

ISSN 1028-2335

№4
(141)
2023

ТЕОРІЯ І ПРАКТИКА МЕТАЛУРГІЇ

THEORY AND PRACTICE OF METALLURGY



ТЕОРІЯ І ПРАКТИКА МЕТАЛУРГІЇ

№4
(141)
2023

НАУКОВО-ВИРОБНИЧИЙ ЖУРНАЛ

Видається з березня 1997 року
Виходить 4 рази на рік

Засновники: Український державний університет науки і технологій
Відділення матеріалознавства та металургії
Академії інженерних наук України

Видавець: Український державний університет науки і технологій

Дніпро
2023

THEORY AND PRACTICE OF METALLURGY

No. 4
(141)
2023

SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

Issued since March 1997
Released 4 times a year

Founders: Ukrainian state university of science and technologies
Department of Materials Science and Metallurgy
Of the Academy of Engineering Sciences of Ukraine

Publisher: Ukrainian state university of science and technologies

Dnipro
2023

Журнал зареєстровано в Національній раді України з питань телебачення і радіомовлення як друковане медіа. Рішення № 924 від 28.09.2023. Ідентифікатор медіа: R30-01392.

Наказом Міністерства освіти і науки України №157 від 09.02.2021 р. журнал включено до категорії «Б» переліку наукових фахових видань України за спеціальностями:

133 – Галузеве машинобудування;

136 – Металургія;

161 – Хімічні технології

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Головний редактор – д.т.н., проф. Проїдак Ю.С. (Україна)

Заступник головного редактора – д.т.н., проф. Камкіна Л.В. (Україна)

д.т.н., проф. Білодіденко С.В. (Україна)

д.т.н., проф. Волкова О. І. (Німеччина)

д.т.н., проф. Гнатушенко В.В. (Україна)

д.т.н., проф. Кнапинський М.Я. (Польща)

д.т.н., проф. Куцова В.З. (Україна)

д.т.н., проф. Лежнев С.М. (Казахстан)

д.т.н., проф. Лялюк В.П. (Україна)

д.т.н., проф. Малий Є.І. (Україна)

д.т.н., проф. Медовар Л.Б. (Україна)

д.т.н., проф. Сігарьов Є.М. (Україна)

д.т.н., проф. Стовпченко Г.П. (Україна)

д.т.н., проф. Фролов Я.В. (Україна)

д.т.н., проф. Шатоха В.І. (Україна)

Матеріали публікуються мовою оригіналу та ліцензуються відповідно до [Creative Commons Attribution 4.0 International \(CC BY 4.0\)](https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/).

Автори зберігають авторські права на опубліковані статті та надають видавцеві невиключне право на публікацію статті з посиланням на нього, як на оригінального видавця, у разі повторного використання, а також на розповсюдження статті у будь-якій формі та на будь-яких носіях.

Автори можуть укласти окремі додаткові договори про невиключне поширення опублікованої статті (наприклад, розміщення її в інституційному репозитарії або публікація в книзі) із зазначенням її первинної публікації в цьому журналі з обов'язковим зазначенням doi статті.

The Journal is registered as a print media outlet by the National Council of Television and Radio Broadcasting of Ukraine. Decision No. 924, dated September 28, 2023. Media Identifier: R30-01392.

By the order of the Ministry of Education and Science of Ukraine No. 157 from 09.02.2021 p. the journal is included in category "B" of the list of scientific professional publications of Ukraine, by specialties:

133 - Industry engineering;
136 - Metallurgy;
161 - Chemical technologies

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Editor in Chief – D. Tech. Sc., prof. Proidak Yu. (Ukraine)

Honorable Editor – D. Tech. Sc., prof. Kamkina L. (Ukraine)

Prof., D. Tech. Sc. Bilodidenko S. (Ukraine)

Prof., D. Tech. Sc. Volkova O. (Germany)

Prof., D. Tech. Sc. Hnatushenko V. (Ukraine)

Prof., D. Tech. Sc. Knapiński M. (Poland)

Prof., D. Tech. Sc. Kutsova V. (Ukraine)

Prof., D. Tech. Sc. Lezhniev S. (Kazakhstan)

Prof., D. Tech. Sc. Lialiuk V. (Ukraine)

Prof., D. Tech. Sc. Malyi E. (Ukraine)

Prof., D. Tech. Sc. Medovar L. (Ukraine)

Prof., D. Tech. Sc. Siharov Ye. (Ukraine)

Prof., D. Tech. Sc. Stovpchenko H. (Ukraine)

Prof., D. Tech. Sc. Frolov Ya. (Ukraine)

Prof., D. Tech. Sc. Shatokha V. (Ukraine)

Articles are published in their original language and licensed under [Creative Commons Attribution 4.0 International \(CC BY 4.0\)](#).

Authors retain copyright of the published papers and grant to the publisher the non-exclusive right to publish the article, to be cited as its original publisher in case of reuse, and to distribute it in all forms and media.

Authors can enter the separate, additional contractual arrangements for non-exclusive distribution of the published paper (e.g., post it to an institutional repository or publish it in a book), with an indication of its primary publication in this journal and the mandatory indication of the article's doi.

Velychko O.G., Sukhyi K.M., Jiang Zhouhua

Vibration characteristics and dynamic control of vacuum treatment

Величко О.Г., Сухий К.М., Джошуа Я.

Вібраційні характеристики та динамічний контроль вакуумної обробки

Vibration characteristics of vacuum treatment at industrial steel vacuumisation units are studied. The amplitude-frequency spectrum and the main sources of vibration of vacuum treatment units are analysed. It is shown that the vibration spectrum is dominated by low and high frequency ranges. In the low-frequency range the vibration of vacuum treatment units is connected with bath oscillations and wave formation on the surface, as well as with decarburisation of metal during oxygen blowing and vacuum-carbon deoxidation and degassing processes. In the high-frequency region the sources of vibration are pulsations of vented gases. Correlation relations between vibration and technological parameters of vacuum treatment are established. Possibilities of vibration method for dynamic control of vacuum treatment are shown. The character of vibration signal level change at the frequency of 8 Hz reflects the dynamics of decarburisation during oxygen blowing of metal at reduced pressure. In the established frequency ranges the vibration characteristics allow to control the processes of vacuum-carbon deoxidation and degassing.

