовуючи яку компанія покращує свою продуктивність. [4]

Модель Зрілості реалізації Програмного Забезпечення - це методологія, яка використовується розвитку та покращення процесу організації розробки програмного забезпечення. Необхідно сказати, що CMM займає дуже важливе місце з того час як її було створено, й вона впроваджена у різні галузі господарства, а не лише у галузі IT-технологій. На сьогодні CMM могла би вважатися попередником інших моделей зрілості. Вона також описує п'яти-рівневий еволюційний шлях зрілості підприємства [5].

Виділення раніше невирішених частин проблеми.

На стадії переходу від одного рівня зрілості організації до наступного часто проявляється ситуація, коли власник бізнесу та заряджений енергією персонал підприємства на ранніх етапах розвитку дистанціюється від ведення справ на підприємстві. Для ефективного управління впровадженням змін на підприємстві необхідно враховувати як фактори, що позитивно впливають на ефективність реалізації проектів, що спрямовані на підвищення рівня технологічної зрілості підприємства, так і на чинники, що перешкоджають їх функціонуванню (опори змінам).

Формулювання мети дослідження.

Метою статті є створення інструменту що дозволить проаналізувати процеси з якими R.стикається підприємство при переході з нижнього до верхнього щаблю технологічної зрілості. А також системно описує внутрішні та зовнішнє середовище проекту, а також процеси узгодження цілей, цінностей, стратегій та ресурсів організації.

Виклад основного матеріалу дослідження.

Вирішення завдання формування узгодженої програми інноваційного розвитку підприємства припускає реалізацію суперечливих цілей у межах існуючих ресурсних обмежень. У цьому випадку для прийняття рішення необхідно використовувати механізм оцінки досягнення цілей. Тому будемо розглядати підприємство як складну організаційну систему, стан якої можна оцінити за рядом факторів або критеріїв. Для дослідження проектів розвитку підприємства авторами модифіковано модель [1,7,8], яка виглядає наступним чином:

$$I = U / R; \quad (1)$$

$$R = f_r\left(R_b, V, F, E\right), \quad (2)$$

де I - інтенсивність (інтегрований потік ресурсів) виконання проекту; U - організаційний потенціал підприємства з управління проектами ; R - загальний рівень опору змінам, які реалізує проект (аналог електричного опору); R_b - базовий опір змінам на підприємстві (рівень технологічної зрілості підприємства); V - характеристики невизначеності бачення майбутнього; F - невизначеність першого кроку; E - негативний вплив оточення проекту на його успішність.

$$E = \left\langle E^b / E^0 \right\rangle, \quad (3)$$

де E^b - негативний вплив внутрішнього оточення проекту; E^0 - негативний вплив зовнішнього оточення проекту.

При цьому рушійні сили обчислюються за формулою:

$$U = \sum \left(a_j \square u_j \right) / J \text{ , } j = 1, J \text{ ,} \quad (4)$$

де a_j - вагові коефіцієнти рушійних сил; u_j - оцінки рушійних сил – (0, 1).

Оцінка загального опру визначається наступним чином:

$$R_b = \left(\sum \left(b_l \cdot r_l \right) / L + \sum \left(b_k \cdot r_k \right) / K \right) \text{ , } l = 1, L; k = \overline{1, K} \text{ ,} \quad (5)$$

де b_l - вагові коефіцієнти внутрішніх опорів; r_l - оцінки внутрішніх опорів – (0,1) ; b_k -вагові коефіцієнти зовнішніх опорів; r_k - оцінки зовнішніх опорів – (0,1).

Залежність невизначеності бачення майбутнього формується наступним чином:

$$V = g_1 / \log (t \cdot g_2) \text{ ,} \quad (6)$$

де g_1 - ваговий коефіцієнт опору характеристики невизначеності бачення майбутнього; g_2 - коефіцієнт темпу уточнення бачення; t - час реалізації проекту.

Залежність невизначеності першого кроку має наступний вигляд:

$$F = n_1 / \log (t \cdot n_2) \text{ , } (7)$$

де n_1 - ваговий коефіцієнт опору невизначеності першого кроку; n_2 - коефіцієнт темпу уточнення першого кроку; t - час реалізації проекту.

З наведеної моделі розвитку проекту з урахуванням інтенсивності виконання проекту та його успішного завершення можливо визначити сумарний рівень опору змінам, який може бути як високим та і малим, оскільки персонал проекту може влаштовувати стабільність положення підприємства. Урахування впливу оточення підприємства виду його бізнесу, розміру, культури проектного управління, яка вже сформована, рівень технологічної зрілості R_b , характеристики невизначеності бачення майбутнього V , невизначеність першого кроку F та негативний вплив оточення на успіх проекту можуть дати відповідь на питання про «загальний рівень опору змінам».

Висновки.

У роботі запропоновано модифіковану модель опису процесів переходу підприємства з нижнього до верхнього щаблю технологічної зрілості. За основу взято модель проекту по аналогії з електричним ланцюгом, побудовану на наступній гіпотезі: коли сумарний рівень опору змінам, включаючи невизначеність образу майбутнього та першого кроку, негативний вплив оточення нижче за організаційний потенціал проектного управління на підприємстві, враховуючи виклики оточення, то проект може завершитися успішно та з визначеною ефективністю, а підприємство відповідно перейти на вищий щабель.

Також використовуючи цю модель можна отримати відповідь на питання про готовність підприємства до змін та вирішення завдань, які стоять перед підприємством, щоб втілити необхідні зміни.

Бібліографічний список

1. Innovative activities management of marine economy enterprises and organizations: Monograph. – Mykolayiv: Torubara O.S., 2013. – 448 p.
2. Bronius Neverauskas, Rasa Railaite «Formation approach for project management maturity measurement» // Economics and management 2013. 18 (2)
3. Kerzner, H. (2009) Project Management: a system approach to planning, scheduling and controlling. 10th ed. Hoboken: Wiley.
4. Young Hoon Kwak and C. William Ibbs «Project Management Process Maturity (PM)2 Model» // Journal of management in engineering / july 2002.
5. Steve Fahrenkrog, Claudia M. Baca, Lisa Marie Kruszewski, Paul R. Wesman, Organizational project management maturity model, PMI Global Congress Europe, 2003 // http://claudiambaca.com/docs/PMI-white-paper.html
6. Polkovnikov A. A. What is a project management maturity model? // http://www.executive.ru/knowledge/announcement/339973/
7. Bushuev S.D. Kreatevnwje technologii upravleniya proektami i programmami: monografiya/ S.D. Bushuev, N.S. Bushueva i dr. – K.: Sammit-knega, 2010. – 768 s.,
8. Bushueva N.S. Modele i metodwj proaktivnogo upravleniya programmami organizacwjionnogo razvitiya/ N.S. Bushueva/ - K.: Nauk. Svit, 2007. - 199 s.,

Стаття надійшла 01.12.2014

UDK 530.16:04

*V.Malyi ,A.Mazurkevich, A.Guravel, S.Antonenko, M.Zavgorodnyi, A.Zavgorolnyy, U.Miagkov, M.Shtankov**

Project management maturity model for compani

The researching the company development projects model is the transition from a lower level of maturity to a higher level, which provides continuous process of the improvement of the project management system. It will become possible to answer about readiness of organization for changes and meeting the challenges facing the organization to make the necessary changes and problems to be solved.

В работе предложена модифицированная модель описания процессов перехода организации от нижнего к верхнему уровню технологической зрелости. Использование этой модели позволяет получить ответы на вопросы о готовности организации к изменениям и решению задач, которые стоят перед организацией для реализации необходимых изменений.

У роботі запропоновано модифіковану модель опису процесів переходу підприємства з нижнього до верхнього щаблю технологічної зрілості. Використовуючи цю модель отримуються відповідь на питання про готовність підприємства до змін та вирішення завдань, які стоять перед підприємством, щоб втілити необхідні зміни

Statement of the problemin general formand connection of the problem with important scientific andpractical issues.

State policy in the sphere of innovations is formed as an integral part of social and economic policy of the state in general and is aimed technological capabilities, logistical and financial resources to create a modern innovation infrastructure in the interests of the complex of current and perspective tasks of development of Ukraine as independent democratic state with a market economy [1]. It goes without saying that innovations form a base for a company strategic competitiveness. In Porter's fundamental works he wrote: " Each successful company uses its own strategy. But evolution of all the successful companies is the same in its essence. A company achieves its competitive advantage by means of innovations. The innovations are everything newly created in the widest meaning of the world, beginning with modern technologies and ending techniques and devices… When a company gets preferences due to innovations, it can retain initiative just by means of constant improvements… competitors at once and obligatorily will leave any company behind, as soon as it stops innovations introduction and improvement". In this connection, innovation business gains greater and greater importance.

Usage of the project-based approach to the management of enterprise development in recent years has shown good results as a tool for enhancement of the efficiency of high-tech enterprises. However, at present the mechanisms of conceptual project management innovation development in the Ukrainian economy are not development enough.

The analysis ofrecent research and publicationsto whichthe authordraws Project manager application testifies that the enterprise reached a certain level of managerial processes maturity. To measure this level and to define directions of the further progress, various ways can be applied, One of popular is use of maturity models.

Maturity model of the project management system is a set of parameters that correspond to a certain stage of the development of the project management system. Every organization goes through certain stages, which are characterized by different indicators — the mission, strategy, products, technology, level of competence of personnel and many others. The use of a maturity model allows an organization to assess its methods and processes according to management best practice, against a clear set of external benchmarks. [2]

Today more than 20 different models of maturity are used in the world practice of project management. The most famous of them are:

Kerzner's technological maturity model;

Berkeley Project Management Maturity Model (5-Level (PM2) Model)

Organizational Project Management Maturity Model (OPM3);

Capability Maturity Model for Software (SW CMM)

Kerzner's technological maturity model focused on the degree of the development of the project management system. The Kerzner's PM Maturity Assessment Tool diagnoses the health of project management in organization. It identifies strategic strengths and weaknesses and then creates a prescriptive action plan for improving the health of the PM system [3]. Levels of maturity:Common language;Common process;Singular methodology; Benchmarking;Continuous improvementBerkeley PM Maturity Model.

*Malyi Valentyn, professor NMetAU; Mazurkevich Alexandra, assistant NMetAU;
Guravel Andru, postgraduate NmetAU; $ Antonenko Sergey, associlate professor NMetAU;
Zavgorodnyi Maksim, general manager of Dnepropetrovsky Plant of Metalware production
Zavgorolnyy Anna, postgraduate NMetAU;
Mijgkov Yuriy,postgraduate NMetAU; Sytankov Mihajl, postgraduate NMetAU.
Reviewer Khrichikov Valeriy , Head of Department of National Metallurgical Academy of Ukraine, Doctor of Technical Sciences (D. Sc)

The 5-Level (PM)2 Model evolves from a functionally-driven organization to a project-driven organization. Project management maturity (PM)2 model determines and positions an organization's relative project management level with other organizations. Each maturity level consists of major project management characteristics, factors, and processes.

The primary purpose of the 5-Level (PM)2 Model is to use it as a reference point or a yardstick for an organization applying PM practices and processes. This 5-Level (PM)2 Model suggests some application expertise and the organizations use this technology, or it might produce recommendations on how to hire, motivate, and retain competent people. It can also provide and guide necessary processes and requirements needed to achieve a higher PM Maturity level [4].

Organizational Project Management Maturity Model or OPM3, developed by Project Management Institute (PMI) is a globally recognized best-practice standard for assessing and developing capabilities in Portfolio Management, Program Management, and Project Management.OPM3 provides a method for organizations to understand their Organizational Project Management processes and measure their capabilities in preparation for improvement. OPM3 then helps organizations to develop the roadmap that the company will follow to improve performance. [5]

Capability Maturity Model for Software is a methodology used to develop and refine an organization's software development process. It is necessary to say, that CMM model takes a very important place since this model was designed and spreaded across various industries. Today CMM could be considered as a predecessor of other existing PMM models. The model describes a five-level evolutionary path to the more mature processes[5].

Selectionof undecidedparts of the generalproblem, to whichthis article is devoted.

Innovation practice of global firms analysis has completely confirmed offers on displacement of technological management in area of management with evolution by scientific development and knowledge, protection of the accumulated knowledge, forecasting of its progress and monitoring of competitors knowledge.

At the stage of organization maturity a situation is often seen when a business owner and organization staff charged with energy in the early stages of development alienate from organization business. For effective management execution resistance to changes by company both factors that positively affect for rise level of technological maturity, and factors that impede their functioning (restraint to change) must be taken into account.

Formulation ofaims of the article(problem definition)

To selectthe requirements to the instrumentforthe project models that systematically describe the internal and external environment project and goals, values, strategies and company resources approval processes. The model will be the transition from a lower level of maturity (a general awareness of project management) to a higher level, which provides continuous process of the improvement of the project management system.

The presentationof the basic research material

Elaboration of development innovation programs for project-oriented enterprises is a complicated task. In such a case it is necessary to apply an aim accessibility modeling. Let's consider an enterprise as a complicated system which can be estimated according to a number of factors and criteria.

For researching the company development projects the authors modified a model [1,7,8], which is as follows:

$$I = U / R; \quad (1)$$

$$R = f_r\left(R_b, V, F, E\right), \quad (2)$$

where I - intensity (integrated flow of resources) of project execution; U - organizational potential of project management; R - overall level of resistance to changes to be conducted by project (similar to electrical resistance); R_b - basic resistance to changeling the organization (level of technological maturity); V - characteristics of future vision uncertainty; F - uncertainty of fist step; E - negative impact of the environment on project success.

$$E = \left\langle E^b / E^0 \right\rangle, \quad (3)$$

where E^b - negative impact of internal environment by project; E^0 - negative impact of external environment by project.

Thus the driving forces are calculated as follows:

$$U = \sum\left(a_j \square u_j\right) / J, \; j = 1, J, \quad (4)$$

where a_j - weighting factors of driving forces; u_j - evaluations of driving forces – (0, 1).

Assessment of overall resistance is calculated as follows:

$$R_b = \left(\sum\left(b_l \cdot r_l\right) / L + \sum\left(b_k \cdot r_k\right) / K\right), \; l = 1, L; k = \overline{1, K}, \quad (5)$$

where b_l - weighting factors of internal resistances; r_l - evaluations of internal resistances – (0,1) ; b_k - weighting factors of external resistances; r_k - evaluations of external resistances – (0,1).

Ratio of vision uncertainty is formulated as follows:

$$V = g_1 / \log(t \cdot g_2), \quad (6)$$

where g_1 - weight coefficient of resistance characteristics of future vision uncertainty; g_2 - coefficient of vision clarification rate; t - time of project execution.

Ratio of fist step uncertainty is as follows:

$$F = n_1 / \log(t \cdot n_2), \quad (7)$$

where n_1 - weight coefficient of resistance uncertainty of first step; n_2 - coefficient of first step clarification rate; t - time of project execution.

The overall level of resistance, which can be both too high or too small, because staff can be determined on the basis of the basic model of project development taking into account the intensity of project execution and its successful completion. Accounting of influence of company environment, its business type, its size, formed project management culture, level of technological maturity R_b, characteristics of vision uncertainty V, uncertainty of fest step F and negative impact of the environment on project success will help to answer questions about “general level of resistance to changes”.

Prospects forfurther research inthis area.

The researching the company development projects model is the transition from a lower level of maturity (a general awareness of project management) to a higher level, which provides continuous process of the improvement of the project management system. And this model is the basis for management for “deviation”, creates a project model in analogy with electric circuit and is based on the following hypothesis: when the overall level of resistance to changes, including an uncertainty of future image and first step, negative impact of the environments below the organizational potential of project management, including environment challenges, the project can be realized with specified intensity and completed successfully. It will become possible to answer about readiness of organization for changes and meeting the challenges facing the organization to make the necessary changes and problems to be solved.

References

1. Innovative activities management of marine economy enterprises and organizations: Monograph. – Mykolayiv: Torubara O.S., 2013. – 448 p.
2. Bronius Neverauskas, Rasa Railaite «Formation approach for project management maturity measurement» // Economics and management 2013. 18 (2)
3. Kerzner, H. (2009) Project Management: a system approach to planning, scheduling and controlling. 10th ed. Hoboken: Wiley.
4. Young Hoon Kwak and C. William Ibbs «Project Management Process Maturity (PM)2 Model» // Journal of management in engineering / july 2002.
5. Steve Fahrenkrog, Claudia M. Baca, Lisa Marie Kruszewski, Paul R. Wesman, Organizational project management maturity model, PMI Global Congress Europe, 2003 // http://claudiambaca.com/docs/PMI-white-paper.html
6. Polkovnikov A. A. What is a project management maturity model? // http://www.e-xecutive.ru/knowledge/announcement/339973/
7. Bushuev S.D. Kreatevnwje technologii upravleniya proektami i programmami: monografiya/ S.D. Bushuev, N.S. Bushueva i dr. – K.: Sammit-knega, 2010. – 768 s.,
8. Bushueva N.S. Modele i metodwj proaktivnogo upravleniya programmami organizacwjionnogo razvitiya/ N.S. Bushueva/ - K.: Nauk. Svit, 2007. - 199 s.,

Received 01.12.2014

УДК 669.714.004.8

В.М.Косенко, В.П. Иващенко, І.Ф. Червоний*

Основні способи і перспективи отримання наноматеріалів в металургії

Приведені основні методи отримання об'ємних наноструктурних матеріалів, які є основою для розвитку технологій, пов'язаних з вдосконаленням структури і властивостей НК матеріалів. Серед них методи порошкової металургії, плазмохімічний метод, і хімічний синтез, а також ультрадіспергування порошків. Дана класифікація металевих наноматеріалів по хімічному складу, формі кристалітів і розташуванню меж розділу.

The main methods of obtaining bulk nanostructured materials, which are the basis for the development of technologies related to the improvement of the structure and properties of materials NC. Among them, methods of powder metallurgy, plasma chemical method and chemical synthesis, and ultradispergirovanie powders. The classification of metallic nanomaterials in chemical composition, shape and location of the crystallite boundaries

Приведены основные методы получения объемных наноструктурный материалов, являющихся основой для развития технологий связанных с усовершенствованием структуры и свойств НК материалов. Среди них методы порошковой металлургии, плазмохимический метод и химический синтез, а также ультрадиспергирование порошков. Дана классификация металлических наноматериалов по химическому составу, форме кристаллитов и расположению границ раздела.

Вступ. 90-і роки XX століття характеризувалися значним зростанням числа досліджень, присвячених технологіям хімічного синтезу наночасток, що мають розміри до 100 нм. Завдяки специфічним особливостям, таким як внутрішня напруга, квантові ефекти, високий рівень надмірної вільної енергії, наночастки знаходять все більш широке практичне застосування в металургії, електроніці, біологічній, хімічній і фармацевтичній промисловості.

В даний час в світі спостерігається величезний інтерес до субмікрокрісталічним (СМК) і нанокристалічних (НК) матеріалів. Цей інтерес обумовлений тим фактом, що подрібнення структури матеріалу дозволяє вирішити важливу проблему матеріалознавства отримання матеріалів з однорідною мікроструктурою і прогнозованими на цій основі фізико-механічними і експлуатаційними властивостями.

Вперше термін "нанокристалічні матеріали" був введений Г. Глейтером [1]. Головний акцент зроблений на вирішальній ролі численних поверхонь розділу в наноматеріалах як базі для істотної зміни властивостей твердих тіл. По оцінках, приведених в [2, 3], частка поверхонь розділу в загальному об'ємі матеріалу повинна складати приблизно 50 % і більш. Розмір зерен в СМК і НК матеріалах лежить в межах 10…100 міжатомних відстаней. Згідно визначенню, даному авторами [3], для СМК і НК зерноподібной структури середня відстань між межами зерен повинна бути менше, ніж 1000 нм на всіх напрямках. Таким чином, із-за великої протяжності меж, а також із-за істотних особливостей будови СМК- і НК-матеріали є і своєрідний полікристал, що складається з двох фаз: зерновій і зерно граничній. При цьому зерно гранична фаза включає не тільки межу, але і деяку прикордонну відносно її зону [4]. Чим більше протяжність меж і менш нерівноважний їх стан, тим більший вплив робить зерно гранична фаза на властивості дрібнозернистого матеріалу в цілому.

Металеві наноматеріали можна класифікувати по хімічному складу, формі кристалітів і розташуванню меж розділу. По цих параметрах вони діляться на шаруваті, волокнисті і рівно вісні, для яких відповідно товщина шаруючи, діаметр волокна або зерна зазвичай менше 100 нм.