Keywords: vacuum treatment, vibration characteristics, dynamic control, vacuum carbon deoxidation, vacuum degassing.

Досліджено вібраційні характеристики вакуумної обробки промислових установок вакуумування сталі. Проаналізовано амплітудно-частотний спектр та основні джерела вібрації установок вакуумної обробки. Показано, що в спектрі коливань переважають низькочастотний і високочастотний діапазони. У низькочастотному діапазоні вібрація установок вакуумної обробки пов'язана з коливаннями ванни і хвилюєтворенням на поверхні, а також з обезуглероживанням металу при продуванні киснем і процесах вакуумно-вуглецевого розкислення і дегазації. У високочастотній області джерелами вібрації є пульсації газів, що виділяються. Встановлено кореляційні зв'язки між вібрацією та технологічними параметрами вакуумної обробки. Показано можливості вібраційного методу для динамічного керування вакуумною обробкою. Характер зміни рівня вібраційного сигналу на частоті 8 Гц відображає динаміку зневуглюювання при кисневому продуванні металу при зниженому тиску. У встановлених діапазонах частот вібраційні характеристики дозволяють контролювати процеси вакуумно-вуглецевого розкислення та дегазації.

Ключові слова: вакуумна обробка, вібраційні характеристики, динамічний контроль, вакуумне розкислення вуглецю, вакуумна дегазація.

Introduction

Acoustic and vibration control methods have been widely used in the oxygen-converter process to assess decarburization in the converter bath, to determine the level of slag during the blowdown and to predict slag-metal emulsion emissions [1–3].

At the same time, the wide possibilities and potential of vibration and acoustic controlling systems open prospects for their use, for example, in the vacuum treatment of steel [4–5].

This paper presents the results of research on vibration characteristics of steel vacuum degassing in circulating vacuum degasser (RH) and DETEM units.

At 100 and 160 t circulating vacuum degassing units (Fig. 1) vibration sensors were installed at different levels of the vacuum chamber body and on the lid. As experiments have shown, the vibration signal taken from the vacuum chamber body turned out to be the most representative. At the same time, the level of vibration signal and its changes during the processing practically did not depend on the

place of installation of the vibration sensor on the body. Therefore, in further experiments the measurement of vibration characteristics was carried out with the help of one sensor installed on the body at the level of the graphite heating element.

Experimental

Both deoxidized, and crude metal were subjected to vacuum treatment in the RH circulation unit. The vacuum level in the vacuum chamber was monitored in the process. During the treatment of crude metal, a gas analyser allowed to monitor the composition of the exhaust gases (CO, CO₂).

The DETEM method, developed by Dorrenberg Edelstahl and Technometal (Germany), is designed for vacuum treatment of small weight melts (from 5 to 40 t) without additional heating. The unit is a steel ladle, which is vacuum-tightly covered with a lid from above (Fig. 2).

The vibration sensor was installed on the flange of the ladle lid (Fig. 2), which is vacuum-tightly mounted on the ladle and forms a single vacuum

© Величко О.Г. – д.т.н., проф. УДУНТ, чл.-кор. НАН України

Сухий К.М. – д.т.н., проф. УДУНТ, чл.-кор. НАН України

Джошуа Я. – аспірант УДУНТ

© Velychko A.G. – d.t.s., professor, USUST Corresponding Member of the National Academy of Sciences of Ukraine
Sukhyi K.M. – d.t.s., professor, USUST Corresponding Member of the National Academy of Sciences of Ukraine
Jiang Zhouhua – PhD student at USUS

This is an Open Access article under the CC BY 4.0 license <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>

chamber with it. Thus, the vibration signal was taken directly from the element of the unit structure that

perceives and transmits the vibrational processes in the ladle during blowing and processing.

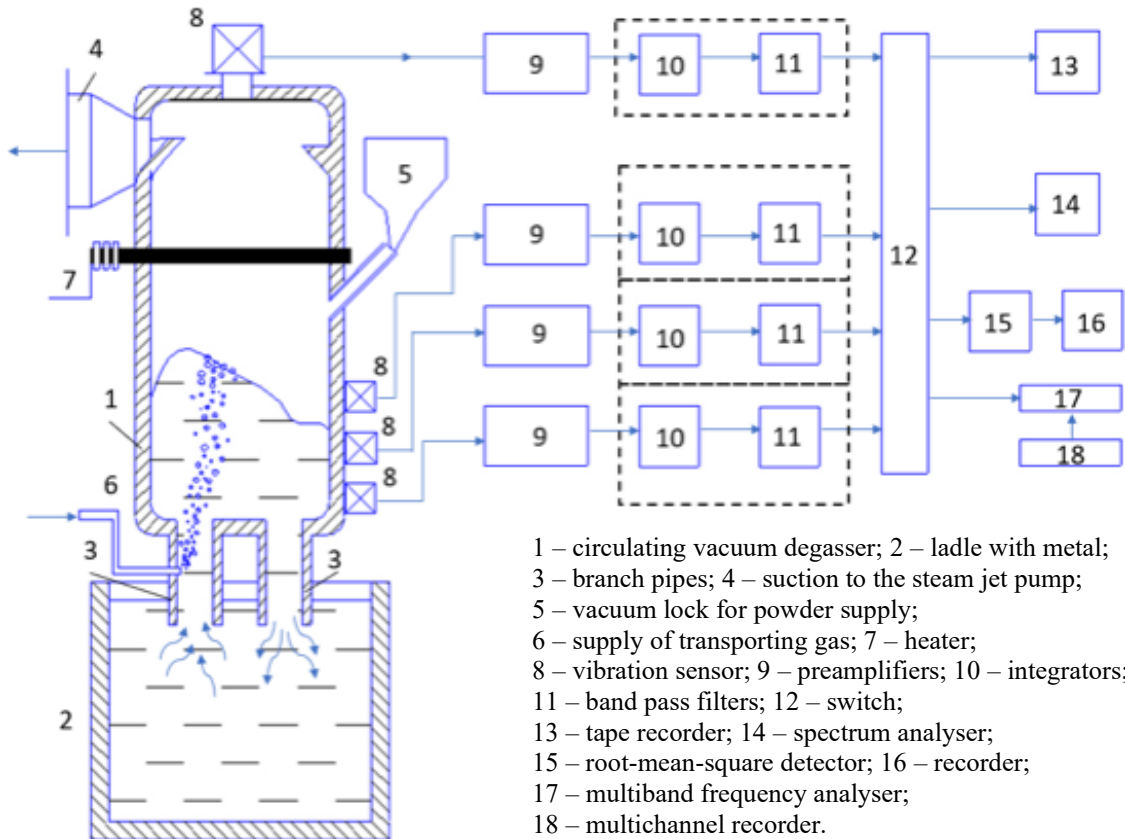


Fig. 1. The scheme of vibration measurements on a circulating vacuum degassing unit.

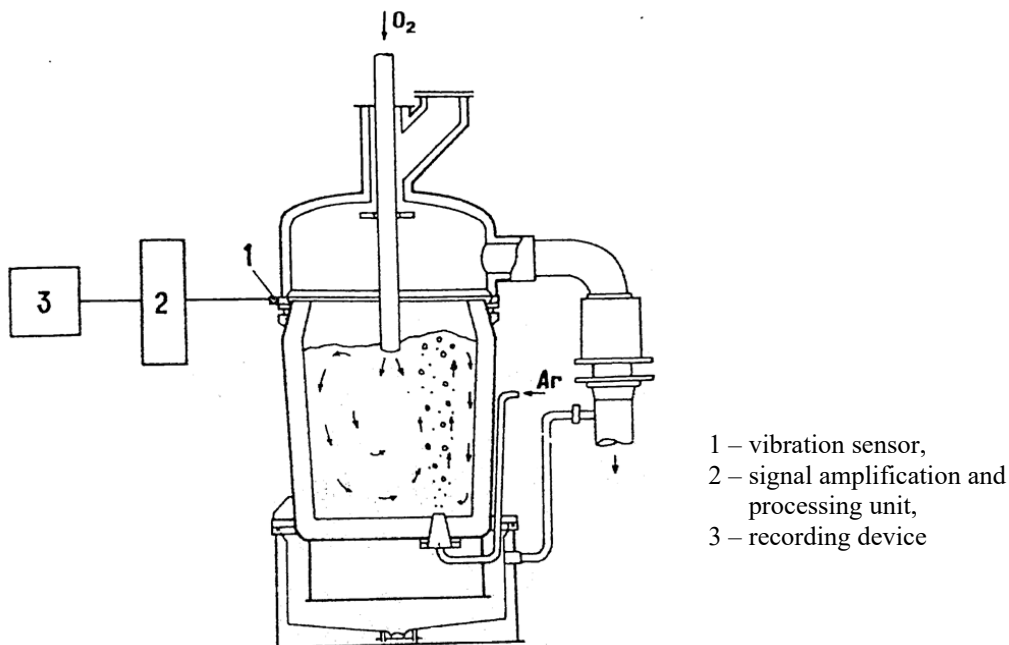


Fig. 2. The scheme of vibration measurements at the DETEM unit.

Results and Discussion

The research was carried out in two stages. At the first stage, amplitude-frequency spectrums of vibration characteristics were studied, and vibration

sources were analysed. At the second stage, correlations between vibration and technological parameters of treatment were considered.

Fig.3 shows the amplitude-frequency spectrum of the vibration velocity of the circulating vacuum degassing unit during the treatment of rimmed and deoxidized metal.

The amplitude-frequency spectrum of the vibration velocity of the DETEM unit was considered during the period of oxygen blowing and afterward during the period of vacuum-carbon deoxidation and degassing of steel (Fig.4).

Considering the comparability of vibration velocity values measured at particular frequencies, the amplitude-frequency spectrums in Figs. 3 and 4 show the vibration velocity values in absolute units (mm/s).

As can be seen from Fig. 3, the vibration spectrum of the steel vacuum treatment in the circulating vacuum degasser is represented in a wide frequency range of 1-8000 Hz. Both for vacuum treatment of rimmed and deoxidized steels, low-frequency (4–16 Hz) and high-frequency

(2 000–8 000 Hz) ranges are distinguished. At the same time, the vibration level during vacuum treatment of rimmed steel in the whole frequency range due to the intensive processes of vacuum-carbon deoxidation is much higher than that measured during treatment of deoxidized metal.

The presented in Fig. 4 amplitude-frequency spectrum of vibration velocity of vacuum metal treatment at the DETEM unit complements the amplitude-frequency characteristics obtained at the circulating vacuum degasser due to the oxidative decarburization at oxygen blowing in the DETEM process. In this case, the amplitude-frequency spectrum is characterized mainly by a low-frequency range with a maximum level of vibration velocity at 4-6 Hz. The relatively high level of vibration at frequencies 31.5 and 63 Hz is obviously related to the influence of the electric field of close frequency on the measured signal.

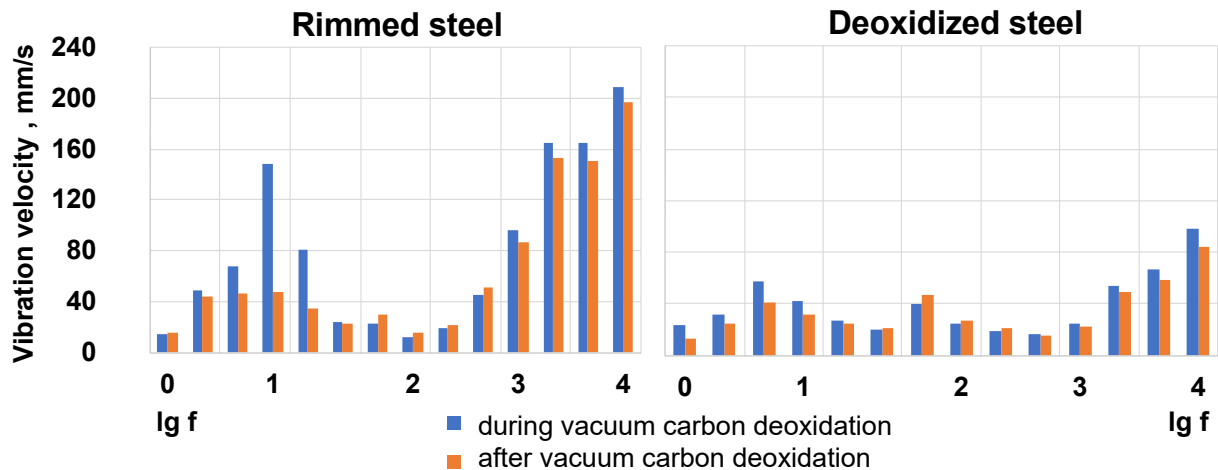


Fig. 3. Amplitude-frequency spectrum of vibration velocity of circulating vacuum degasser during treatment of rimmed and deoxidized steel.