Викладення основного матеріалу досліджень.До теперішнього часу розроблена велика кількість методів отримання об'ємних наноструктурних матеріалів. Серед них методи порошкової металургії, зокрема, консолідації ультра дисперсних порошків, отриманих газовою конденсацією в атмосфері інертного газу [5, 6] або плазмохімічним методом [6], аерозольним [7] і хімічним синтезом[8], а також подрібненням порошків в кульовому млині [9, 10]. Дані методи з'явилися основою для розвитку технологій, пов'язаних з вдосконаленням структури і властивостей НК матеріалів. Разом з тим, до цих пір існують проблеми в розвитку даних методів, пов'язані із збереженням залишкової пористості при компактуванні, із забрудненням зразків при підготовці порошків або їх консолідації, а також з практичним використанням цих матеріалів.

Пластична деформація є ефективним засобом формування структури металів. В процесі деформації усередині матеріалу йдуть необоротні зміни його кристалічної будови: підвищується щільність дислокацій, зростає концентрація точкових дефектів і дефектів упаковки, можливе утворення комірчастої структури. В сукупності ці зміни ведуть до утворення певної структури

*Косенко Вікторія Миколаївна, доцент ЗГІА, к.т.н.;
Иващенко Валерий Петрович, перший проректор НМетАУ, д.т.н., професор;
Червоний Іван Федорович, зав.каф.ЗГІА, д.т.н., професор.
Рецензент Хричіков Валерій Євгенович, зав. каф.НМетАУ, д.т.н., професор.

дислокації, що характеризується типом, щільністю і просторовим розподілом недосконалості кристалічної будови [11].

У даній статті узагальнюються основні нанотехнології, вживані в металургії для отримання СМК і НК матеріалів. Одним з перспективних напрямів в нанометалургії є газофазний синтез нанорозмірних частинок. Порівняльний аналіз технологій хімічного синтезу нанопорошкових матеріалів показує, що в даний час технологія метод хімічної конденсації пари є одній з найбільш багатообіцяючих, оскільки дозволяє отримувати наночастки практично будь-якого хімічного складу в широкому діапазоні варіювання розмірів і концентрації легуючих елементів, зробити процес їх виробництва безперервним з можливістю його застосування в промислових масштабах, а також екологічно чистим і маловідходним.

Початковим продуктом для отримання наночасток методом хімічної конденсації пари є якесь, звичайна летюча, металоорганічна хімічна речовина, «прекурсор», який в рідкому або твердому стані подається в термостат, де випаровується при заданій достатньо низькій температурі. Пари прекурсори захоплюються потоком несучого газу і потрапляють в реактор, нагрітий до вищою, ніж термостат, температури. У реакторі відбувається піроліз пари прекурсору з утворенням пересиченої пари необхідного компоненту (наприклад, металу), подальшою конденсацією пересиченої пари з утворенням наночасток з цієї речовини. Наночастки у вигляді аерозолі потрапляють в робочу камеру з контрольованим тиском, де їх збирають за допомогою електростатичних пасток або з поверхні диска, що обертається, охолоджується рідким азотом, а так само просто з дна і стінок внутрішнього простору робочої камери.

Основними регульованими параметрами в процесі отримання нанопорошку даним методом є концентрація початкової металовмісного речовини в газовій фазі, час знаходження газової суміші в гарячій зоні реактора, температура розкладання, тип використовуваних газів. Дані параметри впливають на форму, середній розмір, фазовий і хімічний склад частинок отриманого нанопорошку.

Методи конденсації з газової фази широко використовуються не тільки для отримання нанопорошків, але і для отримання наноплівок, нанотрубок і інших порожнистих фігур різної форми.

До газофазного синтезу нанорозмірних частинок так само відносяться методи фізичної конденсації. Фізичні методи, найширше використовувані для отримання металевих наночасток, по суті є диспергійно-конденсаційний, оскільки першою стадією є диспергування металу до атомних розмірів (випаровування і створення певного пересичення), а потім конденсація. Так наприклад, метод молекулярних пучків застосовують для отримання різного роду покриттів завтовшки до 10 нм. Суть методу полягає в тому, що початковий матеріал поміщають в камеру з діафрагмою і нагрівають до високої температури у вакуумі. Частинки, що випарувалися, проходячи через діафрагму, утворюють молекулярний пучок. Інтенсивність пучка, а отже і швидкість конденсації частинок на підкладці, можна міняти, варіюючи температуру джерела і рівноважний тиск пари над випаровуваним матеріалом.

Аерозольний метод полягає у випаровуванні металу в розрідженій атмосфері інертного газу з подальшою конденсацією пари. Розмір частинок визначається умовами конденсації (способом випаровування, тиском інертного газу-розчинника) і може змінюватися від декількох до сотень нанометрів. Цим методом були отримані наночастки Fe, Co, Ni, Cu, Ag, Au, Al і ряду інших металів і їх з'єднань (оксидів, нітридів, сульфідів, хром вмисних сплавів) [20]. При сумісному випаровуванні металів, узятих у визначених стехіометрічних пропорціях, в атмосфері інертного газу з невеликим змістом кисню можна синтезувати складні оксиди і тверді розчини різного складу.

Методом термічного розкладання солей може бути отримані агломерована металева пороша, що має внутрішній розмір зерен менше 100 нм [22]. Цей метод складається з декількох стадій: 1) приготування розчину водорозчинних солей, що містять необхідні металеві компоненти зазвичай нітратів, карбонатів і т.д.; 2) спрейна сушка водного розчину гарячим повітрям, в результаті якої утворюється початковий порошок; 3) окислювальний відпал з метою розкладання солей, видалення летючих компонентів і отримання відповідних оксидів оксидний порошок може бути кінцевим продуктом, наприклад, при отриманні феритів або ВТСП кераміки; 4) відновлення або інша обробка оксидного порошку з метою отримання металевого або композиційного порошку необхідного фазового і хімічного складу. До достоїнств методу можна віднести відносну простоту, відсутність механічної дії на матеріал і внаслідок цього високу чистоту металу сплаву, гомогенний розподіл легуючих компонентів.

Отримання нанорозмірних порошків шляхом диспергування. Диспергування в даний час є одним з широко поширених способів отримання високодисперсних порошків, суспензій, емульсій, аерозолів [27]. При диспергуванні з атомно-молекулярної точки зору можна виділити три основні етапи деформації. Перший - розупорядкування решітки, поява нових структурних дефектів (вакансій, міжвузольних атомів, дислокацій). Другий етап - рухливість структури, обумовлена ослабленням внутрішньої напруги, що приводить до розмноження і руху

дислокацій, виникнення і зростання тріщин і тому подібне Нарешті, третій етап - це структурна релаксація, пов'язана з переміщенням або загибеллю дефектів, прагненням системи повернутися в рівноважний стан. Ці процеси, як правило, екзотермічні [27]. В цілому частинки набувають форми пластин товщиною 1…2 мкм, тобто розширення рентгенівських ліній в даному випадку викликане збільшенням областей когерентного розсіяння (ДКР) унаслідок фрагментації частинок. Проте, для крихких матеріалів можливе отримання частинок розміром менше 100 нм.

Метод механічного дроблення добре відпрацьований для отримання нанопорошків металів і сплавів. Подрібнення оксидних матеріалів також дозволяє отримати порошку з розміром частинок десятки-сотні нм. Для отримання дрібніших частинок цих речовин використовують інші методи. Для помелу використовуються кульові, вібраційні, планетарні і інші млини. При сумісному помелі порошків можливе утворення механічних сплавів (ефект механохімічного сплаву компонентів, що не змішуються в рівноважних умовах) [28]. Розмір частинок залежить від температури плавлення металу і часу помелу (від декількох годинників до декількох діб). Чим більше температура плавлення металу і більше час помелу, тим менший розмір частинок може бути досягнутий. Наприклад, за однакових умов помелу мінімальний розмір частинок алюмінію (Тпл=660 °С) склав 20 нм, а вольфраму (Тпл=3395 °С) - 6 нм. Особливо дрібні частинки виходять при помелі металевих порошків в середовищі рідкого азоту або аргону (кріопомел). Це пов'язано із збільшенням крихкості металів при пониженні температури. Нанопороша, отримана в середовищі рідкого азоту, покрита тонкою поверхневою оксидно-нітрідной плівкою, унаслідок чого вони володіють підвищеною стійкістю до спеканію і зберігають розмір частинок при нагріванні до 900…950 °С. Недоліком цього методу є забруднення порошку матеріаломмелюючих тіл, тривалість процесу і велика енергоємність.

Наночастки можна отримати шляхом ультразвукового подрібнення речовин, переведених в стан колоїдних розчинів. Цей метод особливо ефективний для речовин шаруватої будови [26]. Більш того, для речовин шаруватої будови можливе мимовільне диспергування твердих тіл в рідкій фазі. Шаруваті речовини, наприклад, MoS2 характеризуються слабкою ван-дер-ваальсовим взаємодією між окремими шарами Mo-S-Mo. Тому молекули розчинника, проникаючи між шарами речовини, збільшують міжшарову відстань, взаємодія між шарами слабшає і під дією теплових коливань стає можливим відрив наночасток від поверхні макрофази. Так, виявлено, що двосульфіди молібдену і вольфраму диспергують в ацетонітрілу з утворенням двошарових частинок нанометрового розміру.

Висновки. Найбільш високою ефективністю і екологічною чистотою володіє метод механічного дроблення, що мінімізує використання розчинників для проведення хімічних реакцій. Механічні процеси йдуть при щодо низьких температурах, коли формування досконалої кристалічної структури утруднене, тому використання механохімії для синтезу метастабільних станів, зокрема, наночасток і нанокомпозитів, представляє великий інтерес.

Бібліографічний список

1. Gleiter, H. Deformation of Polycrystals / H. Gleiter // Proc. of 2nd RISO Symposium on Metallurgy and Materials Science. — Roskilde, RISO Nat. Lab. — 1981. — P. 15—21.
2. Андриевский, Р.А. Наноматериалы: концепция и современные проблемы / Р.А. Андриевский // Российский химический журнал (Журнал Российского химического общества им. Д.И. Менделеева) — 2002. — Т. XLVI, №5. — С. 50—56.
3. Prangnell, P.B. The formation of submicron and nanocrystalline grain structures by severe deformation // P. B. Prangnell, J. R. Bowen, A. Gholonia // Proc. of 22nd RISO International Symposium on Materials Science. — Roskilde, RISO Nat. Lab. — 2001. — P. 105—126.
4. Gleiter, H. Nanostructured Materials: state of the art and perspectives /
5. H. Gleiter // Nanostructured Materials. — 1995. — Vol. 6, N1. — P. 3—14.
6. Gleiter, H. Nanocrystalline materials / H. Gleiter // Progress Mater. Sci. — 1989. — Vol. 33, N 4. — P. 223—315.
7. Морохов, И.Д. Физические явления в ультрадисперсных средах / Морохов И.Д., Трусов Л.Д., Лаповок В.И. — М.: Наука, 1984. — 472 с.
8. Flagan, R.C. Proc. of NATO ASI on Nanostructured Materials / R.C. Flagan // Science & Technology. — Dordrecht; Boston; London: Kluwer Acad. Publ. — 1998. — Vol. 50. — P. 15.
9. Chow, G.M. Proc. of NATO ASI on Nanostructured Materials / G.M. Ghow // Science & Technology. — Dordrecht; Boston; London: Kluwer Acad. Publ. — 1998. — Vol. 50. — P. 31.
10. Koch, C.C. Nanostructured Mater / C.C. Koch, Y.C. Cho. — 1992. — Vol. 1. — P. 207.
11. Morris, D.G. Mechanical behavior of nanostructured materials /

12. G. Morris. — Switzerland: Trans. Tech. Publication LTD, 1998. — P. 85.
13. Internal friction and shear modules in submicrograined structure / Mulyukov R.R. [et al] // Nanostructured Materials. — 1995. — Vol. 6. — P. 577—580.
14. Исследование триботехнических и физико-механических характеристик антифрикционных материалов на основе бронзофторопласта, модифицированных фуллероидными наночастицами / В.В. Рыбин [и др.] // Вопросы материаловедения. — 2003. — J№ 3 (35). — С. 65—70.
15. Закономерности формирования в ходе развитой пластической деформации / В.В. Рыбин [и др.] // Вопросы материаловедения. — 2003. — № 1 (33). — С. 9—28.
16. Nanoparticle Production by Copper (II) Acetylacetonate Vapor Decomposition — The Effect of Carrier Gas Oxygen Concentration/ Nasibulin A.G. [at al] Richard O., Kauppinen E.I., Brown D.P., Jokiniemi J.K., Altman I.S. — Aerosol Sci. Tech. — 2002. — Vol. 36, №9 8. — P. 899—911.
17. Choi, C.-J. Production of Fe-C nanoparticles by chemical vapor condensation method / Choi C.-J., Tolochko O.V., Kim J.-C., and Kim B.-K. // 6th International Aerosol Conference September 9-13, 2002: Book of abstracts. Taiwan, Taipei. — 2002. — Vol. 1 . — P. 471—472.
18. Особенности формирование и роста наночастиц на основе железа при окислении / Васильева Е.С. [и др.]: “Высокие интеллектуальные технологии и генерация знаний в образовании и науке”: Материалы XII международной конференции. — СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2005. — Т. 1. — С. 308—311.
19. Васильева, Е.С.Технология получения наноразмерных частиц на основе железа методом аэрозольного синтеза / Васильева Е.С., Толочко О.В., Цеменко В.Н. // “XXXIII неделя науки СПбГПУ”, 29 ноября — 4 декабря 2004: Материалы межвузовской научно-технической конференции. — СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2005. — Ч. III. — С. 192—194.
20. Применение метода Мессбауэровской спектроскопии для анализа фазового состава наночастиц на основе железа/ Васильева Е.С. [и др.]: Письма в журнал технической физики. — 2007. — Т. 33, вып. 1. — С. 81—87.
21. Sugimoto, T. Fine Particles — Synthesis, Characterization and Mechanisms of Growth / ed. by T. Sugimoto. — New York: Marcel Dekker, 1996. — P. 235—240 (62).
22. Aerosol Synthesis and Growth Mechanism of Magnetic Iron Nanop- articles/ Kim D. [et al] : Material Science Forum. — 2007. — Vol. 534—536. — P. 9—12.
23. Vasilieva, E.S. Production and application of metal- based nanoparticles / Vasilieva E.S. [et al] : 2nd International conference “European Nanosistems 2006” (ENS 2006), 13—15 December 2006: Book of abstract. Paris, France. — 2006. — P. 75—79.
24. Structure, Phase Composition and Growth Mechanisms of Iron- based Nanoparticles Synthesized by Chemical Vapor Condensation / Vasilieva
25. Structure, Phase Composition and Growth Mechanisms of Iron- based Nanoparticles Synthesized by Chemical Vapor Condensation / Vasilieva
26. S. [et al]: 7th International Conference “Solid State Chemistry 2006” (SSC 2006) 24—29 September 2006: Book of abstracts. Pardubice, Czech Republic.
27. 2006. — P. 122—123.
28. Hayashi, C. Ultra-Fine Particles: Exploratory, Science and Technology / ed. by Hayashi C., Ueda R., Tasaki A. // USA, NJ: Noyes Publ. Westwood, 1997.
29. P. 447.
30. Мартин, Дж. Стабильность микроструктуры металлических систем/ Мартин Дж., Доэрти Р. — М.: Атомиздат, 1978. — 280 с.
31. Вол, А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем /
32. Е. Вол. — М.: Физматгиз, 1962. — С. 693.
33. Studies of Mechanism of Single-Walled Carbon Nanotube Formation/ Nasibulin A.G. [et al] : Journal of Nanoscience and Nanotechnology. — 2006.
34. Vol. 6. — P. 1—14.
35. Aerosol synthesis of iron and iron carbide nanoparticles: experimental and theoretical study / Tolochko O.V.[et al]: European Aerosol Conference, Mardid, Spain. 31 August — 5 September 2003. — Vol. 1, J. Aerosol Sci. P. 301—302.
36. Рудской А.И. Нанотехнологии в металлургии/ Рудской А.И. – С.- Петербург..: Наука, 2007. – 186 с.

Стаття надійшла 11.12.2014

UDK 669.714.004.8

*V. Kosenko, V. Ivashenko, I. Chervony**

Principal methods and perspectives for nonamaterials production in metallurgy

The main methods of obtaining bulk nanostructured materials, which are the basis for the development of technologies related to the improvement of the structure and properties of materials NC. Among them, methods of powder metallurgy, plasma chemical method and chemical synthesis, and ultradispergirovanie powders. The classification of metallic nanomaterials in chemical composition, shape and location of the crystallite boundaries.

Приведені основні методи отримання об'ємних наноструктурних матеріалів, які є основою для розвитку технологій, пов'язаних з вдосконаленням структури і властивостей НК матеріалів. Серед них методи порошкової металургії, плазмохімічний метод, і хімічний синтез, а також ультрадіспергування порошків. Дана класифікація металевих наноматеріалів по хімічному складу, формі кристалітів і розташуванню меж розділу.

Приведены основные методы получения объемных наноструктурный материалов, являющихся основой для развития технологий связанных с усовершенствованием структуры и свойств НК материалов. Среди них методы порошковой металлургии, плазмохимический метод и химический синтез, а также ультрадиспергирование порошков. Дана классификация металлических наноматериалов по химическому составу, форме кристаллитов и расположению границ раздела.

Problem statement. The main methods for production of volumetric nanostructure materials have been presented in this paper. These materials are the base to have developed such technologies being connected with the improvement of structures and properties of nanostructured materials. Among them there are the method of powder metallurgy the plasmochemical method, the chemical synthesis and also the ultradispersion of powders. The classification of metallic nanomaterials regarding its chemical composition, crystallite frms and boundaries arrangement has been done.

The 1990s of the 20 th century have been characterized with the considerable growth of numerous researches in the technology of nanoparticles chemical synthesis having sizes to 100 nm. Thanks to special features such as inner strain, quantum effects, high level of excess free energy nanoparticles find the most wide application in metallurgy, electronics, biological, chemical and pharmaceutical industries.

At present submicrostructured /SMS/ and nanostructured /NS/ materials are of great interest in the world. This interest focuses on the grinding of material structure and it will make possible to solve the important problem as the material production with homogeneous microstructure and predicted value on this base physico-mechanical and exploitation properties.

Aim of work. For the first time the term “nanostructured materials” was introduced by Y. Yliter [1]. The chief accent was made to the important role of numerous surface boundaries in nanomaterials as a base for the essential change in solid properties. According values [2,3], the part of surface boundaries in the total material volume must consist of approximately 50 % and more. The grain size in SMS and NS materials is within 10…100 nm homeopolar bonds. According to the definition by the authors [3] the average distance between grain boundaries for the SMS and NS must be less than 1000 nm in all directions. Thus, the great boundary distance and essential structural peculiarities of SMS and NS materials are a kind of polycrystall being consisted of two phases: grained and boundary – grained. Besides, the boundary – grained phase includes the boundary and suburban zones [4]. The more the boundary length and the less its unstable equilibrium, the more influence the boundary – grained on all properties of the finely – granular material.

Metallic nanomaterials may be classified by chemical composition, crystallite forms and the boundary arrangements. Taking into account these parameters they are divided into: flaky, fibrous and with equal axes where the layer thickness, the fibre or grain diameter is less than 100 nm, respectively.

At present a great variety of nanostructured materials production methods have been worked out. Among them there are methods of powder metallurgy such as the consolidation of ultra dispersion powders being produced by gas condensation in the atmosphere of inert gas [5, 6] or by plasmochemical method [6], aerosol method [7] and chemical synthesis [8] and also by powder grinding in a ball mill [9,10]. These methods have been taken as a base for the development such technologies connected with the improvement of structure and properties of nanostructured materials. Although up to these days there are many problems with the application of these methods such as the porosity preservation during the compacting, the samples contamination or its consolidation and thus, the practical use of these ma-

* KosenkoViktorij associlate professor ZGIA,
Ivashenko Valerij Head of Department of NMetAU, Doctor of Technical Sciences (D. Sc),professor,
Chervony Ivan Head of Department of NMetAU, Doctor of Technical Sciences (D. Sc),professor.
Reviewer Hrichikov Valeriy Head of Department of National Metallurgical Academy of Ukraine, Doctor of Technical Sciences (D. Sc)

terials.The plastic deformation is the most effective method to form the metal structure. During the deformation inner changes have been took place in crystallic structure: the increase of the dislocation density, the concentration of single defects, packing defects and the formation of the cellular structure. All these changes leads to the formation of the definite dislocated structure, being characterized with the type, the density and the surface distribution of the crystallic structure [11].This paper aims to inform the monotechnologies being used for production of SMS and NS materials in metallurgy. One of the perspective direction in nanometallurgy is the gas – phase synthesis of nanosized particles.The comparative analysis of nanopowdered materials during chemical synthesis shows that at present the method of the chemical vapour condensation is the most promising method as we can practically produced nanoparticles of any chemical composition with different sizes and alloy concentrations and make this process to be continuous, ecology pure and with low industrial waste, so it can be used in industry.The initial product to produce nanoparticles by the chemical vapour condensation method is a certain volatile metalorganic chemical substance, “precursor” which it may be liquid or solid. This substance is charged to the thermostat where it is evaporated at low temperature. The precursor vapours are sent with a gas stream to the reactor where the temperature is higher than in the thermostat. The vapor pyrolis occurs with the formation of resaturated vapours of the definite component for example, the metal with the following resaturated vapocers condensation and nanoparticles formation from this substance. Nanoparticles in the aerosol state reach the chamber with the controlled pressure where these nanoparticles are collected with the help of the electrostatic trap or from the surface of rotating disc being cooled with a liquid nitrogen and also from the bottom and inner walls of the chamber.