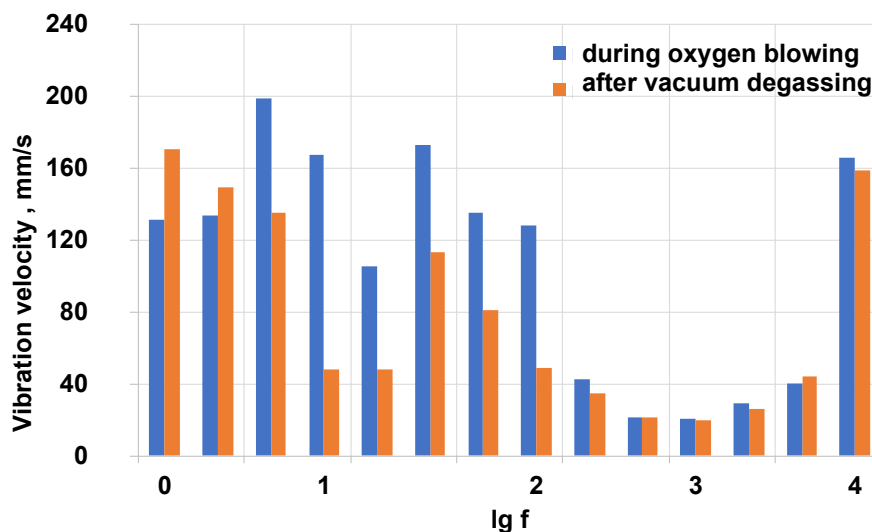


Fig. 4. Amplitude-frequency spectrum of vibration rate at the DETEM unit.

During vacuum treatment of steel without oxygen blowing, the amplitude-frequency spectrum of the DETEM unit is also mainly characterized by the low-frequency region. At the same time, the vibration level at frequencies 4-16 Hz is significantly lower than during oxygen blowing periods. It is noted that the difference in vibration levels during oxygen blowing and without oxygen blowing is most significant at 8 Hz.

A relatively high level of vibration was noted at the frequency of 8000 Hz. In general, the wide frequency range of vibration during vacuum treatment of steel confirms its connection with rather complex physical and chemical processes occurring during the treatment. Changes in their dynamics explain the differences in vibration levels in separate periods of vacuum treatment.

Fig. 5 shows the comparison of amplitude-frequency spectrums of vibration displacement and vibration velocity of 160 t oxygen converter, and DETEM unit during oxygen blowing and RH unit during vacuum-carbon deoxidation and degassing.

Vibration of the vacuuming units and oxygen converter is characterized by the low-frequency region of 1–16 Hz. At the same time, vibration displacement and vibration velocity levels for the oxygen converter are much higher than those recorded at DETEM and RH units.

Vibration velocity at frequencies of 2–16 Hz for oxygen converter is 300–370 mm/s, on DETEM units during oxygen blowing - 180 mm/s and on RH units during vacuum-carbon deoxidation and degassing - 50–150 mm/s.

The latter is due to different intensity of metal decarburization. During blowing in an oxygen

converter with intensive blow supply, the vibration level is high. The DETEM unit is much less vibrating because the blowing intensity is lower, and the decarburization rate is not as rapid. In the RH unit, which realizes volumetric decarburization by vacuum-carbon deoxidation, the vibration displacement intensity and vibration velocity are much lower.

Based on the analysis of physical and chemical processes during the vacuum treatment of steel, the oscillatory effects causing the vibration of the vacuum treatment units have been identified. Considering possible oxygen blowing, the sources of vibration during vacuum treatment are:

- pulsations of oxygen jet when flowing through lance nozzles;
- vibrational processes during interaction of oxygen jet with melt;
- vibrational phenomena at interaction of argon jets with a metal bath and release of argon bubbles;
- pulsations during the formation and release of argon bubbles during blowing through a porous insert;
- wave processes on the surface of circulating metal;
- self mechanical vibrations of the vacuum chamber;
- acoustic resonances of oscillations in the free volume of the vacuum chamber;
- vibrational phenomena in case of the volumetric type of vacuum-carbon deoxidation process;
- vibrational processes during decarburization in the secondary reaction zone;
- pulsations of exhaust gases.

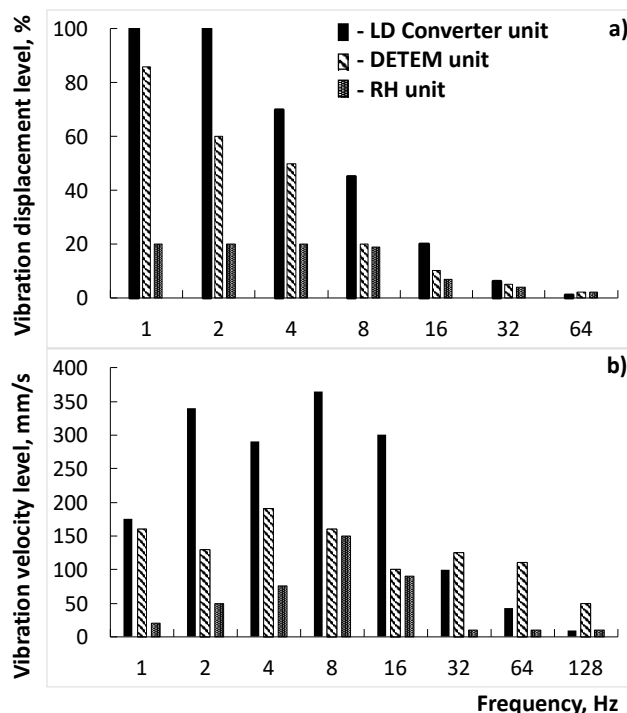


Fig. 5.