The main regulated parameters in the productions of nanopowders by this method are the concentration of the metal content substance in a gas phase, duration of gas mixture in a hot zone of the reactor, the decomposition temperature, the type of used gases. The given parameters influence the form, the medium – sized, phasic and chemical composition of being produced nanopowder.These methods are widely used not only for the production of nanoparticles, but for the productions of nanofilms, nanotubes and other hollow details of different size.

Methods of the physical condensation also belong to the gas-phase synthesis. The physical methods being widely used for the production of metallic nanoparticles are dispersion-condensation ones in reality, since the first stage is the metal dispersion up to the atomic sizes (evaporation and creation of the defenite resaturation) and then tne condensation will be. For example, the method of molecular beams is used for the producing of different coatings not more than 10nm. According to this method the initial materials are put to the chamber with the diaphragm and heated to the high temperature in vacuum. So, being evaparated particles, passing through the diaphragm, from the molecular beam. The intensity of the beam and the velocity of grains during condensation may be changed by means varying the temperature source and vapour pressure in equilibrium above the evaporated material.The aerosol method occurs with the metal evaporation in the rarefied atmosphere of inert gas with the following vapour condensation conditions (evaporation, pressure of inert gas) and may be changed from few to hundred nanometres. Nanoparticles ofFe, Co, Ni, Cu, Ag, Au, Al and other metals and its compounds (oxide, nitride, sulphide and chromium-containing alloys) were produced with this method. [20] Compounds oxides and solid solutions of different compositions can be synthesized at combined metal evaporation being taken in definite stechiometric ratio in the atmosphere of inert gas with a small oxygen content.

Agglomerate metal powders having grain inner sizes not less 100nm [22] can be produced with the method of salt thermal decomposition.

This method consists of several stages:

1) Preparation of water soluble salt solutions having metallic components as nitrates, carbonates and etc.;

2) Spray drying of the solution with hot air, as a result, being received the initial powder;

3) Oxidative annealing for salt decomposition, the removal of volatile components and the oxide powder preparation, for example, during the preparation of berrites and BTCP ceramics;

4) Recovery or processing for preparation of metallic or composite powder with definite phase or chemical composition.

This method is rather simple, without mechanical influence to the material, with the highest purity of the metal alloy and homogeneous distribution of alloying components.Preparation of nanostructure powders by dispersion. Dispersion is presently one of the widely practised method for preparation of high-dispersion powders, suspensions, emulsions, aerosols [27]. From the atomic-molecular point of view this method is divided into 3 main stages of deformation. The first stage is the disorder of the lattice and the appearance of new structural defects (vacancies, interstitial atoms, dislocations). The secons stage involves in the structural mobility being limited by the internal tensions which leads to the increase and the movement of dislocations, the appearance and the gravity of cracks and etc. The third stage is the stage of the structural relaxation which is connected with the displacement or ruin of defects and the system desire to return to equilibrium state. These processes are, as a rule, exothermic ones [27]. The particles acquire forms of plates with trickness of 1-2 nkm, i.e. the narrowing of the X-rays lines leads to the increasing the regions of coherent dispersion (RCD). Although, brittle particles will be formed with size less 100nm.The method of mechanical grinding

has been well worked out for the production of nanopowders of mettals and alloys. Yrinding of oxide materials is used to produce powders with particle-size of more than 100nm. The ball, vibrated and planetarium mills are used to grind oxide materials. If powders are ground together it will be formed mechanical alloys (the effect of mechanochemical alloying of components which, are not mixed in the equilibrium state) [28]. Particle size is depended on the temperature of metal alloy and time of grinding (from few hours to some days). The higher temperature of metal smelting and more time grinding, the less particle size will be. For example, at equal grinding conditions the minimum size of aluminium particle is 20nm but tungsten is 6nm. Specially, small particles will be formed by grinding of metallic powders in a liquid nitrogen or argon (kriogrinding). It is connected with the increase of metal brittleness at lower temperature. Nan powders being formed in liquid nitrogen, are covered with a thin surface oxide-nitride film so they the increased stability to the coagulation and protect the particles size at heating up to 900…950°C. The lack of this method is the powder pollution with the material of which the grinder has been made, duration of the process and expenditure of energy.Nanoparticles can be made by the method of ultra sonic grinding from the substances as in colloidal solutions. This method is especially effective for flaky substances [26]. Besides, for flaky substances it will be nossible spontaneously disperse of solid substances, in a liquid phase. The flaky substances, for example, MoS2 are characterized by weak van-der-waals interaction between separate layers Mo-S-Mo. Thus, molecules of the solvent spread into the substances layers and increase distances between layers, so the interaction between layers becomes weak and thanks to the heat vibration nanoparticles are separated from the microphase surface. Thus, it is discovered that molybdenum and tungsten sulfides are dispersed in acetonemitrile with formation of bilayer particles (grains) of nanometers size.

Conclusions. The method of mechanical grinding is highly effective and ecological pure with minimum use of solvents for chemical reactions. Mechanical processes take place at relatively of improved crystalitic structure is difficult, for the synthesis of metastable conditions, specifically, nanoparticles and nanocomposites is of great interest.

Reference

1. Gleiter, N. Deformation of Polycrystals / H. Gleiter // Proc. of 2nd RISO Symposium on Metallurgy and Materials Science. — Roskilde, RISO Nat. Lab. — 1981. — P. 15—21.
2. Andrievskiy, R.A. Nanomaterialyi: kontseptsiya i sovremennyie problemyi / R.A. Andrievskiy // Rossiyskiy himicheskiy zhurnal (Zhur¬nal Rossiyskogo himicheskogo obschestva im. D.I. Mende-?eeva) — 2002. — T. XLVI, #5. — S. 50—56.
3. Prangnell, P.B. The formation of submicron and nanocrystalline grain structures by severe deformation // P. B. Prangnell, J. R. Bowen, A. Gholonia // Proc. of 22nd RISO International Symposium on Materials Science. — Roskilde, RISO Nat. Lab. — 2001. — P. 105—126.
4. Gleiter, H. Nanostructured Materials: state of the art and perspectives /
5. N. Gleiter // Nanostructured Materials. — 1995. — Vol. 6, N1. — P. 3—14.
6. Gleiter, H. Nanocrystalline materials / H. Gleiter // Progress Mater. Sci. — 1989. — Vol. 33, N 4. — P. 223—315.
7. Morohov, I.D. Fizicheskie yavleniya v ultradispersnyih sredah / Morohov I.D., Trusov L.D., Lapovok V.I. — M.: Nauka, 1984. — 472 s.
8. Flagan, R.C. Proc. of NATO ASI on Nanostructured Materials / R.C. Flagan // Science & Technology. — Dordrecht; Boston; London: Kluwer Acad. Publ. — 1998. — Vol. 50. — P. 15.
9. Chow, G.M. Proc. of NATO ASI on Nanostructured Materials / G.M. Ghow // Science & Technology. — Dordrecht; Boston; London: Kluwer Acad. Publ. — 1998. — Vol. 50. — P. 31.
10. Koch, C.C. Nanostructured Mater / C.C. Koch, Y.C. Cho. — 1992. — Vol. 1. — P. 207.
11. Morris, D.G. Mechanical behavior of nanostructured materials /
12. D. G. Morris. — Switzerland: Trans. Tech. Publication LTD, 1998. — P. 85.
13. Internal friction and shear modules in submicrograined structure / Mulyukov R.R. [et al] // Nanostru - tured Materials. — 1995. — Vol. 6. — P. 577—580.
14. Issledovanie tribotehnicheskih i fiziko-mehanicheskih harak¬teristik antifriktsionnyih materialov na osnove bronzoftoroplasta, modifitsirovannyih fulleroidnyimi nanochastitsami / V.V. Ryibin [i dr.] // Voprosyi materialovedeniya. — 2003. — J# 3 (35). — C. 65—70.
15. Zakonomernosti formirovaniya v hode razvitoy plasticheskoy deformatsii / V.V. Ryibin [i dr.] // Voprosyi materialovedeniya. — 2003. — # 1 (33). — C. 9—28.
16. Nanoparticle Production by Copper (II) Acetylacetonate Vapor Decomposition — The Effect of Carrier Gas Oxygen Concentration/ Nasibulin A.G. [at al] Richard O., Kauppinen E.I., Brown D.P., Jokiniemi J.K., Altman I.S. — Aerosol Sci. Tech. — 2002. — Vol. 36, #9 8. — R. 899—911.

17. Choi, C.-J. Production of Fe-C nanoparticles by chemical vapor condensation method / Choi C.-J., Tolochko O.V., Kim J.-C., and Kim B.-K. // 6th International Aerosol Conference September 9-13, 2002: Book of abstracts. Taiwan, Taipei. — 2002. — Vol. 1 . — P. 471—472.
18. Osobennosti formirovanie i rosta nanochastits na osnove zhe¬leza pri okislenii / Vasileva E.S. [i dr.]: “Vyisokie intellektual¬nyie tehnologii i generatsiya znaniy v obrazovanii i nauke”: Materia¬lyi XII m-?zhdunarodnoy konferentsii. — SPb.: Izd-vo SPbGPU, 2005. — T. 1. — S. 308—311.
19. Vasileva, E.S.Tehnologiya polucheniya nanorazmernyih chastits na osnove zheleza metodom aerozolnogo sinteza / Vasileva E.S., Tolochko O.V., Tsemenko V.N. // “XXXIII nedelya nauki SPbGPU”, 29 noyabrya — 4 dekabrya 2004: Materialyi mezhvuzovskoy nauchno-tehniche¬skoy k-?nferentsii. — SPb.: Izd-vo SPbGPU, 2005. — Ch. III. — S. 192—194.
20. Primenenie metoda Messbauerovskoy spektroskopii dlya anali¬za fazovogo sostava nanochastits na osnove zheleza/ Vasileva E.S. [i dr.]: Pisma v zhurnal tehnicheskoy fiziki. — 2007. — T. 33, vyip. 1. — S. 81—87.
21. Sugimoto, T. Fine Particles — Synthesis, Characterization and Mechanisms of Growth / ed. by T. Sugimoto. — New York: Marcel Dekker, 1996. — R. 235—240 (62).
22. Aerosol Synthesis and Growth Mechanism of Magnetic Iron Nanop- articles/ Kim D. [et al] : Material Science Forum. — 2007. — Vol. 534—536. — P. 9—12.
23. Vasilieva, E.S. Production and application of metal- based nanoparticles / Vasilieva E.S. [et al] : 2nd International conference “European Nanosistems 2006” (ENS 2006), 13—15 December 2006: Book of abstract. Paris, France. — 2006. — P. 75—79.
24. Structure, Phase Composition and Growth Mechanisms of Iron- based Nanoparticles Synthesized by Chemical Vapor Condensation / Vasilieva
25. Structure, Phase Composition and Growth Mechanisms of Iron- based Nanoparticles Synthesized by Chemical Vapor Condensation / Vasilieva
26. E. S. [et al]: 7th International Conference “Solid State Chemistry 2006” (SSC 2006) 24—29 September 2006: Book of abstracts. Pardubice, Czech Republic.
27. 2006. — P. 122—123.
28. Hayashi, C. Ultra-Fine Particles: Exploratory, Science and Technology / ed. by Hayashi C., Ueda R., Tasaki A. // USA, NJ: Noyes Publ. Westwood, 1997.
29. R. 447.
30. Martin, Dzh. Stabilnost mikrostrukturyi metallicheskih sis¬tem/ Martin Dzh., Doerti R. — M.: Atomizdat, 1978. — 280 s.
31. Vol, A.E. Stroenie i svoystva dvoynyih metallicheskih sistem /
32. E. Vol. — M.: Fizmatgiz, 1962. — S. 693.
33. Studies of Mechanism of Single-Walled Carbon Nanotube Formation/ Nasibulin A.G. [et al] : Journal of Nanoscience and Nanotechnology. — 2006.
34. Vol. 6. — P. 1—14.
35. Aerosol synthesis of iron and iron carbide nanoparticles: experimental and theoretical study / Tolochko O.V.[et al]: European Aerosol Conference, Mardid, Spain. 31 August — 5 September 2003. — Vol. 1, J. Aerosol Sci. P. 301—302.
36. Rudskoy A.I. Nanotehnologii v metallurgii, K.B. Rundman // AFS Transactions. – 1985. - Vol. 93. – P. 389-394.

Received 11.12.2014

УДК 539.3

В. М. Ахундов*

Інкрементальна каркасна теорія пружнопластичного деформування волокнистих матеріалів при малих і великих деформаціях

Излагается содержание двухуровневой каркасной теории применительно к средам волокнистого строения при малых и больших упругопластических деформациях матрицы и волокон материала среды. Теория имеет инкрементальный характер в соответствии с инкрементальным характером определяющих уравнений компонентов материала, учитывающих предысторию их деформирования в среде. В основу теории положено поле каркасных (макроскопических) перемещений, определяющее материальные перемещения каркасных точек среды и каркасную (макроскопическую) деформацию среды. На макромеханическом уровне анализа формируются геометрические уравнения макроскопической деформации и уравнения макроскопического движения в инкрементальной форме. На микромеханическом (локально-структурном) уровне анализа решаются инкрементальные микрокраевые задачи для узловых блоков представления материала исходя из каркасных деформаций и их инкрементальных приращений. По найденным внутренним полям узловых блоков и их инкрементальным приращениям определяются инкрементальные макроскопические напряжения по местам данных блоков в среде, что позволяет замкнуть систему уравнений макромеханического уровня анализа.

Викладається зміст дворівневої каркасної теорії стосовно середовищ волокнистої будови при малих і великих пружнопластичних деформаціях матриці та волокон матеріалу середовища. Теорія має інкрементальний характер відповідно до інкрементального характеру визначальних рівнянь компонентів матеріалу, що враховують передісторію їх деформування в середовищі. В основу теорії покладено поле каркасних (макроскопічних) переміщень, визначаюче матеріальні переміщення каркасних точок середовища і каркасну (макроскопічну) деформацію середовища. На макромеханічному рівні аналізу формуються геометричні рівняння макроскопічної деформації і рівняння макроскопічного руху в інкрементальній формі. На мікромеханічному (локально-структурному) рівні аналізу вирішуються інкрементальні мікрокраєві завдання для вузлових блоків представлення матеріалу виходячи з каркасних деформацій і їх інкрементальних збільшень. За знайденими внутрішніми полями вузлових блоків та їх інкрементальним приращенням визначаються інкрементальні макроскопічні напруження по місцях даних блоків в середовищі, що дозволяє замкнути систему рівнянь макромеханічного рівня аналізу.

The contents for a two-level framing theory as applied to media fibrous structure at small and large deformations of elastic-plastic matrix and fiber material environment. Theory has incremental nature in accordance with the incremental nature of the defining equations of the material components that take into account the background of their deformation in the medium. The field of the frame (macroscopic) displacements is assumed as the basis of the given theory. This field defines the material displacements of the frame points of medium and the frame (macroscopic) deformation of medium. The geometric equations of the macroscopic deformation are developed on the macromechanic level of analysis as well as equations of the macroscopic motion in the incremental form. The incremental micro-boundary problems for focal blocks of the material presentation are solved on the micromechanic (locally structural) level of analysis proceeding from the frame deformations and the incremental change of the latters. The incremental macroscopic stresses in places of the given blocks in the medium are defined by the found internal fields of the focal blocks and their incremental changes, what allows to close the system of equations for the macromechanic level of analysis.

Вступ. В [1, 2] була побудована дворівнева каркасна теорія волокнистих середовищ при малих і великих деформаціях. Теорія об'єднує макромеханічний та мікромеханічний (локально-структурний) рівні аналізу середовища. Загальна постановка задачі передбачає плавну зміну стану середовища регулярної будови при переході від одного блоку представлення структури матеріалу до суміжного з ним іншого блоку (стан середовища не є макроскопічно високоградієнтним).

Об'єднання мікро- і макромеханічного підходів засноване на введенні поля каркасних (макроскопічних) переміщень, як вихідного ключового поняття теорії. Поле каркасних переміщень визначається на макромеханічному рівні аналізу середовища. Поля матеріальних переміщень в матриці і волокнах матеріалу середовища (внутрішніх переміщень середовища) визначаються залежно від поля каркасних переміщень на мікромеханічному рівні аналізу. Розрахунково-теоретичні та розрахунково-експериментальні дослідження продемонстрували адекватне відображення каркасної теорією деформування волокнистих матеріалів і середовищ (тіл) при малих і великих пружних деформаціях матриці і волокон [3 - 7].

У цій статті представляємо схематичне викладення каркасної теорії [1, 2] стосовно середовищ волокнистої будови при малих і великих пружнопластичних деформаціях матриці і волокон матеріалу середовища.

1. Постановка завдання. На рисунку наведена схема, що відображає макро- і мікромеханічні рівні аналізу волокнистого середовища. На макромеханічному рівні аналізу для дослідження середовища формулюється статична чи динамічна макрокраєва задача, метою якої є

*. Ахундов Володимир Максимович, зав. каф. НМетАУ, д.ф-м.н., професор,
Рецензент Кадильникова Тетяна Михайлівна зав.каф. НМетАУ, д.т.н., професор.

визначення поля каркасних переміщень середовища. Каркасне поле переміщень розглядається як те, що задає матеріальні переміщення каркасних точок середовища і, разом з тим, макроскопічну деформацію середовища. В якості каркасних точок приймаються вершини блоків представлення структури матеріалу середовища.

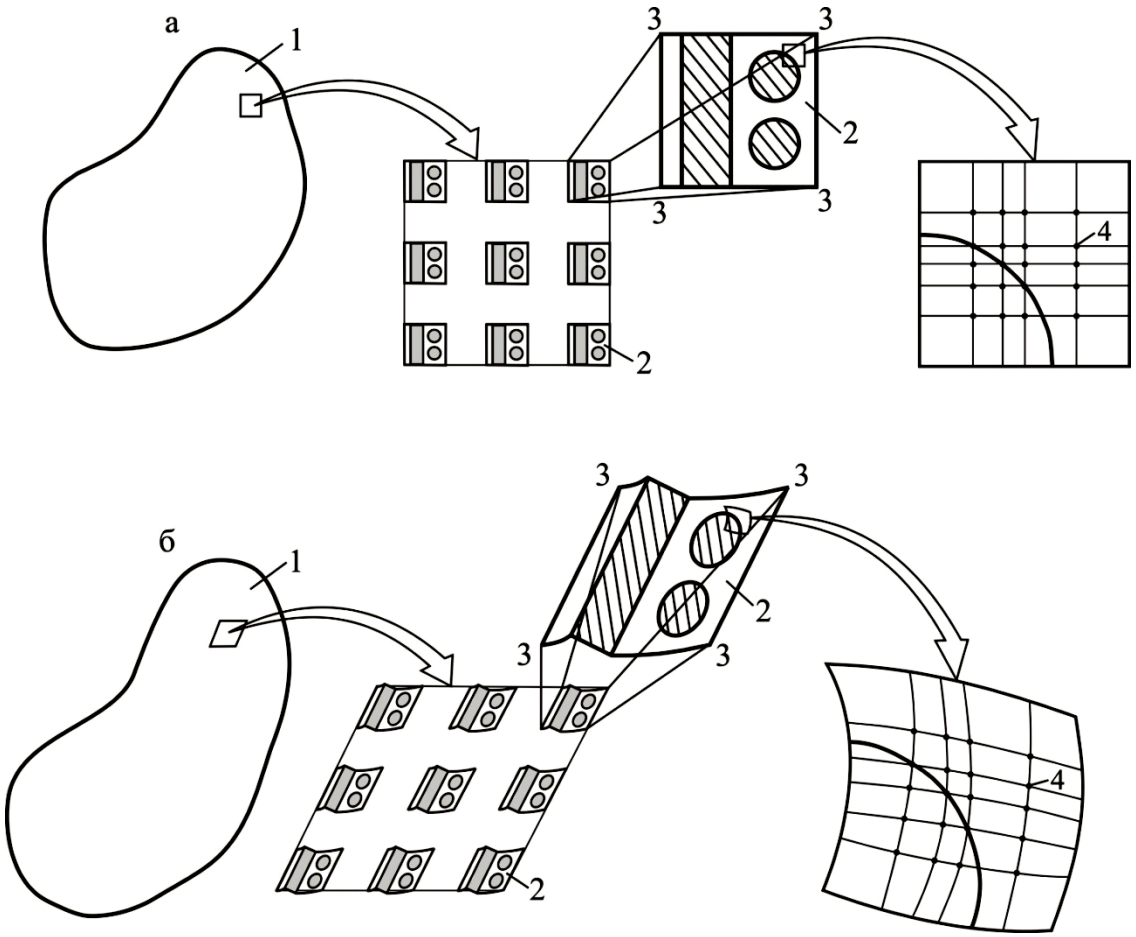


Рисунок - Схема дворівневого аналізу волокнистого середовища. Представлені елементи схеми у вихідному (а) та деформованому (б) станах: 1 – середовище; 2 – вузлові блоки макромеханічного рівня аналізу, для яких виділені елементи структури; 3 – каркасні точки середовища; 4 – вузлові точки мікромеханічного рівня аналізу.

Рішення задачі макромеханічного рівня аналізу ґрунтується на виділенні сітки вузлових структурних блоків матеріалу середовища. Вузлові блоки матеріалу середовища виконують роль макроточок дискретної схеми даного рівня аналізу. Густота сітки вузлових блоків залежить від плавності зміни внутрішніх полів середовища при переходах між її суміжними блоками (визначається в процесі спільної реалізації макро- і мікромеханічного рівнів аналізу).

На мікромеханічному рівні аналізу для вузлових блоків формуються мікрокраєві задачі. Граничні умови мікрокраєвих задач визначаються значеннями компонент макроскопічної деформації за місцем даних блоків в середовищі. Мікрокраеві задачі для вузлових блоків розв'язуються за моделлю кусочно-однорідного (кусочно-безперервної щодо механічних характеристик компонентів матеріалу) середовища на основі застосування для вузлових блоків сітки вузлових точок мікромеханічного рівня аналізу. Виходячи з внутрішніх полів вузлових блоків проводиться розрахунок макроскопічних напружень середовища за місцем даних блоків. Визначення макроскопічних напружень середовища з рішень мікрокраєвих задач дозволяє замкнути систему рівнянь макромеханічного рівня аналізу. Мікрокраєві задачі виконують по суті роль ефективних визначальних рівнянь, які застосовуються в традиційній механіці композитних матеріалів при малих деформаціях.

Каркасна теорія стосовно металевих середовищ набуває інкрементальний характер, пов'язаний з необхідністю врахування історії деформування компонентів матеріалу на

локально-структурному рівні аналізу. Історію деформування матриці і волокон матеріалу враховуємо на основі теорії пружнов'язкопластичних процесів при великих оборотних і необоротних деформацій [8] в тій частині, яка відображає пружні і пластичні деформації.

2. Основний зміст теорії. Наведену теорію здійснюємо на основі застосування довільної $\hat{\theta}^i$ – лагранжевої системи криволінійних координат. При цьому відрізняємо варіант макроскопічної системи координат від варіанту матеріальної системи координат. Координатні лінії в поточній макроскопічній конфігурації середовища залишаються гладкими. Тоді координатні лінії в її поточній матеріальній конфігурації можуть відчувати локальні викривлення і зазнавати зломи на перетинах з межами розділу структурних складових (матриці, волокон, міжфазних шарів). Дворівнева теорія, що викладається, як і базова [1, 2], ґрунтується на одночасному використанні обох варіантів системи $\hat{\theta}^i$ – координат.

На інкрементальному кроці деформування середовища, що відповідає проміжку часу $t_s \le t \le t_{s+1}$, $s+1=1, 2,...$, обчислюються приросщення $\Delta\hat{\mathbf{u}}(\hat{\theta}^i, t)$ поля каркасних (макроскопічних) переміщень середовища,що задаються приростами $\Delta\hat{\mathbf{u}}(\hat{\theta}^i_k, t)$ наданому проміжку переміщень його каркасних точок $\hat{\theta}^i_k$; k – індекс нумерації каркасних точок середовища. В якості каркасних точок середовища приймаємо вершини блоків представлення структури його матеріалу.Дані блоки матеріалу в відліковому (недеформованому) стані середовища являють собою прямокутні або косокутні паралелепіпеди.За знайденими приростеннями каркасних переміщень визначаються прирости компонент каркасної деформації-середовища. На основі омпонент каркасної деформації і їх збільшень формулюютьс граничні умови мікрокраєвих задач для вузлових блоків-матеріалу середовища. Мікрокраєві задачі для вузлових блоків розв'язуються в інкрементальній-постановці, що дозволяє врахувати історію локального деформування компонентів матеріалу. Визначальні співвідношення компонентів матеріалу застосовуємо в інкрементальній формі, яка задає компоненти тензора узагальнених напружень, їїх приростення у вигляді:

$$J\sigma^{ij}|_t = J\sigma^{ij}|_{t_s} + \Delta(J\sigma^{ij})|_t,$$

$$\Delta(J\sigma^{ij})|_t = b^{ijkl}|_{t_s}\ \Delta\varepsilon_{kl}|_t,$$

$$b^{ijkl}|_{t_s} = b^{ijkl}[q_{mn}(\tau), I^{пл}_q(\tau)]^{t_s}_{t_0},\quad t_s \le t \le t_{s+1}$$

(індекс належності структурній компоненті упускається). Як параметр залежності виділені інваріанти $I^{пл}_q(q^{пл}_{mn})$ тензору міри пластичної деформації, що впливає на напружні властивості матеріалу.

Тут $\Delta\varepsilon_{ij}|_t$ – поточні прирощення компонент тензору деформації Коші-Гріна на інкрементальному $(s+1)$ – кроці деформування $t_s \le t \le t_{s+1}$, які визначаються як різниця від повідних компонент-для моментів t та t_s:

$$\Delta\varepsilon_{ij}|_t = \varepsilon_{ij}|_t - \varepsilon_{ij}|_{t_s} = \frac{1}{2}\Big[\nabla_i(\Delta u_j|_t) + \nabla_j(\Delta u_i|_t) + \nabla_i(\Delta u_k|_t)\nabla_j(\Delta u^k|_t) +$$

$$+ \nabla_i(\Delta u_k|_t)\nabla_j u^k|_{t_s} + \nabla_i u_k|_{t_s}\ \nabla_j(\Delta u^k|_t)\Big];$$

$u_k|_{t_s}$, $u^k|_{t_s}$ – коваріантні і контраваріантні

Компонент вектора переміщень на початку $(s+1)$–кроку деформування (при $t = t_s$); $\Delta u_k|_t$, $\Delta u^k|_t$ – поточні прирощення коваріантних та контраваріантних компонент вектора переміщень компонент та матеріалу середовищана $(s+1)$– кроці деформування (при $t_s \le t \le t_{s+1}$); ∇_i – знак коваріантної похідної по координаті $\hat{\theta}^i$ в метриці відлікової конфігурації середовища (при $t = t_0$). Величини b^{ijkl} являють собою компоненти чотирьохвалентного тензору механічних властивостей монотропної компоненти матеріалу щодо системи $\hat{\theta}^i$ – координат у відліковій конфігурації. Компоненти даного тензору визначаються залежно від локальної історії деформування матеріалу на кінцевому інтервалі $t_0 \le t \le t_s$, який передує черговому інкрементальному інтервалу $t_s \le t \le t_{s+1}$.

При цьому слід контролювати величину інкрементального кроку макроскопічного навантаження (деформування) середовища. Прирощення внутрішніх полів блоків матеріалу середовища визначаються тільки приростеннями переміщень їх каркасних точок і повинні бути досить малими, щоб можна було повніше простежити історію деформування матеріалу.

В результаті рішення мікрокраєвих задач у інкрементальній формі визначаються прирощення

внутрішніх полів і результуючі внутрішні поля вузлових блоків на кроці деформування середовища. У поточному середовищі грані блоків, загалом, викривляються і ламаються на перетинах з межами розділу компонентів матеріалу, набуваючи рельєфний характер. Тому суттєвим є використання понять макроскопічної (каркасної) деформації площадок і макроскопічних (каркасних) напружень при великих деформаціях структурно- неоднорідного матеріалу [1].

На основі відповідної інтегральної процедури по знайденим внутрішнім полях вузлових блокі визначаються вектори макроскопічних напружень на граничних поверхнях блоків. Вектори макронапружень обчислюються я головні вектори внутрішніх сил на граничних поверхнях блоків, віднесені до одиниць площ їх відображень у полемакроскопічнихпереміщень $\hat{\mathbf{u}}(\hat{\theta}^{i}, t)$. Потім по векторах макроскопічних напружень, знайдених на попередньому і черговому кроках навантаження середовища,по місцях розташування його вузлових блоків розраховуються компоненти $\hat{J}\hat{\sigma}^{ij}|_{t_s}$ та $\hat{J}\hat{\sigma}_{ij}|_{t}$ тензору узагальнених макроскопічних напружень ікомпоненти $\Delta(\hat{J}\hat{\sigma}^{ij})|_{t} = \hat{J}\hat{\sigma}^{ij}|_{t} - \hat{J}\hat{\sigma}^{ij}|_{t_s}$ його інкрементального прирощення, що відповідає чергового кроку навантаження середовища. Дана операція дозволяє замкнути систему геометричних рівнянь і рівнянь руху макромеханічного рівня у інкрементальній формі.

Висновок.В результаті реалізації інкрементальної каркасної теорії визначаються як макроскопічні поля середовища, так і його внутрішні поля. Завдяки цьому виявляється деформування середовища в цілому і стає можливим прогнозування руйнування матриці, волокон і міжфазних шарів матеріалу середовища. Відзначимо також можливість обліку втрати внутрішньої стійкості волокнистого матеріалу, коли волокна отримують локальні викривлення в матриці середовища. Особливістю відповідного дослідження є виділення вузлових блоків середовища, які включають деяке число блоків представлення структури його матеріалу у відповідність з формами втрати локальної стійкості. Можливі форми втрати локальної стійкості зручно виявляються за допомогою енергетичного критерію. Енергетичний критерій реалізується на основі чисельного рішення екстремальних задач для вузлових блоків. Екстремальні задачі для вузлових блоків формуються на базі відповідних функціоналів стану блоків у інкрементальній формі і вирішуються на мікромеханічному рівні із застосуванням відомих методів пошуку їх екстремальних значень.

Бібліографічний список

1. Ахундов В.М. Структурная макроскопическая теория жестких и мягких композитов. Инвариантное описание //Механика композит. материалов. – 1998. – Т. 34, № 5. – С. 595–612.
2. Ахундов В.М. Каркасная теория жестких и мягких композитов с неискривленными и искривленными структурами. Инвариантное описание //Механика композиционных материалов и конструкций. – 2000. – Т. 6, № 2. – С. 275–293.
3. Ахундов В.М., Лунев В.П. Расчет и экспериментальное исследование растяжения и сжатия однонаправленного резинокордного композита // Механика композит. материалов. – 1999. – Т. 35, № 3. – С. 325–334.
4. Ахундов В.М., Лунев В.П. Расчет и экспериментальное исследование растяжения перекрестно армированного резинокордного композита //Механика композит. материалов. – 2001. – Т. 37, № 2. – С. 215–225.
5. Ахундов В.М. Анализ эластомерных композитов на основе систем волокон. 4. Трехнаправленно армированные композиты //Механика композит. материалов. – 2001. – Т. 37, № 3. – С. 355–376.
6. Akhundov V. M. Modeling the large deformations of fibrous bodies of revolution by using a two-level carcass theory and an applied one-level theory // Sixteenth international conference on mechanics of composite materials. – Riga, 2010. – P. 29.
7. Ахундов В.М. Моделирование больших деформаций волокнистых тел вращения на основе прикладной и каркасной теорий. 1. Торцевое кручение цилиндрического и торообразного тел // Механика композит. материалов. – 2014. – Т.50, №2. – С.343–360.
8. Ахундов В.М. Теория неизотермических упруговязкопластических процессов при больших термоупругих, ползучести и пластических деформациях. 2. Физические уравнения и энергетические соотношения // Теория и практика металлургии. – 2011. – № 3 – 4. – С. 127–134.

Стаття надійшла 11.12.2014

UDC 539.3

*V.M. Akhundov**

Incremental carcass theory of elastoplastic deformation of polycrystalline materials at small and large deformations

The contents for a two-level framing theory as applied to media fibrous structure at small and large deformations of elastic-plastic matrix and fiber material environment. Theory has incremental nature in accordance with the incremental nature of the defining equations of the material components that take into account the background of their deformation in the medium. The field of the frame (macroscopic) displacements is assumed as the basis of the given theory. This field defines the material displacements of the frame points of medium and the frame (macroscopic) deformation of medium. The geometric equations of the macroscopic deformation are developed on the macromechanic level of analysis as well as equations of the macroscopic motion in the incremental form. The incremental micro-boundary problems for focal blocks of the material presentation are solved on the micromechanic (locally structural) level of analysis proceeding from the frame deformations and the incremental change of the latters. The incremental macroscopic stresses in places of the given blocks in the medium are defined by the found internal fields of the focal blocks and their incremental changes, what allows to close the system of equations for the macromechanic level of analysis.

Излагается содержание двухуровневой каркасной теории применительно к средам волокнистого строения при малых и больших упругопластических деформациях матрицы и волокон материала среды. Теория имеет инкрементальный характер в соответствии с инкрементальным характером определяющих уравнений компонентов материала, учитывающих предысторию их деформирования в среде. В основу теории положено поле каркасных (макроскопических) перемещений, определяющее материальные перемещения каркасных точек среды и каркасную (макроскопическую) деформацию среды. На макромеханическом уровне анализа формируются геометрические уравнения макроскопической деформации и уравнения макроскопического движения в инкрементальной форме. На микромеханическом (локально-структурном) уровне анализа решаются инкрементальные микрокраевые задачи для узловых блоков представления материала исходя из каркасных деформаций и их инкрементальных приращений. По найденным внутренним полям узловых блоков и их инкрементальным приращениям определяются инкрементальные макроскопические напряжения по местам данных блоков в среде, что позволяет замкнуть систему уравнений макромеханического уровня анализа.

Викладається зміст дворівневої каркасної теорії стосовно середовищ волокнистої будови при малих і великих пружнопластичних деформаціях матриці та волокон матеріалу середовища. Теорія має інкрементальний характер відповідно до інкрементального характеру визначальних рівнянь компонентів матеріалу, що враховують передісторію їх деформування в середовищі. В основу теорії покладено поле каркасних (макроскопічних) переміщень, визначаюче матеріальні переміщення каркасних точок середовища і каркасну (макроскопічну) деформацію середовища. На макромеханічному рівні аналізу формуються геометричні рівняння макроскопічної деформації і рівняння макроскопічного руху в інкрементальній формі. На мікромеханічному (локально-структурному) рівні аналізу вирішуються інкрементальні мікрокраєві завдання для вузлових блоків представлення матеріалу виходячи з каркасних деформацій і їх інкрементальних збільшень. За знайденими внутрішніми полями вузлових блоків та їх інкрементальним приращенням визначаються інкрементальні макроскопічні напруження по місцях даних блоків в середовищі, що дозволяє замкнути систему рівнянь макромеханічного рівня аналізу.

Problem statement. In the present paper the subject–matter of two–level carcass theory is set forth as applied to the media of polycrystalline structure at small and large elastoplastic deformations of the crystalline grains of the medium material. The theory has incremental character in accordance with incremental character of determining equations for crystallites taking into account the previous history of deforming the latter in the medium. The field of the carcass (macroscopic) displacements, which determines the material displacements of the carcass points of the medium and the carcass (macroscopic) deformation of the medium has been put to the basis of presented theory. The geometric equations of the macroscopic deformation are formed on the macromechanical level of analysis as well as equations of the macroscopic movement in the incremental form. The incremental microboundary problems for the nodal blocks of material presentation are solved on the micromechanical (locally structural) level of analysis proceeding from the carcass deformations and their incremental changes. The incremental macroscopic stresses on the sites of given blocks in the medium are determined with respect to the found internal fields of the nodal blocks and their incremental changes, what allows close the system of equations of the macromechanical level of analysis.

Introduction. The two–level carcass theory of the fibrous media at small and large deformations had been built in [1, 2]. This theory combines the macro– and micromechanical (locally–structural) levels of the media analysis. The general statement of the problem supposes the smooth change of the state of medium with the regular structure at the transition from one block of presenting the material structure to adjacent one (the state of medium is not macroscopic high gradient).

Combination of the micro– and macromechanical

*AkhundovMacsim, professor NMetAU. Doctor of Technical Sciences (D. Sc).
Reviewer Kadilnikova Tatjana Head of Department of National Metallurgical Academy of Ukraine, Doctor of Technical Sciences (D. Sc)

approaches is based on introducing the field of the carcass (macroscopic) displacements as initial key notion of the theory. The field of the carcass displacements is determined on the macromechanical level of the medium analysis. Fields of material displacements in matrix and fibers of the medium material (internal medium displacements) are determined depending on the field of carcass displacements on the micromechanical level of analysis. Calculated theoretic and calculated experimental research showed the adequate representation for deformation of the fibrous materials and media (bodies) at small and large elastic deformations of matrix and fibers [3–6].

The given paper presents in schematic way the statement of the carcass theory [1, 2] as applied to the media of polycrystalline structure at the small and large elastoplastic deformations of the polycrystalline grains of the medium material.

1.The statement of the problem. The figure shows the scheme representing macro– and micromechanical levels of analysis of the polycrystalline medium. The static or dynamic macroboundary problem, which has for objective determination of the field of medium carcass displacements, is formulated on the macromechanical level of analysis for the medium under investigation. The carcass field of displacements is considered as specifying the material displacements of the medium carcass points and, at the same time, the macroscopic deformation of the medium. The tops (vertexes) of blocks for presenting the structure of the medium material are adopted as the carcass points. The blocks are assumed to include sufficiently large number of crystallites crystalline grains), by which the mechanical properties of the polycrystalline medium material are statistically showed on the macromechanical level.

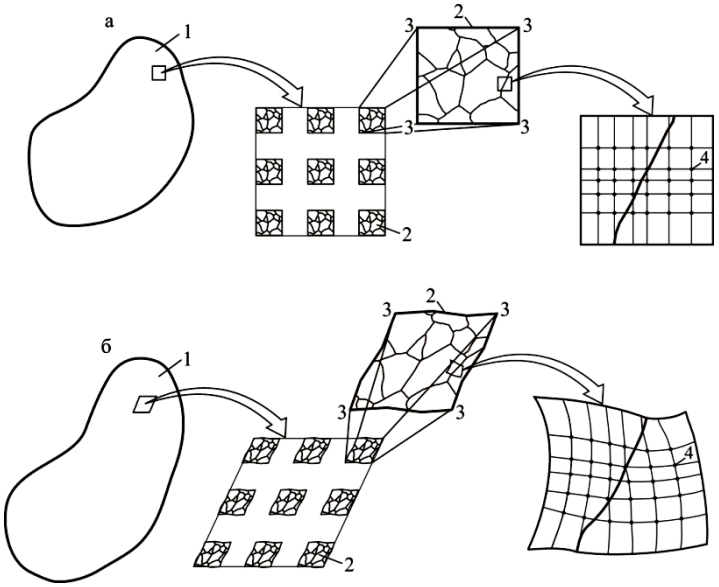


Figure - The scheme of two–level analysis of the polycrystalline medium. The elements of the scheme are presented in initial (a) and deformed (b) state: 1 – the medium; 2– the nodal blocks of the macromechanical level of analysis, which the elements of the structure are isolated for; 3 –the carcass points of the medium; 4 – the nodal points of the micromechanical level of analysis.