The performed experiments of vibration characteristics measurement during treatment of deoxidized steels have shown that the processes of vacuum-carbon deoxidation and degassing taking place in the vacuum chamber of RH are manifested in the vibration of the unit body. These frequencies are 4–8 kHz.

In the specified frequency range, the vibration signal was recorded to the secondary registration device directly from the body of the vacuum chamber. As an example, Fig. 6 shows changes in the vibration signal level at the frequency of 8 kHz during treatment. Considering that the vacuum in the chamber (less than 1 mbar) was reached practically by the 4th minute of treatment, the duration of vibration level decreasing for 7 minutes is considered as one that characterizes the dynamics of vacuum-carbon deoxidation and degassing

processes. The type of the given curve, as well as at other melts, is close to the known dependencies of oxygen and hydrogen content change in the process of treatment [6].

At the beginning of the treatment, at relatively high concentrations of oxygen and hydrogen in the metal, the vibration signal level is maximum. In the process of vacuum-carbon deoxidation and degassing, as the concentration of oxygen and hydrogen in the melt decreases, and the corresponding slowing down of the rate of oxygen binding and hydrogen removal, the level of vibration signal decreases. At the 8th minute of processing, the vibration level reaches the minimum values and does not change further, which indicates the completion of the vacuum-carbon deoxidation and degassing processes.

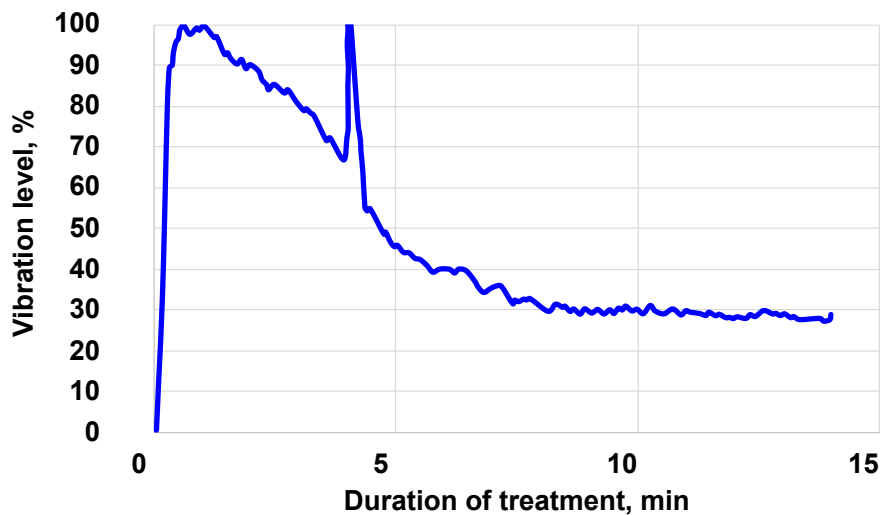


Fig. 6. The changing of the RH unit vibration level at frequency 8 kHz.

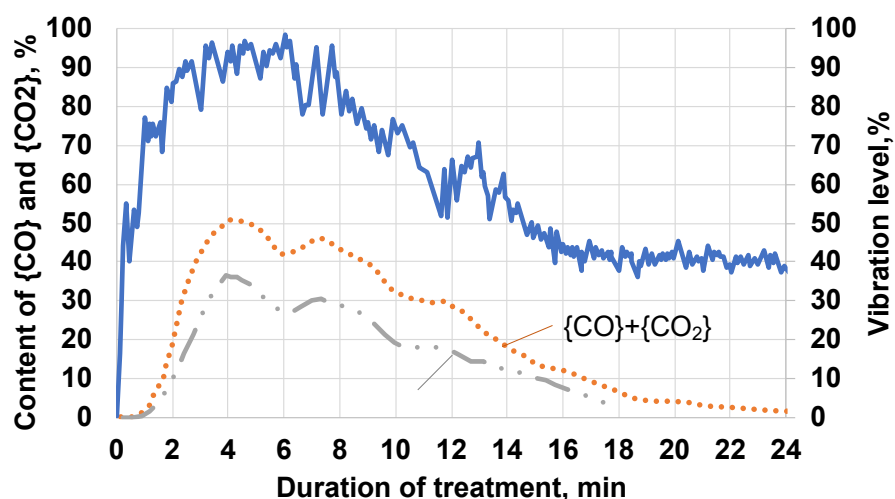


Fig. 7. The changing of the vibration level and the content of carbon oxides in exhaust gases during the treatment of rimmed steel in the RH unit.

During treatment of crude metal, along with the level of vibration signal, the content of CO and CO₂ in the exhaust gases was monitored. Fig.7 shows changes in the vibration signal level and the content of carbon monoxide and the value of {CO} + {CO₂} during the treatment. Close character of change of the monitored values in the main period of treatment is established. After the third minute of processing, the air from the chamber is practically withdrawn, and the amount of gases is determined by CO and CO₂ emitted because of vacuum-carbon deoxidation. Changes in the level of the monitored vibration signal correspond to changes in the amount of withdrawn gases, consisting mainly of CO and CO₂. After 19 minutes of treatment, practically zero and not changing values of {CO} + {CO₂} in the exhaust gases correspond to a constant (background) level of the vibration signal, which, in this case, was determined by the flow rate of the injected and exhausted argon.

Thus, the variation of the vibration signal in the high-frequency range is related through the amount of the exhausted gases to the vacuum-carbon deoxidation processes.

According to changes of vibration signal level, it is possible to control the dynamic of vacuum-carbon deoxidation processes during the treatment and to determine the completion of these processes by reaching the minimum and constant values of vibration level. In the case of deoxidized metal treatment, when the composition of waste gases is not controlled, vibration control is the only indirect dynamic characteristic of the vacuum-carbon deoxidation process flow.

The character of vibration signal level changes in the low-frequency range during the treatment was studied at the frequency of 8 Hz. At this frequency, changes of vibration signal are most likely related to the processes of boiling and barbotage of the bath because of argon blowing, gas release during vacuum-carbon deoxidation and metal degassing.