In this case blocks of material presentation should be of the minimum possible dimensions for following reasons. Firstly, at the transitions from one block to other block adjacent with it the internal fields at the adopted presentation of material structure should change in sufficiently smooth way (condition of the quasiperiodicity of medium structure and internal fields of the medium). Secondly, the numerical realization of microboundary problems, which are solved for the nodal blocks of material on the micromechanical level will be attained by the minimum volume of calculations (condition of efficient realization of the carcass theory.

Solution of the problem of the macromechanical level of analysis is based on choosing the grid of the nodal structural blocks of the medium material. The nodal blocks of the medium material serve as macropoints of discrete scheme of the given level of analysis. The density of the nodal blocks grid depends on the smoothness of changing the internal fields of the medium at transitions between adjacent blocks of the grid (it is to be determined in the process of the joint realization of the macro– and micromechanical levels of analysis).

Microboundary problems for the nodal blocks are formed on the micromechanical level of analysis. Limiting conditions of microboundary problems are determined by the values of components of the macroscopic deformation in accord with the site of given blocks in the medium. Microboundary problems for nodal blocks are solved according to the model of the piecemeal–homogneous (piecemeal–inhomogeneous as to mechanical characteristics of material components) medium on the basis of using

the nodal points of micromechanical level of analysis for nodal blocks of the grid. Calculation of macroscopic stresses of medium in the sites of location of given blocks is performed proceeding from the internal fields of nodal blocks in accord with the site of given blocks. Determination of macroscopic stresses of medium from solutions of microboundary problems allows closing the system of equations of macromechanical level of analysis. Microboundary problems serve actually as effective determining equations, which are used in traditional mechanics of composite materials at small deformations.

The carcass theory as applied to metal media acquires the incremental character connected with necessity to take account of the history of deforming the material components on the locally–structural level of analysis. We take into account the history of deforming the matrix and fibers of material on the basis of theory for the viscoelasto–plastic processes at the large reversible and irreversible deformations [7] in the part, which represents elastic and plastic deformations.

2.The main content of the theory. The statement of the theory is performed on the basis of using the $\hat{\theta}^i$ – arbitrary (unspecified) Lagrangian system of curvilinear coordinates. We distinguish the variant of macroscopic system of coordinates from the variant of material system of coordinates. Coordinate lines in the current macroscopic configuration of the medium remain smooth. As for the coordinate lines in its current material configuration theycan undergo the local bends and fractures at intersections with interfaces of the structural components (crystalline grains, inclusions, interface layers). The stated two–level theory, like basic one [1, 2], is based on simultaneous using the both variants of the system $\hat{\theta}^i$ – coordinates.

The increment $\Delta\hat{\mathbf{u}}(\hat{\theta}^i, t)$ for the field of the carcass (macroscopic) medium displacements is given (specified) with increments $\Delta\hat{\mathbf{u}}(\hat{\theta}^i_k, t)$ on the given interval of displacements of its carcass points $\hat{\theta}^i_k$. This increment is calculated on the incremental step of medium deforming, which is in conformity with the time interval $t_s \le t \le t_{s+1}$, $s+1=1, 2,...$. There k is the index of numeration for the medium carcass points. The vertexes of blocks for presenting the structure of medium material are adopted as the carcass points of the medium. These blocks of material in non–deformed state of the medium are the right–angled or oblique–angled parallelepipeds with plane (sheared) faces. The increments of components of the carcass medium deformation are determined by the found increments of the carcass displacements. The boundary (limiting) conditions of the microboundary problems for the nodal blocks of the medium material are formulated on the basis of the components of the carcass deformation and their increments. The microboundary problems for nodal blocks are solved in incremental statement, which allows taking into account the history of the local deforming of material components. We employ the determining relations of the material components in the incremental form, which specifies the components of the tensor of generalized (integrated) stresses and their changes (increments) in the form

$$J\sigma^{ij}|_t = J\sigma^{ij}|_{t_s} + \Delta(J\sigma^{ij})|_t,$$

$$\Delta(J\sigma^{ij})|_t = b^{ijkl}|_{t_s}\ \Delta\varepsilon_{kl}|_t,$$

$$b^{ijkl}|_{t_s} = b^{ijkl}[q_{mn}(\tau), I_q^{пл}(\tau)]_{t_0}^{t_s},$$

$$t_s \le t \le t_{s+1}$$

(index of adjunct to the particular structural component, exactly – grain, inclusion, interface layer, is omitted). Invariants $I_q^{пл}(q_{mn}^{пл})$ of the tensor of the plastic deformation measure affecting the elastic properties of material are chosen as parameters of dependence.

Here $\Delta\varepsilon_{ij}|_t$ are the current changes (increments) for the components of the Cauchy–Green tensor of deformation on the incremental $(s+1)$ th step of deforming $t_s \le t \le t_{s+1}$. These changes are determined as difference of corresponding components for the moments t and t_s:

$$\Delta\varepsilon_{ij}|_t = \varepsilon_{ij}|_t - \varepsilon_{ij}|_{t_s} = \frac{1}{2}\Big[\nabla_i(\Delta u_j|_t) + \nabla_j(\Delta u_i|_t) + \nabla_i(\Delta u_k|_t)\nabla_j(\Delta u^k|_t) +$$

$$+ \nabla_i(\Delta u_k|_t)\nabla_j u^k|_{t_s} + \nabla_i u_k|_{t_s}\ \nabla_j(\Delta u^k|_t)\Big];$$

$u_k|_{t_s}$, $u^k|_{t_s}$ are the covariant and contravariant components of the vector of displacements in the beginning of $(s+1)$ th step of deforming (deformation) (when $t = t_s$); $\Delta u_k|_t$, $\Delta u^k|_t$ are the current changes (increments) of the co– and contravariant components for the vector of displacements of the medium material component on the $(s+1)$ th step of deforming (when $t_s \le t \le t_{s+1}$); ∇_i is the sign of covariant derivative with respect to coordinate $\hat{\theta}^i$ in the metrics of reference configuration of the medium (when $t = t_0$). Values b^{ijkl} are the components of the 4–rank tensor of mechanical properties

of the monotropic material component with respect to the system of $\hat{\theta}^i$ – coordinates in the report configuration. Components of the given tensor are to be determined according to the local history of material deforming on the final interval $t_0 \le t \le t_s$, which precedes the due incremental interval $t_s \le t \le t_{s+1}$.

Meanwhile the value of incremental step of macroscopic medium loading (deforming) should be controlled. Changes (increments) of internal fields of the medium material blocks are determined (specified) only with increments of displacements of their carcass points and they should be enough small to allow following the history of material deforming more adequately.

As a result of solution of the microboundary problems in incremental form the changes of internal fields are determined as well as resulting internal fields of nodal blocks on the step of medium deforming. In the current medium, the faces of blocks are on the whole bending and breaking on intersections with interfaces of material components acquiring the relief character. That is why using the notions of macroscopic (carcass) deformation of surface elements and macroscopic (carcass) stresses at large deformations of material inhomogeneous as to the structure, plays the substantial part [1].

Vectors of macroscopic stresses on the boundary surfaces of blocks are determined on the basis of corresponding integral procedure by the found internal fields of nodal blocks. Vectors of macrostresses are calculated as the main vectors of internal forces on the boundary surfaces of blocks referred to units of area of their reflections in the field of macroscopic displacements $\hat{\mathbf{u}}(\hat{\theta}^i, t)$. Afterwards, the components $\hat{J}\hat{\sigma}^{ij}|_{t_s}$ and $\hat{J}\hat{\sigma}_{ij}|_t$ of the tensor of generalized macroscopic stresses are calculated by the vectors of macroscopic stresses, which have been found on the previous and current steps of loading the medium, on the sites of location of its nodal blocks. The components $\Delta(\hat{J}\hat{\sigma}^{ij})|_t = \hat{J}\hat{\sigma}^{ij}|_t - \hat{J}\hat{\sigma}^{ij}|_{t_s}$ of the incremental change of the tensor being in conformity with the current step of the medium loading are calculated in the same way. This procedure allows close the system of geometric equations and equations of the motion of the macromechanical level in incremental form.

Conclusion. The macroscopic fields of the medium as well as its internal fields are determined as a result of realization of the incremental carcass theory. Thank to this, deforming of the medium is revealed on the whole and it becomes possible to predict the destruction of the crystalline grains, inclusions and interface layers of the medium material. The possibility to research the forming of the medium structure as well as evolution of its internal fields appears as a result of using the phenomenologic approach.

References

1. Akhundov V.M. Structural macroscopic theory of stiff and soft composites. Invariant description // Mechanics of composite materials. – 1998. – Vol. 34, No. 5. – P. 419–432.
2. Akhundov V.M. Carcass theoty of stiff and soft composites with uncurved and curved structures. Invariant description // Mechanics of compositional materials and constructions. – 2000. – Vol. 6, No. 2. – P. 275–293.
3. Akhundov V.M., Lunyov V.P. Calculation and experimental study of a unidirectional rubber-cord composite in tension and compression // Mechanics of composite materials. – 1999. – Vol. 35, No. 3. – P. 227–232.
4. Akhundov V.M., Lunyov V.P. Calculation and experimental study of a two-way reinforced rubber-cord composite in tension // Mechanics of composite materials. – 2001. – Vol. 37, No. 2. – P. 131–138.
5. Akhundov V.M. Analysis of elastomeric composites based on fiber-reinforced systems. 4. Three-directional composites // Mechanics of composite materials. – 2001. – Vol. 37, No. 3. – P. 223–236.
6. Akhundov V. M. Modeling the large deformations of fibrous bodies of revolution by using a two-level carcass theory and an applied one-level theory // Sixteenth international conference on mechanics of composite materials. – Riga, 2010. – P. 29.
7. Akhundov V.M. The theory of non-isothermal elastic-thermoelastic processes at large, creep and plastic deformations. 2 Physical equations and energy relations //Theory and practice of metallurgy. – 2011. – No. 3 – 4. – P. 127–134.
8. Structural levels of plastic deformation and fracture / Panin V.E., Grinyaev Y.V., Danilov V.I. and others. – Novosibirsk: Nauka, Sib. otdeleniye, 1990. – 255 p.

Received 11.12.2014

УДК 622.7:669.1

С.В. Кравцов *

Дослідження ефективності використання відходів електроферосплавного виробництва в якості вторинної металургійної сировини

На основании концепции экологизации производства проведены исследования возможности использования шлаков, электроферросплавного производства при окусковании методом прессования для использования в качестве вторичного металлургического сырья. Найдены зависимости прочности брикетов от содержания шлака, шлама, порошкообразных добавок и времени выдержки брикетов в нормальных условиях.

На підставі концепції екологізації виробництва проведені дослідження можливості використання шлаків, електроферосплавного виробництва при окускуванні методом пресування для використання в якості вторинної металургійної сировини. Знайдені залежності міцності брикетів від вмісту шлаку, шламу, порошкоподібних добавок і часу витримки брикетів в нормальних умовах.

Based on concept ecologization of production studied the possibility of using slag electroferroalloy production under agglomeration method of pressing for use as a secondary metallurgical raw materials. Found depending strength of the briquettes on the content of slag, sludge, powdery additives and briquettes exposure time in normal conditions.

Вступ.Шлами і пил, перебуваючи у відкритому складуванні, перетворюються на джерела потужних антропогенних факторів, що дестабілізують екологічну ситуацію не тільки в зонах складування. Отже, з екологічної точки зору, це є неприпустимим методом поводження з відходами [1]. В більшій мірі екологічні аспекти поводження з відходами важких металів проявляються при виробництві електроферосплавів [2].

В даний час відходи металургійного виробництва частково утилізуються шляхом використання методу динамічного гарячого пресування чавунної стружки, а частково використовуються як сполучна речовина для отримання якісних брикетів із залізних руд і концентратів. Спосіб брикетування руд з чавунною стружкою запропонован Н.А. Ярхо для криворізьких гематитових руд.

Але недоліками такого технічного рішення є отримання брикетів з відносно невисокими фізико-механічними властивостями і недостатня ступінь утилізації промислових відходів, а також підвищеними енерговитратами на випал, електровисушування брикетів.

Постанова проблеми і завдання досліджень.

Концептуально рівень екологізації металургійного виробництва, як технічної системи природокористування, визначається ступенем використання первинної сировини та раціонального поводження з відходами. Концепція дозволила розробити екологічно чисті, ресурсозберігаючі технології виробництва без випалювальних окатишів і брикетів з відходів виробництва [7, 8].

Теоретичні та експериментальні дослідження електроферосплавного виробництва дозволили здійснити комплексний підхід до проблеми використання твердих відходів як вторинної металургійної сировини [2,9].

Використання саморозпадних шлаків електроферосплавного виробництва потребує проведення додаткових досліджень.

Матеріали та методика досліджень.

Дослідження проводилися з використанням відходів феросплавного виробництва: феронікелевих шламів і саморозпадних шлаків. Хімічний склад визначався відповідно до вимог ГОСТ 5054-80 з відбору та підготовки проб і ГОСТ 23581.15-81, ГОСТ 23581.18-81 з виконання аналізу. Результати хімічного аналізу по основних елементах і з'єднаннях наведені в табл. 1.

Таблиця 1 - Хімічний склад досліджуваних матеріалів

Матеріал	Вміст компонентів,%						
	CaO	Al_2O_3	SiO_2	MgO	Fe заг.	Ni	Cr_2O_3
Шлак	55	6-10	16-25	6-8	6,1	-	-
Шлам	18-20	1-2,1	38- 40	5	24-26	1,45-1,5	0,8-1

По мінералогічному складу рафінувальний шлак близький до складу белітового портландцементного клінкеру, тобто основним мінералом його є беліт – двухкальціевий силікат, вміст якого – 64-68 мас.%. Цей шлак відноситься до основних шлаків з модулем основності

Кравцов Сергій Володимирович, асистент НМетАУ, к.т.н.
Рецензент хричіков Валерій Євгенович, зав.каф.НМетАУ, д.т.н., професор.

Мо = 2,2-2,3, величина якого характеризує його як саморозпадний шлак.

Матеріали дозують в заданому співвідношенні (див. табл. 2). Матеріали кожної серії змішувалися до заданого ступеня однорідності в змішувачі. Шихта вологістю W = 9 ± 0,5% пресованих на пресі П-10 із зусиллям $P_{ст}$ = 460 кгс. Зразки витримувалися при нормальних умовах на повітрі 28 днів. У цей період проводилися випробування на міцність. Межа міцності брикетів при стисненні визначався на 7, 14, 28 день відповідно. Випробовувалися 6 зразків кожної серії і обчислювалися середні значення.

Аналіз результатів досліджень.

Експериментальні дослідження показали, що міцність брикетів серії 1.1 на 7 добу витримки має величину Рмах = 10022,46 кПа. Далі помічена тенденція до зниження (див. рис. 1). Опис залежності міцності шлакових брикетів від часу витримки рівнянням (1) дозволило визначити, що максимальне зниження буде досягнуто на 21 добу. Використання порошкоподібної добавки ДП-1 в серіях 1.2-1.4 показало, що при введенні в шлак 2% ДП-1 міцність брикетів підвищується з P_7 = 6960,22 кПа на 7 добу до P_{14} = 8908,20 кПа на 14 день, а максимальна міцність P_{28} = 11 136,36 кПа досягається на 28 добу витримки. Введення 5% добавки забезпечило підвищення міцності до P_7 = 6960,22 кПа. Подальша витримка брикетів серії 1.3 на повітрі, практично, не призводить до їх зміцнення. Залежність міцності брикетів серії 1.4 від часу витримки носить явно виражений екстра-мінімальний характер і може бути описано рівнянням (4).

Таблиця 2 - Склад компонентів досліджуваних брикетів

№серіїбрикетів	Компонентисуміші,%			Міцність брикетів,махкгс/см (кПа)
	Шлам	Шлак ФНП	Добавка ДП-1	
1.1	-	100	-	102,27 (10022,46)
1.2	-	98	2	113,63 (11136,36)
1.3	-	95	5	71,02 (6960,22)
1.4	-	93	7	79,54 (7795,45)
2.1	85	15	-	65,34 (6403,40)
2.2	90	10	-	65,34 (6403,40)
3.1	85	14	1	73,86 (7238,28)
3.2	85	13	2	90,90 (8908,20)
3.3	85	12	3	79,54 (7794,92)
4.1	85	10	5	68,18 (6681,18)

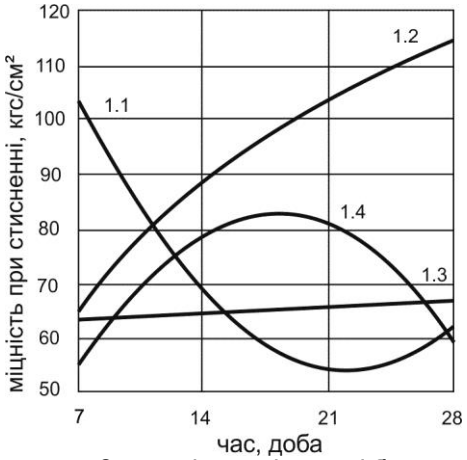


Рисунок 1 – Залежність міцності брикетів від часу витримки н аповітрі в нормальних умовах:1.1-1.4 - номера зразків(див.табл.2)

$Y_{1.1} = 0,2126x^2 - 9,3344x + 157,2$ (1)

$Y_{1.2} = 34,838Ln(x)-1,9768$ (2)

$Y_{1.3} = 2,0493Ln(x) + 59,933$ (3)

$Y_{1.4} = -0,2222x^2 + 7,914x + 12,311$ (4)

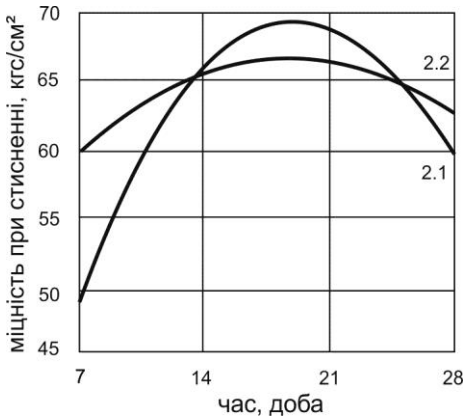


Рисунок 2 – Залежність міцності брикетів від часу витримки на повітрі в нормальних умовах:2.1-2.2- номера зразків(див.табл.2)

$Y_{2.1} = -0,1276x^2 + 4,9513x + 21,023$ (5)

$Y_{2.2} = -0,0483x^2 + 1,8263x + 49,242$ (6)

Результати досліджень міцності шламовміщуючих брикетів наведені на рис. 2. Зразки

брикетів серії 2.1 на 7 добу витримки набували міцність Р = 4872,16 кПа, а зразки серій 2.2, при співвідношенні "Шлам:шлак" = 90:10, мали міцність Р = 5707,38 кПа. На 14 добу витримки однакову міцність Р = 6403,40 кПа набували як зразки серії 2.1, так і зразки серії 2.2, а потім міцність їх знижувалася, і на 28 добу становила $P_{2.1}$ = 5860,4 кПа і $P_{2.2}$ = 6175,1 кПа відповідно. Математичний опис залежності міцності брикетів від часу витримки рівнянням (5) і (6) дає підставу припустити, що максимальну міцність брикети серії 2.1 досягали на 19-20 добу витримки, і при всіх інших рівних умовах вона буде вищою ніж міцність брикетів серії 2.2. Отже, досліджуваний шлак може бути використаний як в'яжучий компонент при виробництві шламовміщуючих брикетів з вмістом шламу - 85%, Введення в шихту від 1% до 3% ДП-1 (див. рис. 3) показало, що міцність шламо-шлакових брикетів в процесі витримки збільшується. Максимальну міцність Р = 8908,20 кПа набувають брикети серії 3.2 з відношенням: "Шлам:шлак:добавка 85:13:2. Збільшення вмісту добавки ДП-1 до 10% не дає позитивний ефект і навіть призводить до зниження міцності брикетів на 28 добу витримки (рис. 4).

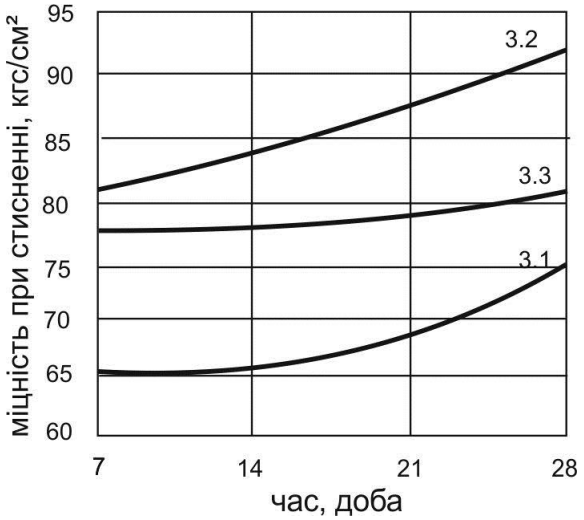


Рисунок 3 – Залежність міцності брикетів від часу витримки на повітрі в нормальних умовах:3.1-3.3 номера зразків (див.табл.2)

$Y_{3.1} = 0,029x^2 - 0,6088x + 68,182$ (7)

$Y_{3.2} = 0,0097x^2 + 0,2029x + 77,652$ (8)

$Y_{3.3} = 0,0097x^2 - 0,2029x + 77,652$ (9)

Крім цього, доцільно, щоб холодне пресування суміші виробляли б з питомим тиском 120-500 кгс/см^2 з одночасним впливом на суміш вібрацією з частотою 20-100 Гц і амплітудою вертикального коливання 1-5 мм.Застосування сполучень на основі рафінувального шлаку, що утворюється в процесі позапічної обробки являє собою дрібнозернистий саморозпадний матеріал з включеннями до 1,2-2,0 мас.% металевих з'єднань кулястої і пластинчастої форми розміром до 2,5 мм, переважно 1 мм.

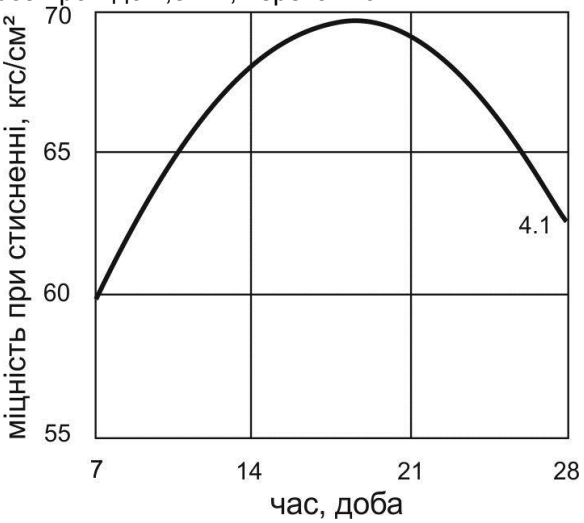


Рисунок 4 - Залежність міцності брикетів від часу витримки на повітрі в нормальних умовах:4.1 -номера зразків (см.табл.2)

$Y_{4.1} = -0,0773x^2 + 2,8409x + 43,561$ (10)

При цьому основну частину шлаку 97-98 мас.% становить фракція розміром <1 мм, далі частинки 1 мм складають 1,2-1,8 мас.%, частки 1,25 мм - 0,7-1,2 мас.%, частки 2 мм - 0,40-0,80 мас.%.

Практично встановлено можливість застосування в суміші з відходами вапняного виробництва: пилу, відсіву, а також пилу, уловленого у фільтрах цементної промисловості. Все це дозволяє ефективно вирішувати екологічні проблеми виробництв, і забезпечувати його безвідходність.

Висновки.

1. Саморозпадні електроферосплавні шлаки з модулем основності Мо>2 можуть бути використані при окускуванні дрібнозернистих відходів методом пресування.

2. При пресуванні (із зусиллям $P_{ст}$ = 4,508 кН) саморозпадних електроферосплавних шлаків міцність отриманих брикетів знижується на 45-50% протягом 20-22 днів при їх витримуванні в нормальних умовах.

3. Введення в шлак добавки ДП-1 (2% по масі) дозволило підвищити міцність брикетів на 50% після 14 діб витримки і на 103,6% після 28 діб довести їх міцність до $P_{ст}$ = 11,136 МПа.

4. Підвищення міцності шламовміщуючих брикетів забезпечується шляхом введення в шихту шлаку і добавки (2% ДП-1).

Бібліографічний список

1. *Лисин В.С., Юсфин Ю.С. Ресурсо-экономические проблемы XXI века и металлургия. — М.: Высшая школа, 1998 - 447 с.*
2. *Гасик М.И., Лякишев Н.Г., Физикохимия и технология электроферрошлаков: Учебник для вузов.* Днепропетровск: ГНПП «Системные технологии»,
3. Бобылев В.П., Таран Ю.Н., Плискановский С.Т. Анализ природоохранной деятельности предприятий черной металлургии Юга страны, стратегии исследований, разработки и практической реализации экологически чистых технологий // Тез. докл. засед. науч. совета ГКНТ СССР “Новые процессы в черной металлургии”. - Москва, 1990. - С. 25-27.
4. Таран Ю.Н., Бобылев В.П., Плискановский С.Т. Принцип автотрофности — теоретическая основа концепции создания экологически чистых производственных модулей и многоотраслевых промышленных центров // Всеукр. науч.-практ. конф. “Теория и практика решений экологических проблем в горнодобывающей и металлургической промышленности”. - Днепропетровск, 1993. - С. 3.
5. Величко А.Г., Пройдак Ю.С., Бобылев В.П. Экологизация металлургических предприятий и многоотраслевых промышленных центров Украины: Сб. науч. тр. Нац. горного университета. 2003. -№ 17. Том 2. - С. 616-620.
6. Бобылев В.П. Модульный подход к решению экологических проблем металлургии Украины // Сталь. - 1999. - № 8. - С. 83-86.
7. Бобылев В. П. Разработка рециркуляционной производственной системы с учетом критериев устойчивого развития и принципов техногенной безопасности // Теория и практика металлургии.- 1999. - № 5. - С. 57-60.
8. Бобылев В.П. Теоретические основы и технология утилизации металлосодержащих шламов // Тез. докл. междунар. конф. по проблемам исследования (ARV). Конверсия и экология. Научн. Программа НАТО и стран ассоц. членов. - Днепропетровск, 1997. - С. 46-47.
9. Новиков Н.В., Соколов К.А., Капран И.И., Овчарук А.Н. Исследование химического, минералогического и фазового состава никелевых руд для выплавки ферроникеля // Металлург, и горноруд. пром-сть. - 2005. - № 3,- С. 19-22.

Стаття надійшла 01.10.2014

UDC 622.7:669.1

*S. Kravtsov**

Thi efficacy of waste production electrical ferroalloy as secondary metallurgical raw materials

Based on concept ecologization of production studied the possibility of using slag electroferroalloy production under agglomeration method of pressing for use as a secondary metallurgical raw materials. Found depending strength of the briquettes on the content of slag, sludge, powdery additives and briquettes exposure time in normal conditions.

На підставі концепції екологізації виробництва проведені дослідження можливості використання шлаків, електрофероспла вного виробництва при окускуванні методом пресування для використання в якості вторинної металургійної сировини. Знайдені залежності міцності брикетів від вмісту шлаку, шламу, порошкоподібних добавок і часу витримки брикетів в нормальних умовах.

На основании концепции экологизации производства проведены исследования возможности использования шлаков, электроферросплавного производства при окусковании методом прессования для использования в качестве вторичного металлургического сырья. Найдены зависимости прочности брикетов от содержания шлака, шлама, порошкообразных добавок и времени выдержки брикетов в нормальных условиях.

Introduction. Sludge and dust, are in the open storage, and transformed into powerful sources of anthropogenic factors destabilizing the environment not only in storage areas. Consequently, the open storage of sludge, from an environmental point of view, is unacceptable method of waste management [1]. To a greater extent the environmental aspects of waste management of heavy metals manifested in production of electroferroalloys [2].Currently, waste metallurgical industry partially utilized by method dynamic hot pressing cast iron shavings, and is partially used as a binder for create quality briquettes from iron ores and concentrates. Method of briquetting shavings cast iron ore offered N.A. Yarkho for hematite ores of Krivoy Rog. The disadvantages of this technical solution is to obtain briquettes with relatively low physical and mechanical properties and the insufficient utilization level of industrial waste, as well as having higher energy costs due to the need of using during briquetting large amounts electricity for roasting, electro drying briquettes. Conceptual level ecologization of metallurgical production, as a technical system of using nature is determined by the degree of use of first raw materials and rational waste management. The concept led to the development of environmentally friendly, resource-saving production technology without firing pellets and briquettes from waste products [7, 8].Theoretical and experimental studies in electroferroalloy industry allowed to carry out a comprehensive approach to the problem of the use of solid waste as secondary metallurgical raw materials [2,9].Using the itself-disintegrating slag electroferroalloy production has required an additional research.

Materials and methods of research. The studies were conducted using waste ferroalloy production: ferro-nickel sludge and itself-disintegrating slag. The chemical composition was determined in accordance with the requirements of GOST 5054-80 for the selection and preparation of samples and GOST 23581.15-81, GOST 23581.18-81 to perform the analysis. The results of chemical analysis for major elements and compounds are presented in Table 1.

Table 1 - The chemical composition of the tested materials

Material	Component content, %						
	CaO	Al2O3	SiO2	MgO	Fe	Ni	Cr2O3
Slag	55	6-10	16-25	6-8	6,1	-	-
Sludge	18-20	1-2,1	38- 40	5	24-26	1,45-1,5	0,8-1

By mineralogical composition refining slag close to belite Portland cement clinker, ie the main mineral is belite - dicalcium silicate, the content of which - 64-68 wt.%. This slag refers to the base slags, which has the slag basicity module Mo = 2.2-2.3, the value of which characterizes it as an itself-disintegrating slag.Materials dosed in a predetermined ratio (see Table 2). Each series of materials were mixed to the desired degree of homogeneity in the mixer. Charge humidity W= 9 ± 0,5 % was pressed on the press П-10 with effort Psg =460 kgf. The samples were kept under normal conditions in air of 28 days. In this period were tested for strength. Tensile strength of briquettes at compression was determined on days 7, 14, 28 days, respectively. 6 samples were tested in each series and were calculated the average values.**Analysis of the results of research.**Experimental studies have shown that the strength of briquettes Series 1.1 on day 7 exposure has a value Рмах = 10022,46 kPa. Hereinafter there

*Kravtsov Strgey, assistant NMetAU. PhD.
Reviewer Khrichikov Valeriy , Head of Department of NMetAU ,professor,Doctor of Technical Sciences (D. Sc)

was a tendency to decrease (see illustration 1). Description depending briquettes strength on the exposure time by the equation (1) allowed to determine that the maximum reduction in slag briquettes will achieved on 21 day. Using powder additives DP-1 in series 1.2-1.4 showed that when administered in the slag of 2% DP-1 the strength briquettes increases from P7=6960,22 kPa on 7 day prior P14= 8908,20 kPa on 14th day, and the maximum strength P28=11 136,36 kPa is reached on 28 day of exposure. Introduction 5% supplements ensure increase in strength P7= 6960,22 kPa.

Table 2 - The composition of components of the investigated briquettes

№ series of briquette	The components of the mixture, %			The strength of briquettes, max kgf/cm (kPa)
	Slime	Slag	Additive DP-1	
1.1	-	100	-	102,27 (10022,46)
1.2	-	98	2	113,63 (11136,36)
1.3	-	95	5	71,02 (6960,22)
1.4	-	93	7	79,54 (7795,45)
2.1	85	15	-	65,34 (6403,40)
2.2	90	10	-	65,34 (6403,40)
3.1	85	14	1	73,86 (7238,28)
3.2	85	13	2	90,90 (8908,20)
3.3	85	12	3	79,54 (7794,92)
4.1	85	10	5	68,18 (6681,18)

Further exposure of briquettes Series 1.3 on air, almost does not lead to their strengthening. Dependence of the strength briquettes Series 1.4 on the exposure time has clearly expressed extreme nature and can be described by equation (4).

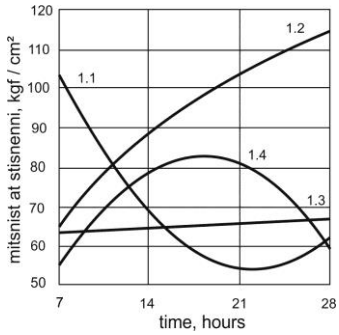


Figura 1 - The dependence of the strength of briquettes exposure time in air under normal conditions: 1.1- 1.4 - sample number (see Table 2),

$$Y1.1 = 0,2126x2 - 9,3344x + 157,2 \quad (1)$$

$$Y1.2 = 34,838Ln(x)-1,9768 \quad (2)$$

$$Y1.3 = 2,0493Ln(x) + 59,933 \quad (3)$$

$$Y1.4 = -0,2222x2 + 7,914x + 12,311 \quad (4)$$

The results of research strength sludge-containing briquettes are shown in Illustration 2. Samples briquettes series 2.1 on 7 day exposure acquire strength P = 4872.16 kPa and a series of samples of 2.2, at a ratio of "Slime: slag" = 90:10 possess strength P = 5707.38 kPa. and a series of samples of 2.2, at a ratio of "Slime: slag" = 90:10 possess strength P = 5707.38 kPa.

On day 14 of endurance the same strength - P = 6403.40 kPa acquired samples series 2.1 and 2.2,

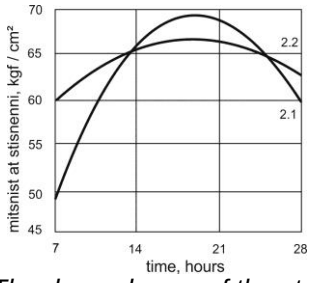


Figura 2 - The dependence of the strength of briquettes on the exposure time in air under normal conditions: 2.1-2.2 - sample number (see Table 2)

$$Y_{2.1} = -0,1276x^2 + 4,9513x + 21,023 \quad (5)$$

$$Y_{2.2} = -0,0483x^2 + 1,8263x + 49,242 \quad (6)$$

and then the durability of their decreased, and on day 28 amounted to $P_{2.1}$= 5860,4 kPa and $P_{2.2}$= 6175,1 kPa respectively. Mathematical description of dependence of the strength briquettes against exposure time in equation (5) and (6) gives the basis to assume that the maximum durability of briquettes 2.1 series will reached on 19-20 day of exposure, all other things being equal, and it will be higher than the strength of briquettes series 2.2. Consequently, slag which was analyzed may be used as a binder component in getting slime containing briquette, containing slime - 85%. Introduction into the charge of from 1% to 3% DP-1 (see illustration 3) showed that the strength of sludges-slag briquettes increases during exposure. Maximum strength P = 8908.20 kPa acquire briquettes series 3.2 with a ratio of: "Slime: slag: additive 85: 13: 2".Increasing the additive concentration DP-1 to 10% does not give a positive effect, and even leads to a reduction in strength briquettes on 28 day of exposure (see illustration 4).

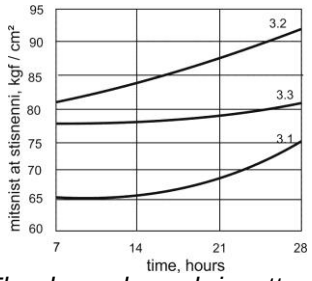


Figura3 - The dependence briquettes strength on exposure time in air under normal conditions: 3.1-3.3 - sample numbers (see Table 2)

$Y_{3.1} = 0,029x^2 - 0,6088x + 68,182$ (7)

$Y_{3.2} = 0,0097x^2 + 0,2029x + 77,652$ (8)

$Y_{3.3} = 0,0097x^2 - 0,2029x + 77,652$ (9)

Besides, it is expedient to produce cold pressing the mixture with a specific pressure of 120-500 kgf / cm^2, the same time subjecting mixture to vibration at a frequency of 20-100 Hz and the amplitude of the vertical oscillations of 1-5 mm.Application a binder based on the refining slag generated in the secondary treatment process is itself-crumbling fine-grained material with inclusions to 1.2-2.0 wt.% of platelet-shaped and spherical metallic compounds,size up to 2.5 mm, predominantly 1 mm. The main part of the slag 97-98 wt.% is fraction of the size of <1 mm, next particles 1 mm is - 1.2-1.8 wt.%, the particles of 1.25 mm - 0.7-1.2 wt.%, particles 2 mm - 0,40-0,80 wt.%.Almost proved the possibility of
waste lime production: dust, siftings, as well as dust

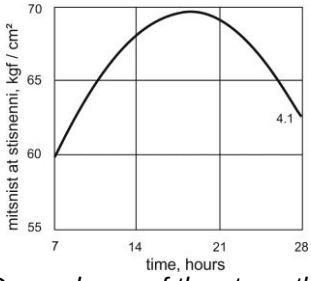


Figura4 - Dependence of the strength briquettes from time of exposure to air in normal conditions: 4.1 - sample numbers (see Table 2)

$Y_{4.1} = -0,0773x^2 + 2,8409x + 43,561$ (10)

as well as dust captured in the filters of the cement industry. All this allows to solve the environmental problems of production, and to ensure its non-waste.

Conclusions. Self-decaying electroferroalloy slag with module basicity Mo>2 can be used for agglomeration of fine-grained waste by compaction.

When pressing (with a force P_{sg} = 4.508 kN) itself-decaying electricferroalloy slag the strength of received briquettes is reduced by 45-50% within 20-22 days exposure under normal conditions. Introduction of additives DP-1 into slag (2% by mass) allowed to increase strength briquettes by 50% after 14 days exposure to 103.6%, and after 28 days increase their strength to P_{sg} = 11,136 MPa.

Increasing strength sludges containing briquettes is achieved by introducing into the charge of slag and additive (2% DP-1).

References

1. Lisin B.C., Yusfin Yu.S. Resurso-ekonomicheskie problemyi XXI veka i metallurgiya. — M.: Vyisshaya shkola, 1998 - 447 s.

2. Gasik M.I., Lyakishev N.G., Fizikohimiya i tehnologiya elektroferroshlakov: Uchebnik dlya vuzov. Dnepropetrovsk: GNPP «Sistemnyie tehnologii»,

3. Bobyilev V.P., Taran Yu.N., Pliskanovskiy S.T. Analiz prirodoohrannoy deyatelnosti predpriyatiy chernoy metallurgii Yuga stranyi, strategii issledovaniy, razrabotki i prakticheskoy realizatsii ekologicheski chistyih tehnologiy // Tez. dokl. zased. nauch. soveta GKNT SSSR “Novyie protsessyi v chernoy metallurgii”. - Moskva, 1990. - S. 25-27.

4. Taran Yu.N., Bobyilev V.P., Pliskanovskiy S.T. Printsip avtotrofnosti — teoreticheskaya osnova kontseptsii sozdaniya ekologicheski chistyih proizvodstvennyih moduley i mnogootraslevyih promyishlennyih tsentrov // Vseukr. nauch.-prakt. konf. “Teoriya i praktika resheniy ekologicheskih problem v gornodobyivayuschey i metallurgicheskoy promyishlennosti”. - Dnepropetrovsk, 1993. - S. 3.

5. Velichko A.G., Proydak Yu.S., Bobyilev V.P. Ekologizatsiya metallurgicheskih predpriyatiy i mnogootraslevyih promyishlennyih tsentrov Ukrainyi: Sb. nauch. tr. Nats. gornogo universiteta. 2003. -# 17. Tom 2. - S. 616-620.

6. Bobyilev V.P. Modulnyiy podhod k resheniyu ekologicheskih problem metallurgii Ukrainyi // Stal. - 1999. - # 8. - S. 83-86.

7. Bobyilev V. P. Razrabotka retsirkulyatsionnoy proizvodstvennoy sistemyi s uchetom kriteriev ustoychivogo razvitiya i printsipov tehnogennoy bezopasnosti // Teoriya i praktika metallurgii.- 1999. - # 5. - S. 57-60.

8. Bobyilev V.P. Teoreticheskie osnovyi i tehnologiya utilizatsii metallosoderzhaschih shlamov // Tez. dokl. mezhdunar. konf. po problemam issledovaniya (ARV). Konversiya i ekologiya. Nauchn. Programma NATO i stran assots. chlenov. - Dnepropetrovsk, 1997. - S. 46-47.

9. Novikov N.V., Sokolov K.A., Kapran I.I., Ovcharuk A.N. Issledovanie himicheskogo, mineralogicheskogo i fazovogo sostava nikelevyih rud dlya vyiplavki ferronikelya // Metallurg, i gornorud. prom-st. - 2005. - # 3,- S. 19-22.

Received 01.10.2014

УДК 669.184.125

*Є.М.Сігарьов, А.Г. Чернятевич, М.М. Недбайло, І.В. Чернятевич**

Дослідження гідрогазодинамічних закономірностей нанесення шлакового гарнісажу на футерівку конвертера комбінованого дуття

Наведені результати фізичного моделювання гідрогазодинамічних процесів під час нанесення шлакового гарнісажу шляхом комбінованого роздування кінцевого шлаку азотомю

Представлены результаты физического моделирования гидрогазодинамических процессов во время нанесения шлакового гарнисажа путем комбинированного раздува конечного шлака азотом.