Fig. 8 shows the character of changes in the vibration signal level at a frequency of 8 Hz during deoxidized steel treatment. During the first 2 minutes and 40 seconds of treatment, the vibration signal level is relatively low (about 30% on the scale of the secondary registration device) and is determined by the intensity of argon blowing of the metal. At the end of the 3rd minute of treatment, there is a sharp increase in the level of vibration signal from 30% to 66%. The increase in vibration level is associated with metal boiling, because of the development of vacuum-carbon deoxidation and metal degassing processes. At this point, low pressures in the vacuum chamber are reached at relatively high oxygen content in the metal. Further, as the metal is deoxidized at constant vacuum chamber pressure, the boiling intensity decreases, which is accompanied by a continuous decrease in the vibration signal value. At the 7th minute of treatment, the level of vibration signal decreases to 32% and stabilizes. The latter indicates the completion of the vacuum-carbon deoxidation and degassing processes at the selected treatment mode. At the end of treatment, as well as in the first two minutes of the process, the vibration level is determined by the bath barbotage because of argon blowdown.

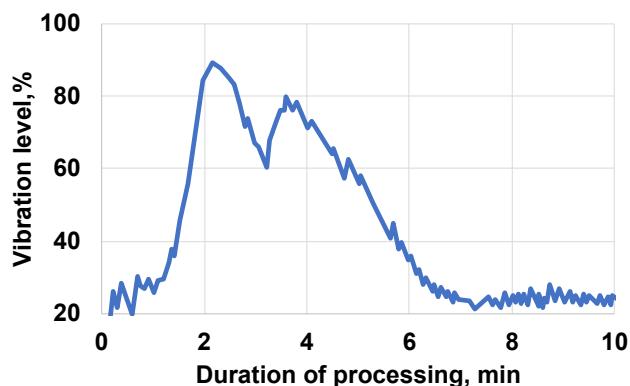


Fig. 8. The changing of the vibration signal level at frequency 8 Hz.

At sharper reduction of pressure in the vacuum chamber (during the first two minutes, the pressure in the chamber was reached less than 3 mbar), earlier boiling of metal was recorded because of intensive processes of vacuum-carbon deoxidation and degassing. Fig. 9 shows that the maximum vibration levels, indicating the intensive processes of

vacuum-carbon deoxidation and degassing, were reached already by the end of the 2nd minute of treatment. Subsequently, a decrease in the vibration signal level was observed, which by the 7th minute of processing decreased to minimum values (about 30% on the scale of the secondary registration device).

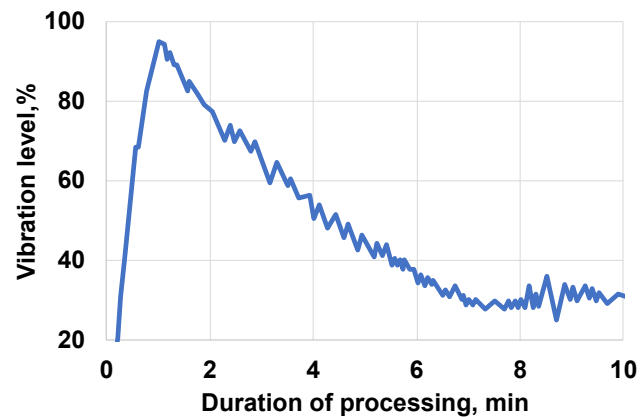


Fig. 9. The changing of the vibration signal level at high-frequency range.

In general, as industrial studies have shown, the information about changes of vibration signal level in the low-frequency range allows controlling directly the intensity of vacuum-carbon deoxidation and degassing processes. It also allows determining the moments of their beginning and ending.

The above dependencies were used as a basis for the developed vibration control of vacuum-carbon deoxidation and degassing processes during steel treatment at the RH circulation-type unit. To improve the accuracy, reliability, and validity of control, it was proposed to measure the vibration level simultaneously in the low- and high-frequency ranges.

On DETEM units, vibration control was carried out at a frequency of 8 Hz. Fig. 10, as an example, shows the change in the vibration level at a frequency of 8 Hz at one of the melts. It was found that the character of changes in the vibration signal level reflect the dynamic of carbon oxidation during the blowdown. [7]. Up to the 2nd minute of treatment, the level of vibration signal increased from 20% of the background value up to 70% (on the scale of the secondary registering device). During the first 4 minutes of oxygen blowing, due to the intensive decarburization process, the vibration signal level is high and fluctuated in the range of 50-

78%. After the 6th minute of blowing, the vibration decrease was indicating the slowing down of carbon oxidation. At the same time, the vibration signal level was decreasing from 64% to 22%. The decrease (almost three times) of carbon oxidation rate relates to a decrease in its concentration in metal, a decrease in oxygen assimilation degree due to the lance heightening and decreasing of the depth of its immersion into the bath. At the 9th minute of blowing, the zone of oxygen jet injection on the surface of the bath was visually observed. At that moment, the lance was immersed to the working depth of 200 mm. Consequently, the decarburization rate increased and, accordingly, the vibration level increased from 23% to 44%. However, due to the lower carbon content in the bath, the carbon oxidation rate and signal level recorded at 2–6 minutes of blowing were not achieved. After the 12th minute, the typical decrease in decarburization rate and vibration signal level occurs again, indicating the reasonability of stopping oxygen blowing. When the level of vibration signal decreased almost to background values, the lance was lifted, and blowing was stopped. In the process of further treatment of metal under vacuum (without oxygen blowing) from 13 to 21 minutes, the level of vibration signal remained constant (about 20%).

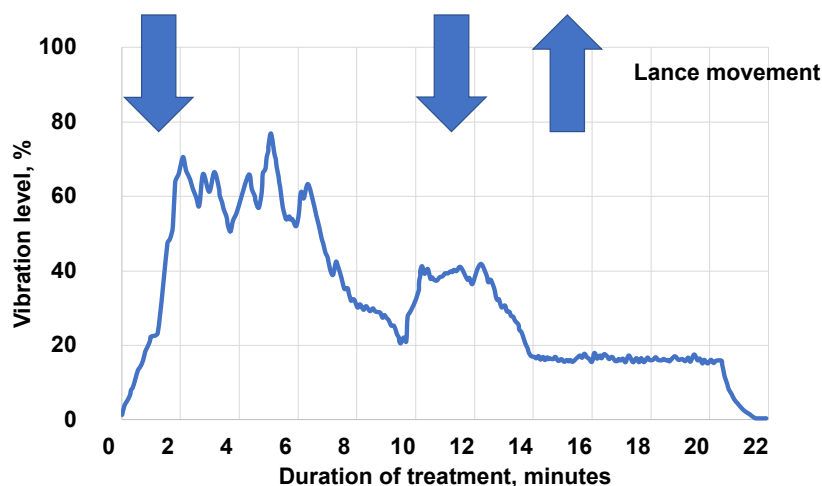


Fig. 10. The changing of the vibration signal level in the low-frequency range (8 Hz).