The results of physical design processes blowing slag bath on lining oxygen converter with the combined blowing out bath.

Постановка завдання. В процесі експлуатації конвертерів із комбінованим продуванням ванни киснем зверху і нейтральним газом (азот, аргон) через днище виявлені наступні недоліки технології з точки зору підвищення стійкості футерівки шляхом нанесення шлакового гарнісажу [1]:

- суттєво ускладнюється класична технологія роздуву кінцевого шлакового розплаву азотом через верхню кисневу фурму з формуванням достатнього шару захисного шлакового гарнісажу на футеровці у зонах верхньої частини циліндра і конусу агрегату, а також догляд за днищем з метою запобігання прискореного зношення останнього та забезпечення працездатності всіх донних фурм (багатоканальних вогнетривких пробок) для подачі азоту;

- унаслідок нерівномірногозношення днища, припинення роботи частини донних фурм в результаті пошкодження при завантаженні лома або «запечатуванні» високомагнезіальним шлаком кампанія комбінованої продувки закінчуєтьсяі агрегат переводиться на класичну верхню продувку.Для вирішення зазначених проблем необхідним є проведення досліджень особливостей гідрогазодинаміки шлакової ванни з урахуванням впливу верхніх і донних азотних струменівна розплав та взаємного розташування сопел верхньої фурми і багатоканальних вогнетривких пробок відносно один одного.

Результати досліджень. Дослідження проводили із використанням модернізованої лабораторної установки [2] на прозорій моделі кисневого конвертера (рис. 1), яка виконана у масштабі 1:20 по відношенню до 250-т конвертера ПАТ «ДМКД».У якості рідини, що моделює шлакову ванну, використовували крохмальний клейстер різної густини, у якості азотного дуття - стиснене повітря. Роздування шлакової ванни з направленим бризковиносом на стіни конвертера здійснювали з подачею повітря через верхню6-ти соплову фурму [2] і одночасно через 6 донних продувальних вставок. При цьому кожну донну вставку розташовували у одній вертикальній площині із відповідним соплом наконечника верхньої фурми. Процес роздування шлаку фіксували за допомогою цифрової відеокамери із використанням високошвидкісних режимів зйомки (120-240 кадр/с).

Для забезпечення гідродинамічної подібності процесів на моделі (м) та промисловому агрегаті (н) використаний модифікований критерій Фруда [3]

$$Fr = \frac{u^2}{gD} \times \frac{p_г}{p_ж - p_г}\ ;\ Fr_м' = Fr_н' , \qquad (1)$$

де $u_м^2$ та $u_н^2$ - швидкість витікання газу, м/с; $p_ж'$ та $p_г'$, $p_ж$ та $p_г$, - щільність рідини та газу відповідно, кг/м3; $D_м$ та $D_н$ - характерний розмір для моделі та промислового конвертера, м; g – прискорення сили тяжіння, м/с2.

Витрату газу, що вдувається з сопел Лаваля визначали за виразом:

$$Q_м = \sqrt{\left(\frac{D_м}{D_н}\right)^5 \times \frac{p_г}{p_г'} \cdot \frac{p_ж' - p_г'}{p_ж - p_г}} \cdot Q_н \qquad (2)$$

де $Q_м$ и – витрата газу на моделі та промисловому конвертері відповідно, (м3/хв.).

Питому витрату газу з отворів донної вставки визначали за виразом

$$v_г = \frac{R \times T_0}{P_0} \times \left(\frac{P_0}{P_г}\right)^{\frac{1}{k}} \qquad (3)$$

а діаметр отвору донної вставки на моделі

$$d_{вст} = \sqrt{\frac{4}{3{,}14} \times \frac{m \cdot v_г}{\omega_г}} \qquad (4)$$

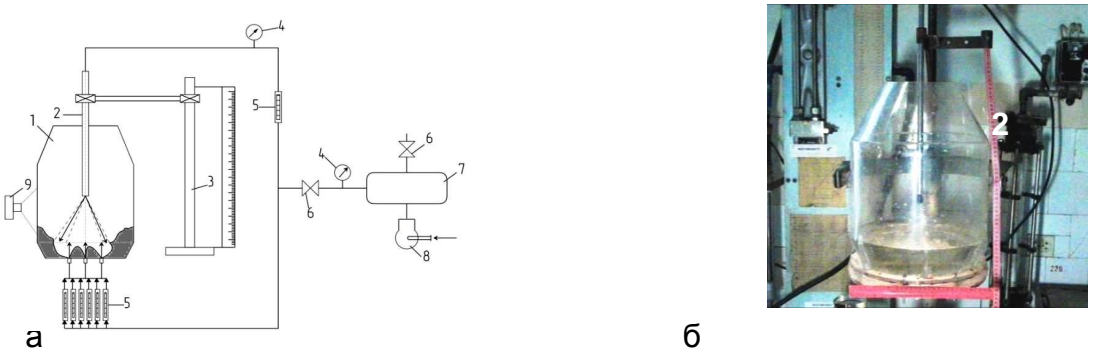
З врахуванням того, що газ витікає у середовище із тиском меншим за критичний, швидкість газу з донних вставок можна визначити за виразом:

$$u_д = \sqrt{2\frac{k}{k+1} \times RT_0} \qquad (5)$$

З використанням комбінованого одночасного роздування шлакової ванни верхніми та донними струменями гідрогазодинамічна картина у робочому просторі конвертера суттєво змінилася

* Сігарьов Євген Миколайович,зав. каф. ДДТУ, д.т.н.;
Чернятевич Анатолій Григорович,д.т.н., професор;
Недбайло Микола Миколайович, начальник конвертерного цеху ПАТ «ДМКД»;
Чернятевич Ігор Володимирович зам. директора сталеплавильного департаменту ПАТ «АМКР», к.т.н.
Рецензент Хричіков Валерій Євгенович, зав.каф. НМетАУ, д.т.н., професор.

(рис. 2) у зрівнянні з верхнім роздувом шлаку [2].Визначальний вплив на напрям винесення крапель та висоту нанесеного на стіни шару рідини має співвідношення висоти розташування верхньої фурми відносно донних вставок .



а б

Рисунок 1 - Схема установки (а) та вигляд (б) моделі конвертеру із комбінованим продуванням ванни: 1 – модель конвертера; 2 – верхня фурма; 3 – пристрій для переміщення фурми; 4 – манометр; 5 – ротаметри; 6 – вентилі; 7 – ресивер; 8 – компресор;9 - відеокамера

Так, у досліджених діапазонах витрат газу та висоти розташування верхньої фурми над рівнем ванни (Нф=15-40 кал.) пробивання струменями шару рідини супроводжується утворенням відбитих від поверхні останньої або днища конвертера (рис. 2) зворотних газових потоків, які формують відповідні зони з відокремлених еліпсоподібних кратерів (рис. 2, б) або об'єднаної реакційної зони (рис. 2, г) та визначальним переміннім впливом потоків газу з донних вставок на напрями винесення крапель рідини на стіни та стовбур фурми.

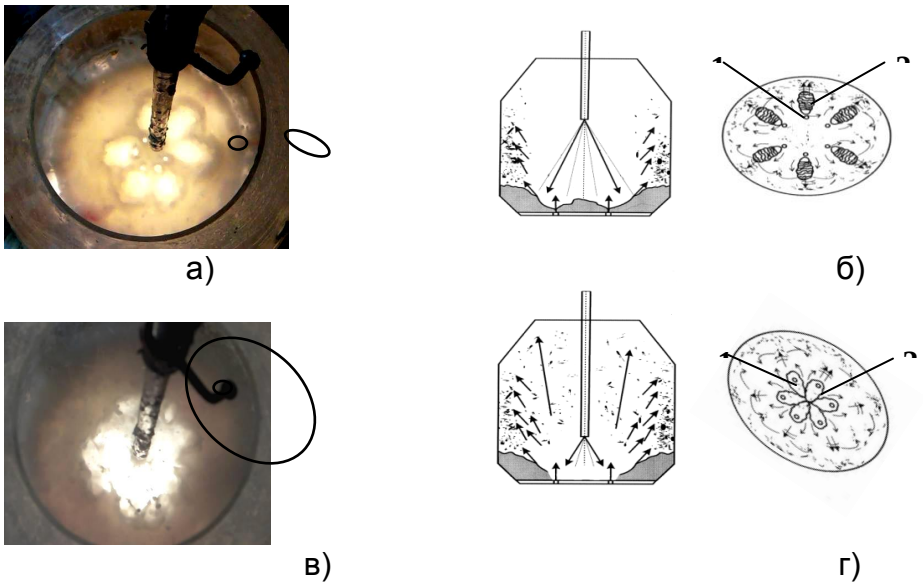


Рисунок 2 – Картина (а, в) та схеми (б, г) винесення крапель при роздуванні ванни за режимами «без пробою» (а) та «з пробоєм» (в) шару рідини:
1 – зона виходу газу з донної фурми; 2 – зони взаємодії верхніх струменів із рідиною.
а) висота розташування верхньої фурми Нф= 40 кал.; б) Нф= 15 кал. відповідно

Зворотні газові потоки у залежності від висоти розташування фурми над рідиною, розташовуються за межами (рис. 2, б), або перетинають зони виходу газу з донних вставок (рис. 2, г). Встановлено, що у визначеному діапазоні hф/dф (області на рис. 3 обмежені вертикальними лініями) забезпечується зменшення «зашлаковування» стовбура фурми із одночасним збільшенням обсягу крапель рідини, що спрямовані на стіни конвертера.

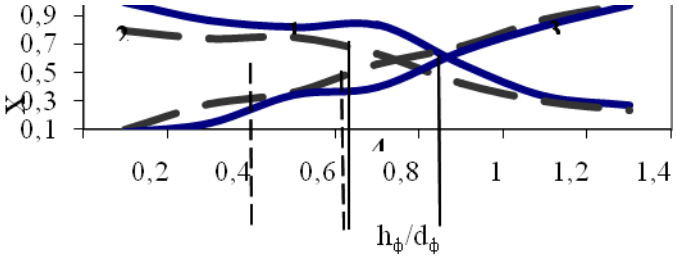


Рисунок 3 – Залежність відносної щільності (Х) покриття краплями рідини стін конвертера (1, 2) та відношення зони, вільної від шлакового покриття на стовбурі фурми до її довжини (3, 4) від висоти розташування фурми та витрат газу:на одне сопло наконечника фурми:криві 1, 4 – 0,038 м^3/хв.; 2, 3 – 0,048 м^3/хв. при витратах 0,08·10^{-2} м^3/хв. - на одну донну вставку

У режимі роздування «без пробою» ванни вплив потоку газу з донних вставок відображається у суттєвій дестабілізації кратерів. У випадку розташування фурми на висоті 40 кал. від рівня ванни забезпечується практично повне пригнічення винесення крапель на стовбур фурми, але не досягається щільне покриття шаром рідини верхньої конусної частини агрегату.Зі зниженням висоти фурми до 25 кал. відбувається зменшення діаметру кратерів по великій осі, та спостерігається розширення сектора винесення дрібних крапель рідини на верхні частини стовбура фурми і верхню циліндричну область конвертера.Подальше зменшення висоти розташування фурми до 15 кал., із об'єднанням кратерів у одну реакційну зону (рис. 2, в), підвищує обсяги направленого виносу крапель на стовбур фурми та верхню циліндричну і конусну частини конвертера за рахунок додаткового винесення крапель супутніми потоками газу з донних вставок.Другий режим взаємодії дуття з рідкою ванною (із «пробоєм») (рис. 2, в) в умовах комбінованого роздування ванни також має відмінності від встановленого у роботі [2]. Так, наприклад, у випадку розташування фурми на відстані 25 кал. від поверхні ванни забезпечується практично повне пригнічення винесення крапель рідини потоком газу з донних фурм із попередженням «зашлаковування» стовбура фурми при рівномірному по висоті шарі рідини на стінах конвертера. Крім того, потік газу з донних фурм дещо змінює форму та розмір кратерів (більше на 10-15%), у порівняні із тільки верхнім роздуванням [2], підвищує висоту гребеню та обсяги рідини, що викидається у напрямку стін конвертера.Таким чином, за умов роздування ванни у конвертері із комбінованим продуванням необхідним є узгодження висоти розташування наконечника фурми по відношенню до донних вставок. Згідно із виконаними розрахунками для умов 250-т конвертера КЦ ПАТ «ДМКД» робочі висоти розташування наконечника 6-ти соплової гарнісажної фурми повинні складати: від 0,30 до 0,55 м, що забезпечить утворення об'єднаної реакційної зони у межах малого кола донних вставок та від 1,50 до 1,65 м, що відповідає розташуванню кратерів у області між малим та великим колами донних вставок.

Висновки. В залежності від висоти фурми над рівнем шлаку зони зворотних потоків розташовуються перед, за межами або перетинаються із зонами виходу газу з донних вставок. Встановлено переважний вплив висоти розташування наконечника фурми відносно донних вставок на співвідношення обсягів виносу крапель рідини на стіни конвертера та стовбур фурми.

Бібліографічний список

1. Чернятевич А.Г. Направления совершенствования комбинированной продувки конвертерной ванны кислородом и нейтральным газом // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Сб. науч. тр. ИЧМ. – 2014. - №28. – С. 147-160.
2. Оценка состояния футеровки 160-т конвертеров с применением лазерной системы контроля / Е.Н. Сигарев, А.Г. Чернятевич, И.В. Чернятевич [и др.] // Теория и практика металлургии. - 2014. – № 1-2. - С. 27-32.
3. Моделювання гідрогазодинамічних та теплофізичних параметрів нанесення шлакового гарнісажу і торкрет-покриття на футерівку конвертера / А.Г. Чернятевич, С.Є. Самохвалов, Є.М. Сігарьов [та ін.] // Теория и практика металлургии. - 2010. – № 1-2. - С. 82-89.
Mazumdar D., Evans J.W. Modeling of steelmaking processes. – Boca Raton, London, New York: CRS Press, Taylor and Francis Group, 2010. – 463 p.

Стаття надійшла 01.12.2014

УДК 669.184.125

*E.N. Sigarev, A.G. Chernyatevich, N.N. Nedbaylo, I.V. Chernyatevich**

Investigationoffluidandgasdynamicprinciplesofslagsplashinginthe combined blowing converter

Наведені результати фізичного моделювання гідрогазодинамічних процесів під час нанесення шлакового гарнісажу шляхом комбінованого роздування кінцевого шлаку азотом

Представлены результаты физического моделирования гидрогазодинамических процессов во времянанесения шлакового гарнисажа путем комбинированного раздува конечного шлака азотом

Results of physical simulation of fluid and gas dynamic processes during the splashing of final slag by combined blowing with nitrogen hav ebeen introduced

Issue definition. During the operation of combined blowing converters with top oxygen blow and neutral gas (nitrogen, argon) through the bottom following technology disadvantages have been fixed in terms of lining life increase by slag splashing method [1]:

- classic technology of final slag splashing by nitrogen through the top oxygen lance with creation of sick layer of protective slag scull at the lining in the areas of top cone and cylinder and also bottom maintenance in terms of refractory deterioration and insurance of workability of all the bottom tuyeres (multi channel refractory plugs) for nitrogen supply is essentially complicated;

- combined blowing campaign is terminated and facility is transferred to classic top blowing due to the non-uniform bottom wear, switching-off of some bottom tuyeres because of damage by charged scrap or clogging with high magnesia content slag.

To resolve the mentioned above constrains investigation of slag bath fluid and gas dynamic is required, taking into account of top and bottom nitrogen jets impact on melt and relative position of top lance nozzles and bottom tuyeres.

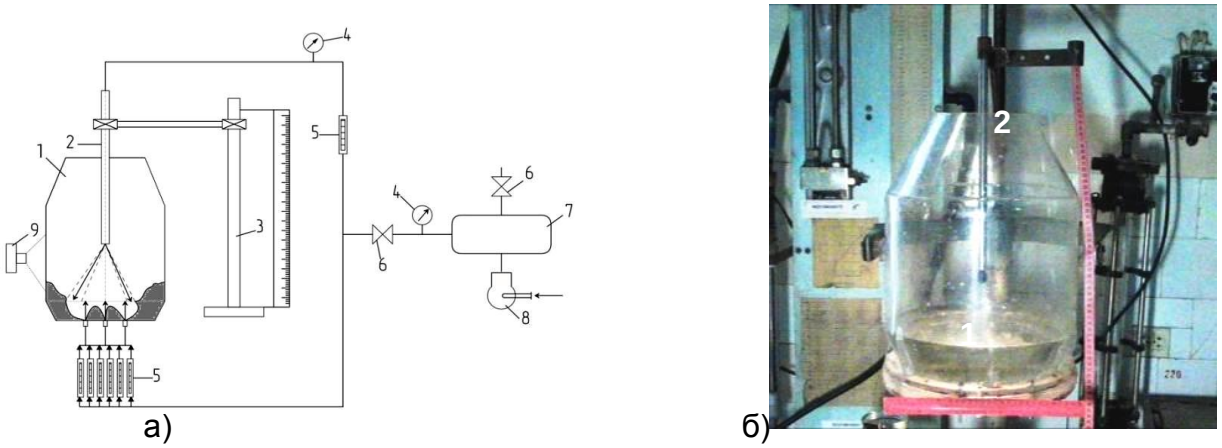
Investigation results. Investigation was provided by use of modernized laboratory installation [2] at the transparent oxygen converter model (Fig. 1) of 250-t BOF of PJSC “DMKD” in the scale 1:20.

Different viscosity starch glue was used for simulation of slag bath. Nitrogen blow was simulated by pressed air. Slag splashing with oriented drop flow was provided by air supply through the 6 holes top lance [2] and 6 bottom tuyeres simultaneously. Herewith each bottom tuyere was vertically positioned with correspond nozzle of top lance. Slag splashing process was fixed by digital video-camera with high speed recording (120-240 fps).

To ensure the model (м) and industrial facility (н) processes fluid and gas similarity modified Froude number was used [3]

$$Fr = \frac{u^2}{gD} \times \frac{p_г}{p_ж - p_г}\,;\; Fr_м' = Fr_н'\,, \qquad (1)$$

Where $u_м^2$ and $u_н^2$- gas flow speed, m/s; $p_ж'$ and $p_г'$, $p_ж$ and $p_г$ - liquid and gas density correspondingly, kg/m3; $D_м$ and $D_н$ – specific dimension for model and industrial facility, m; g – gravity accelaration, m/s2.



а) б)

Figura 1 - Схема установки:1 – converter model; 2 – top lance; 3 – lance moving device; 4, 5 – flow meters; Figure 1 – Installationscheme(a) andcombined blowing converter modeloverview (b):6 – valves; 7 – receiver tank; 8 – compressor; 9 – videocamera

* Sigarev Evgeny, head of ferrous metals metallurgy subdepartmentin Dniprodzerjinsk State Technical University, DscTech;
Chernyatevich Anatoly , head of department in Institute of Ferrous Metallurgy of Ukraine State Academy of Science, DScTech;
Nedbaylo Nikolay, head of BOF shop in PJSC “DMKD”;
Chernyatevich Igor, deputy of steel plant director in PJSC “AMKR”, PhD.
Reviewer: Kamkina Lyudmila , head of subdepartment in State Metallurgical Academy of Ukraine, DscTech, prof.

Gas rate blown through the Laval nozzles was estimated by equation:

$$Q_M = \sqrt{\left(\frac{D_M}{D_H}\right)^5 \times \frac{p_г}{p_г} \cdot \frac{p_ж - p_г}{p_ж - p_г}} \cdot Q_H \qquad (2)$$

Wher Q_M and $Q_н$ – model and industrial converter gasrate correspondingly, (м^3/minute).

Required gas rate through the bottom tuyere channel was estimated by equation

$$v_г = \frac{R \times T_0}{P_0} \times \left(\frac{P_0}{P_г}\right)^{\frac{1}{k}} \qquad (3)$$

and for model bottom tuyer diameter

$$d_{всm} = \sqrt{\frac{4}{3{,}14} \times \frac{m \cdot v_г}{\omega_г}} \qquad (4)$$

Taking into account that gas flows to the surround with pressure lower than critical, gas speed from the bottom tuyeres can be estimated by equation:

$$u_д = \sqrt{2\frac{k}{k+1} \times RT_0} \qquad (5)$$

Usage of simultaneous slag splashing by top and bottom jets significantly changed the fluid and gas dynamic picture inside the converte rvolume (Fig. 2) compared to top blowing only [2]. It has been determined that decisive impact on drop flow direction and height ofl iquid layer spread to the walls had the correlation of top lance height related to bottom tuyeres.