The obtained results formed the basis of the developed system of vibration monitoring and controlling of the oxygen blowing process. In accordance with the chosen algorithm, to intensify the treatment process, the vibration level at a frequency of 8 Hz and the decarburization rate are kept as high as possible within the operating conditions of this DETEM unit.

Considering the results of the application of vibration control at the circular vacuuming unit, at the DETEM unit of the metallurgical plant "Dorrenberg Edelstahl" vibration control was applied to evaluate the processes of vacuum-carbon oxidation and degassing. In general, the character of the obtained dependencies was close to those obtained by vibration measurements in the circular vacuum degasser.

The similarity of the results in both cases is due to identical sources of oscillations generating vibration of vacuuming units and testifies to the universality of the established patterns.

Conclusions

1. Vacuum processing vibration has been studied and the amplitude-frequency characteristics of

circulating vacuum (RH) and DETEM units have been analysed.

2. The main sources of vibration during vacuum treatment of steel are highlighted. It is shown that in the low-frequency region, the vibration of vacuum treatment plants connected with decarburization of metal during oxygen blowing and processes of vacuum-carbon deoxidation and degassing. In the high-frequency region, the sources of vibration are pulsations of exhaust gases.

3. Correlations between vibration and technological parameters of vacuum treatment have been established.

4. The conclusion is made about the universality of the patterns obtained at RH and DETEM installations and the possibility of application of the developed approaches for control of vacuum treatment processes at different types of units.

5. The principal possibility of application of the vibration method for control of decarburization and degassing during the vacuum treatment of steel is shown. The reasonability of vibration control of vacuum treatment in low- and high-frequency ranges is established.

References

1. Velychko, A. G. (2000). *Vibration in the converter process*. System Technologies
2. Bramming, M., & Bjorkman, B. (2010). Avoiding sloppy BOS process behaviour. *Iron & Steel Technology*, 7(11), 66–75
3. Bramming, M., Millman, S., Overbosch, A., Kapilashrami, A., Malmberg, D., & Bjorkman, B. (2011). BOS Vessel Vibration Measurement for Foam Level Detection. *ISIJ International*, 2011, 51(1), 71–79
4. Pylvanainen, M., Visuri, V.-V., Nissila, J., Laurila, J., Karioja, K., Ollila, S., Fabritius, T., & Lienes, T. (2020). Vibration-Based Monitoring of Gas-Stirring Intensity in Vacuum Tank Degassing. *Steel research international*, 91(6), 1900587
5. Rigas, K., Willers, B., Eckert, S., & Glaser, B. (2023). Investigations on Vibrational Interpretations of Bubbles in Metal-Making Processes. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 4, 2105–2120
6. Knuppel, G. (1973). *Deoxidation and vacuum treatment of steel*. Metallurgy
7. Velychko, A. G., & Antonets, V. D. (2008). Deoxidation of melt with oxidation blowing in vacuum treatment. *System Technologies*, 2, 9–16

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 01.09.2023

Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.11.2023

Грек О.С., Величко К.О.

**Індукційна піч - універсальний металургійний агрегат
для твердофазного відновлення та плавлення сталі
і високо вуглецевого феромарганцю***

Grek O.S., Velychko K.O.

**Induction furnace - a universal metallurgical unit
for solid-phase reduction and melting of steel
and high-carbon ferromanganese***

Запропоновано спосіб твердофазного відновлення оксидів заліза та марганцю та плавлення сталі та феромарганцю в індукційній печі. Наведено схему процесу відновлення оксидів заліза та марганцю. У якості шихтових матеріалів запропоновано використовувати окатиші (брикети), які складаються з суміші рудовугільної складової та матеріалу, що містить залізо, або феромарганець-рудовугільні окатиші (брикети) у разі відновлення оксидів марганцю. Розглянуто механізм нагрівання такого окатишу (брикету) в індукційній печі і проведено експериментальну перевірку можливостей методу. Показана висока ефективність твердофазного відновлення та плавлення сталі та феромарганцю в умовах лабораторних та промислових індукційних печей.

Ключові слова: твердофазне відновлення, індукційна піч, оксиди заліза, оксиди марганцю.

A method of solid-phase reduction of iron and manganese oxides and melting of steel and ferromanganese in an induction furnace is proposed. The scheme of the process of reduction of iron and manganese oxides is presented. It is proposed to use pellets (briquettes) consisting of a mixture of ore-coal component and iron-containing material as charge materials, or ferromanganese-ore-coal pellets (briquettes) in the case of manganese oxides reduction. The mechanism of heating of such pellets (briquettes) in an induction furnace is considered and the capabilities of the method are experimentally verified. The high efficiency of solid-phase reduction and melting of steel and ferromanganese in laboratory and industrial induction furnaces is shown.

Keywords: solid-phase reduction, induction furnace, iron oxides, manganese oxides.

Вступ. Безумовний практичний інтерес представляє завдання отримання продукту твердофазного відновлення, його та плавлення сталі в одному металургійному агрегаті. Автори запропонували в якості такого універсального агрегату використовувати індукційну піч. Володіючи хорошими енергетичними можливостями [1], ореол використання індукційних печей чітко представлений ливарними цехами машинобудівних заводів, там, де потрібен рідкий метал для лиття, там, де реалізують переплавлення металевих брухту, зокрема, не тільки залізного, а й кольорових металів і сплавів. Відомі приклади невеликих заводів (наприклад, в Індії) [2], з відносно малими індукційними печами, які виплавляють сталь, переплавляючи металевий брухт і губчасте залізо твердофазного відновлення з отриманням надалі сортового прокату. По-різному можна оцінювати таке сталеплавильне виробництво, але зазираючи в недалеке майбутнє, з нашого погляду та уявлення, воно заслуговує на розгляд.