For example, breakdown of liquid layer by gas jets in the investigated ranges of rate and top lance height above the bath ($H_ф$=15-40 cal.) is attended with creation of back flows gas jets reflected from the bottom (Fig. 2), which form the relevant areas with separate elliptical shape craters (Fig. 2, b) or combined reaction zone (Fig. 2, d) and determine variable impact of gas flows from the bottom tuyeres on the direction of drops outflow to the converter walls and lance body.

Depends from the lance heigh gas backflows there are located out of borders (Fig. 2, b) or crosses the areas of gas exit from form the bottom tuyeres (Fig. 2, d). It was determined that in the fixed range of $h_ф/d_ф$ (area in the Fig.3 restricted by vertical lines) reduction of sculls formation at the lance body and increase of liquid volume forwarded to the converter walls is provided.

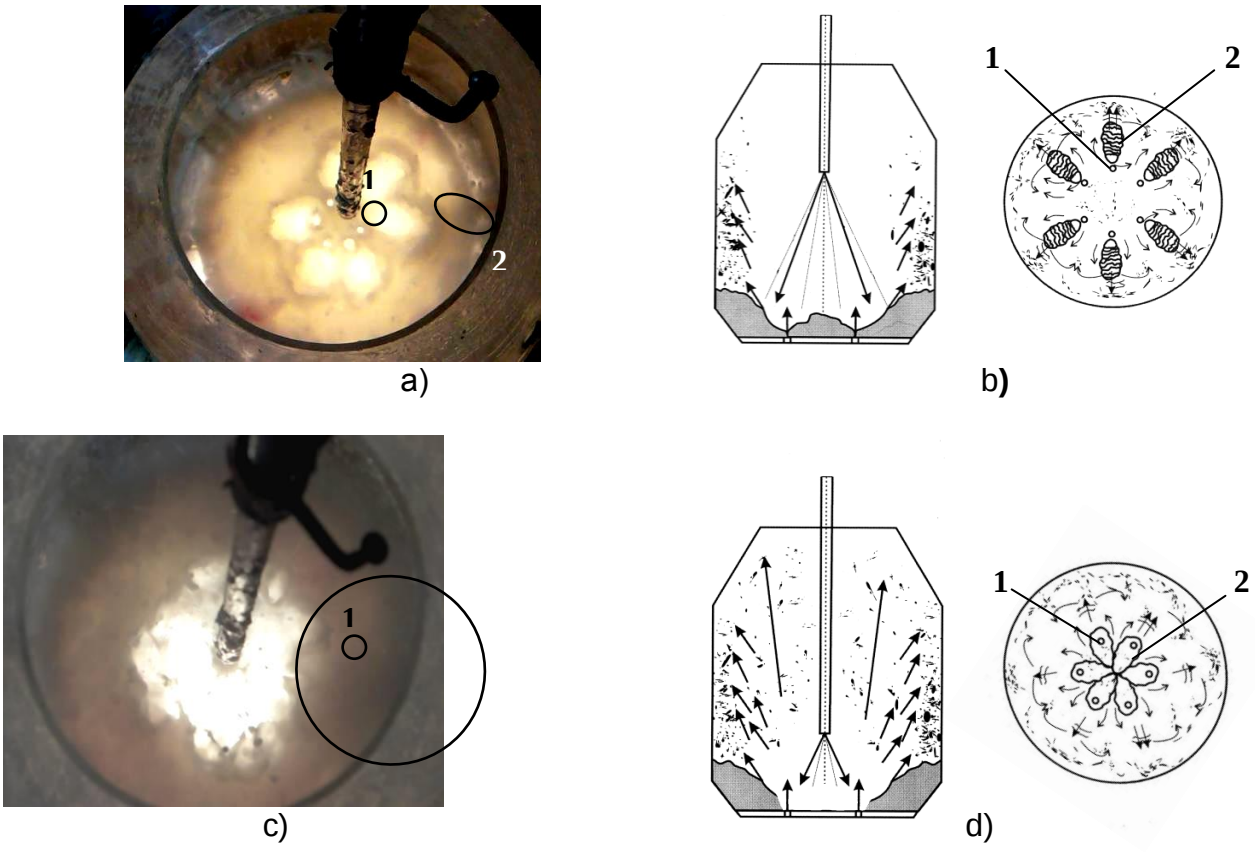


Figure 2 – Overview (a, c) and schemes (b, d) of drops flow during liquid bath blowing within the bath disruption less (a) and disruption (c) regimes:
1 – area of gas outflow from bottom tuyere; 2 – area of top jets penetration.
a) height of top lance above the bath level Нф= 40 cal.; b)Нф=15 cal. correspondingly

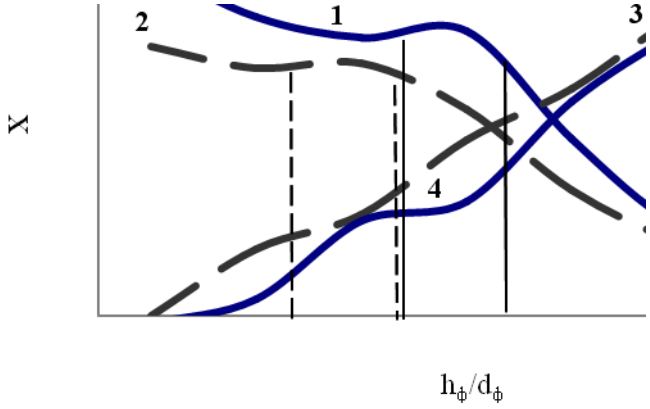


Figure 3 –Relationship between specific thi ckness(X) of converter walls cover by drops (1, 2) and relation of area slag layer less at the lance to its length (3, 4) from the lance height and gas flow rate per one nozzle:curves 1, 4 – 0,038 м^3/min.; 2, 3 – 0,048 м^3/min.within the rate through the bottom tuyere 0,08·10^{-2} м^3/min

Significant craters destabilization is provided by gas jets from the bottom tuyeres in the slag splashing regime without bath breakdown. For example, in case of lance height at the levelof 40 calibers actually full suppression of drop outflow to the lance body is provided, butcover of converter top cone with liquid layer is not ensured.

Reduction of lance heightto 25 calibers leads to decrease of craters diameter with the big axis, at that small drops outflow to the upper part of lance body and converter cylinder area sector expansion is observed.

Further decrease of lance heigh tto 15 calibers within the craters coalescence to the single reaction zone (Fig. 2, c) increases the volumes of forwarded drops outflow to the lance body and upper cylinder and conical part of vessel by additional drops outflow with passing gas streams from the bottom tuyeres.

Other regime of blow and liquid bath reaction (within the bath breakdown) (Fig. 2, c) for combined blowing has a difference compared to fixed in the work [2] as well. For example, in case of lance height of 25 calibers actually complete suppression of drops outflow with gas jets from bottom tuyeres is provided within the prevention of scull forming at the lance body and creation of smooth layer of liquid at the converter walls. Besides of this, gas flow from the bottom tuyeres modifies the shape and dimension of craters (10-15% expansion) compared to just top blowing [2], increases the height of comb and volumes of liquid thrown to the converter walls.

Consequently alignment of top lance height to the position of bottom tuyeres is required to ensure the efficient slags plashing in the combined blowing converter.Correspondingly to estimation made for 250-t BOF of PJSC “DMKD” working height of 6 holes lance should be in the rangeof 0,30-0,55 m to ensure the creation of combined reaction zone in the limits of small circle of bottom tuyeres and 1,50-1,65 m which is aligned with the area of craters location between the small and big circles of bottom tuyeres.

Conclusions. Depends form lance height above slag bath zones of back flows are placed before, out of gas exit areas from bottom tuyeres or cross them. It is established that lance tip height related to bottom tuyere has a main impact on ratio of liquid drops outflow to the converte walls and lance body.

References

1. Chernyatevich A.G.Prospects of oxygen and neutral gas blowing improvement for the converter bath // Fundamental and application problems of ferrous metallurgy. Institute of Ferrous Metallurgy proceedings. – 2014. - №28. – P.147-160.
2. Simulation of fluid and gas dynamic and thermophysical parameters of slag splashing and converter lining gunning / A.G. Chernyatevich, S.E. Samokhvalov, E.N. Sigarev [and other] // Theory and practice of Metallurgy. - 2010. – № 1-2. - P.82-89.
3. Mazumdar D., Evans J.W. Modeling of steelmaking processes. – BocaRaton, London, NewYork: CRS Press, Taylorand FrancisGroup, 2010. – 463 p.

Received 01.12.2014

ЗМІСТ

П.О. ЗАБЛОЦЬКИЙ, А.В. КАРАСЕВИЧ, В.О. ПЕТРЕНКО, В.М. КОВШОВ, О.С. КОСТОМАРОВ* 7

Блок – схема алгоритму ведення доменної плавки на основі аналізу відновних процесів 7

P. ZABLOTSKY, A. KARASEVYCH, V. PETRENKO, V. KOVSHOV, A. KOSTOMAROV* 10

Block-schemaofthealgorithmconduct blast furnace smelting bastd on the analysis recovery processes 10

А.Г.СТАРОВОЙТ, А.С. КОВЕРЯ, М.С. ЧЕМЕРИНСЬКИЙ* 13

Дослідження динаміки тиску розпирання та спучування вугільної шихти, яка містить газове вугілля, попередньо нагріте в електромагнітному полі 13

A.STAROVOIT,A. KOVERYA,M. CHEMERINSKII* 17

Investigation of dynamics of swelling pressure and swelling of coal charge with gas-coal concentrate pre-heated in tltctromagnetik field 17

О.В. БАБЕНКО * 19

Особливості вибору в'яжучих для окускування дрібнодисперсних матеріалів. 19

A. BABENKO* 23

Particularity of binder choice for sintering of finely dispersed materials 23

Є.В.СИНЕГІН* 27

Оцінка ефективності взаємодії газопорошкового струменя з рідким металом 27

E. SINEGIN* 31

Estimation of efficiency of interaction gas-powderjets with liquid metal 31

А.П.ШЕВЧЕНКО, В.І. ЄЛІСЄЄВ, С.А. ШЕВЧЕНКО, І.О. МАНАЧИН, А.М.ШЕВЧЕНКО* 35

Оцінка швидкісних характеристик двофазних магнійвмісних потоків у каналах фурм, що занурені 35

A. SHEVCHENKO, V.ELISEEV, S. SHEVCHENKO, I. MANACHIN., A. SHEVCHENKO* 39

The evaluation of the velocity parameters of the two-phase flows, contained magnesium, in the channels of submerged lances 39

Д.М. ТОГОБИЦЬКА, В.П. ПИПТЮК, І.Н. ЛОГОЗИНСЬКИЙ., .А. ЛЕВІН, О.С.КОЗАЧОК, Ю.М ЛІХАЧОВ* 44

Про один із підходів стабілізації складу електросталі виробництва ПАТ «ДНІПРОСПЕЦСТАЛЬ» 44

D. TOGOBITSKAYA, V. PIPTYUK, I. LOGOZINSKY, B. LEVIN, A. KOZACHEK, Y. LIKHACHEV* 47

On one approach, stabilization of electric steel production of PJSC "DSS" 47

Г.Ш.КІРІЯ, Л.Х. ІВАНОВА, М.О. ХИТЬКО* 50

Дослідження впливу енергоінформаційної дії на метал, що твердіє... 50

G. KIRIYA, L. IVANOVA, M.HITKO* 52

Study of ineluence of energy-information impact on solidifying cast iron 52

О.Г. БЕЗШКУРЕНКО* 54

Характеристика неметалевих включень та зменшення їх впливу на затягування каналів стаканів-дозаторів при безперервній розливці вуглецевої сталі 54

A.BEZSHKURENKO* 59

Characteristics of non-metallic inclusions and reduce their impact on the delay CHANNELS cup dispenser in the continuous casting of carbon steel 59

І.В.ДОБРОВ* 64

Експериментальне визначення ковзання циліндричної заготовки при осадці плоским пуансоном 64

I.DOBROV* .....

THE EXPERIMENTAL DETERMINATION OF SLIDING CYLINDRICAL WORKPIECE AT UPSETTING FLAT PUNCHES 68

Ю.О.ДІННІК, Г.С.МАКЕЄВА* .....

АНАЛІЗ ТА КЛАСИФІКАЦІЯ МЕТОДІВ ЗМЕНШЕННЯ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ ПРИ РОЗРОБЦІ ПРОЕКТУ ПІДВИЩЕННЯ НАДІЙНОСТІ У ЗВАРНИХ З'ЄДНАННЯХ МЕТАЛЕВИХ КОНСТРУКЦІЙ 72

U.DINNIK, G.MAKEYEVA* .....

ANALYSIS AND CLASSIFICATION METHODS OF REDUCING RESIDUAL STRESS IN THE PROJECT ELABORATION IMPROVE THE RELLABILITY IN WELDED JOINTS OF METAL STRUCTURES 76

С.Ю. МАКЕЄВ, В.Н. КАРАБУТ* .....

ВПРОВАДЖЕННЯ ПРОГРАМНИХ ПРОДУКТІВ ФІРМИ «АСКОН» ПРИ НАВЧАННІ СТУДЕНТІВ СПЕЦІАЛЬНОСТІ «ІНЖЕНЕРНА МЕХАНІКА» 80

S.U. MAKEEV, V.N. KARABUT* .....

THE IMPLEMENTATION OF SOFTWARE PRODUCTS OF COMPANY "ASCON" IN TEACHING STUDENTS ON THE SPECIALTY "ENGINEERING MECHANICS" 85

А.Ф.Санін, В.П.Бобилев, В.Д.Бербенцев, В.А.Доморацький, В.К.Миколаїв, І.І.Шпирка .....
КОМПЛЕКС МЕТОДІВ ОДЕРЖАННЯ ЗАГОТОВОК РІЖУЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ 90

A.SANIN, V.BOBILEV, V.BERBENCEV, V.DOMORATSKIY, V.NIKOLAEV, I.SHPIRKA* .....

METALLURGICAL PRODUCTION ASSURANCE END OF THE CUTTING TOOL 94

Є.Л.СОРОКІН* .....

КІНЕТИКА ВЗАЄМОДІЇ РУДНОЇ ТА ВУГІЛЬНОЇ СКЛАДОВИХ 98

E.SOROKIN* .....

KINETICS OF COOPERATION ORE AND COAL CONSTITUENTS 102

О.Г.ВЕЛИЧКО, Л.В.КАМКІНА, В.С.МАНІДІН, Л.Є.ІСАЄВА, І.Ф.ЧЕРВОНИЙ* .....

РОЛЬ БОРУ В ПРОЦЕСАХ ОТРИМАННЯ ЯКІСНОЇ СТАЛІ І ПРОБЛЕМИ ЙОГО ВИЗНАЧЕННЯ 104

A.VELICHKO, L.KAMKINA, V.MANIDIN, L. ISAEVA, I. CHERVONYIY* .....

A ROLE OF THE BORON IN THE PROCESSES OF RECEIPT OF HIGH-QUALITY STEEL AND PROBLEM OF HIS DETERMINATION 109

О.Ю. ПОТАП, О.О. БОЙКО, М.Ю. КУЗЬМЕНКО, В.В. ДУДКІНА* 115

ВИБІР РАЦІОНАЛЬНОЇ СТРУКТУРИ МОДЕЛІ МІЖКЛІТЬОВОГО ПРОМІЖКУ ДРІБНОСОРТНОГО БЕЗПЕРЕРВНОГО ПРОКАТНОГО СТАНУ .....

O. POTAP, O. BOYKO, M. KUZMENKO, V. DUDKINA* .....

THE CHOICE OF THE RATIONAL STRUCTURE MODEL OF INTERVALS BETWEEN ROLLING MILLS ON CONTINUOUS LIGHT-SECTION ROLLING MILL 117

Р.П. ПОГРЕБНЯК* .....

СТРУКТУРНИЙ АНАЛІЗ І РАЦІОНАЛЬНЕ ПРОЕКТУВАННЯ ПАРАЛЕЛОГРАМНОГО ЗАХОПЛЮЮЧОГО ПРИСТРОЮ МАНІПУЛЯТОРА 121

R.POGREBNYAK * .....

STRUCTURAL ANALYSIS AND RATIONAL DESIGN PARALLELOGRAM ARM GRIPPING DEVICE 123

С.С. ЗДАНЕВИЧ, В.О. ЄРМОКРАТЬЄВ, С.В. ЗДАНЕВИЧ* .....

АНАЛІЗ ЕНЕРГОСИЛОВИХ ПАРАМЕТРІВ І ТЕХНОЛОГІЧНИХ МОЖЛИВОСТЕЙ КОСОВАЛКОВОЇ ТРУБОПРАВИЛЬНОЇ МАШИНИ 126

ST. ZDANEVICH, V.ERMOKRATYEV, S. ZDANEVICH* .....

A NALYSIS OF POWER PARAMETERS AND TECHNOLOGICAL CAPABILITIES PIPE-STRAIGHTENING MACHINE 130

М.Г.МАЛІЧ, С.В. БУХАНСЬКИЙ* .....

ШЛЯХИ УДОСКОНАЛЕННЯ ШПИНДЕЛЬНОГО З*ЄДНАННЯ ГОЛОВНОЇ ЛІНІЇ ПІЛІГРІМОВОГО СТАНУ 5-12 134

N.MALICH, S.BUHANSKY* .....

BY IMPOVING CYLINDER WITH "UNITY OF HOME LINNIYI PILIHRYMOVONO 5-12" 136

М.О.МАТВЄЄВА, Б.В.КЛІМОВИЧ, Ю.М. НИКОЛАЄНКО

Дослідження впливу легування алюмінієм і комплексного модифікування на структуроутворення чавунних виливків 138

M. MATVEEVA, B. KLIMOVICH, J. NYKOLAYENKO

Research the effect of alloying aluminum and complex modification on structure of iron castings 144

К.І. УЗЛОВ*

Аналіз ліквацийного характеру розподілення компонентів у матриці чавунів з кулястим графітом 151

K. UZLOV*

Analysis of liquation nature of the components distributionin matrix of nodular graphite cast irons 157

Т.М. МИРОНОВА*

Дослідження впливу графітизації на карбідні перетворення в чавунах, що деформуються 163

T.MYRONOVA*

The investigation of graphitization influence on carbide transformations in deformable cast irons 167

KOLESNYK, O. GLOTKA*

X-ray spectroscopy microanalysis of structural components of electrodeposited Fe-Zn alloys 171

В.В.МАЛИЙ, О.І.МАЗУРКЕВИЧ, А.О. ЖУРАВЕЛЬ, С.В. АНТОНЕНКО, М.С.ЗАВГОРОДНІЙ, М.М. ШТАНКОВ, Ю.П. МЯГКОВ, Г.М. ЗАВГОРОДНЯЯ *

Модель управління технологічною зрілістю на підприємстві 175

V. MALYI, A. MAZURKEVICH, A. GURAVEL, S. ANTONENKO, M. ZAVGORODNYI, A.ZAVGOROLNYY, U.MIAGKOV, M.SHTANKOV*

Project management maturity model for compani 178

В.М. КОСЕНКО, В.П. ИВАЩЕНКО, І.Ф. ЧЕРВОНИЙ*

Основні способи і перспективи отримання наноматеріалів в металургії 181

V. KOSENKO, V. IVASHENKO, I. CHERVONY*

Principal methods and perspectives for nonamaterials production in metallurgy 185

В. М. АХУНДОВ *

Інкрементальна каркасна теорія пружнопластичного деформування волокнистих матеріалів при малих і великих деформаціях 189

V.M. AKHUNDOV*

Incremental carcass theory of elastoplastic deformation of polycrystalline materials at small and large deformations 193

С.В. КРАВЦОВ *

Дослідження ефективності використання відходів електрофероспланого виробництва в якості вторинної металургійної сировини 197

S. KRAVTSOV *

Thi efficacy of waste production electrical ferroalloy as secondary metallurgical raw materials 201

Є.М. СІГАРЬОВ, А.Г. ЧЕРНЯТЕВИЧ, М.М. НЕДБАЙЛО, І.В. ЧЕРНЯТЕВИЧ

Дослідження гідрогазодинамічних закономірностей нанесення шлакового гарнісажу на футерівку конвертера комбінованого дуття 204

E.N. SIGAREV, A.G. CHERNYATEVICH, N.N. NEDBAYLO, I.V. CHERNYATEVICH*

Investigation of fluid and gas dynamic principles of slag splashing inthe combined blowing converter 207