Аналіз літературних даних. То чому ж індукційна піч? Насамперед виходячи з концепції виплавки сталі на малих металургійних заводах [3].

Сьогодні вже працюють індукційні печі ємністю 30-35 т і зі збільшенням потужності індукційного нагріву, цілком ймовірно, будуть використовуватися і більш великотоннажні печі, до прикладу найбільша індукційна піч в світі на 65 т експлуатується з 2014 року у Китаї [4]. Що стосується тривалості плавки, то вдосконалення обладнання та технологій, нові технічні рішення зроблять скорочення тривалості плавки питанням часу і цілком очікуваним (як це сталося досить швидко під час виплавки сталі в дугових електросталеплавильних печах).

Відсутність можливості рафінування розплаву, як це реалізують у кисневому конвертері та дуговій електросталеплавильній печі, є великою проблемою індукційної печі, але способи позапічної обробки сталі, які широко застосовують сьогодні, дадуть змогу звести до мінімуму і цю проблему. А результати, наприклад одержувані на установках вакуумної індукційної плавки та інших з використанням індукційних печей підтверджують можливості виплавки якісних металів і сплавів [5-6].

Невисока стійкість футерування індукційної печі [7], на наш погляд, цілком розв'язуване інже-

*Роботу виконано під керівництвом члена-кореспондента НАН України, доктора технічних наук, професора Величко О.Г. / The work was carried out under the supervision of Corresponding Member of the National Academy of Sciences of Ukraine, Doctor of Technical Sciences, Professor Velychko O.G.

© Грек О. С. – УДУНТ
Величко К.О. – УДУНТ

© Grek O.S. – USUST
Velychko K.O. – USUST



This is an Open Access article under the CC BY 4.0 license <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>

нерне завдання, яке знайде рішення в міру збільшення кількості індукційних печей, зайнятих у масовому виробництві сталі та нарощуванні обсягів виплавки сталі.

Отже, чотири основні причини, які стримують використання індукційних печей у масштабному виробництві сталі:

- мала ємність печей;
- тривала плавка;
- відсутність можливостей рафінування металу безпосередньо в індукційній печі;
- низька стійкість футерування.

Ці проблеми мають місце й обмежують вико-

ристання індукційних печей для масової виплавки сталі, хоча й переборні в перспективі.

Технології отримання продуктів твердофазного відновлення та їх використання для плавлення сталі отримують розвиток і сьогодні обсяги виробництва металізованих DRI і Sponge досягають 135 млн тон на рік [8]. Процеси твердофазного відновлення виключають доменне виробництво, але вимагають переплаву металізованих продуктів у дуговій електросталеплавильній печі (Рис. 1) [9]. Зберігаються проблеми з продуктивністю установок твердофазного відновлення та енергетичними витратами на процес.

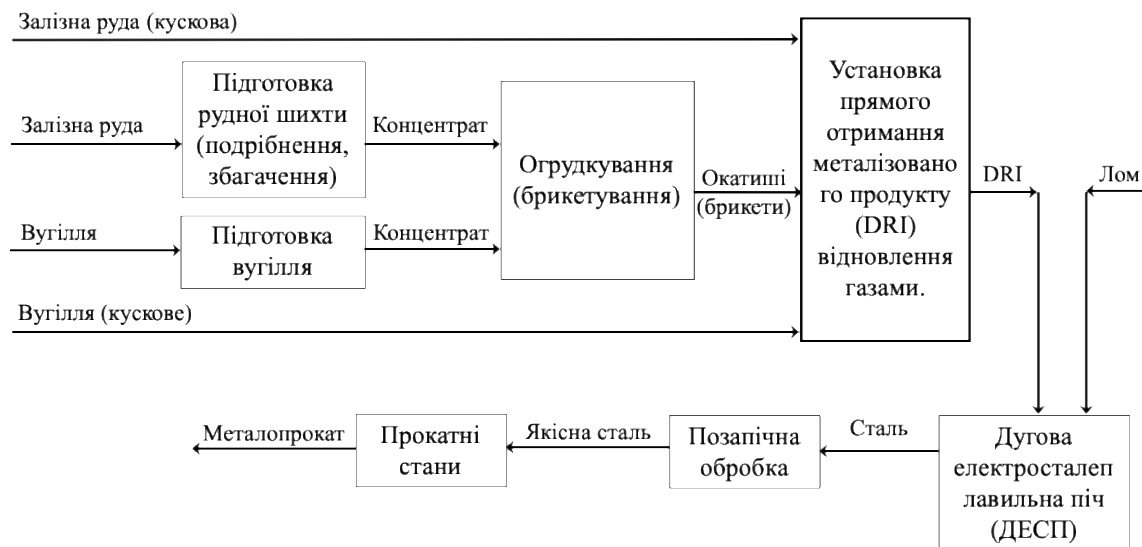


Рис. 1. Традиційна послідовність отримання продуктів твердофазного відновлення та їх використання для плавлення сталі.

Металізовані брикети (окатиші), (губчасте залізо - Sponge), у цьому технологічному ланцюжку слугують для підшихтовування в кисневому конвертері або дуговій електросталеплавильній печі [10]. У всіх випадках присутній агрегат для відновлення та отримання заліза у вигляді заліза прямого відновлення, губчастого заліза, і сталеплавильний агрегат для розплавлення останніх.

Автори розглядають інший технологічний ланцюжок, що передбачає використання індукційної печі. Відповідно до нього, під час виплавки сталі не застосовують доменну піч, виключають кокс і коксохімічне виробництво, не використовують киснево-конвертерний агрегат або дугову електросталеплавильну піч (Рис. 2).



Рис. 2. Технологічна послідовність отримання сталевих продуктів з використанням індукційної печі та продуктів твердофазного відновлення.

Принциповим у запропонованій технологічній схемі є використання індукційної печі як суміщеного металургійного агрегату - печі для твердофазного відновлення і розплавлення продуктів твердофазного відновлення з подальшим рафінуванням. Твердофазне відновлення може проводитися вуглецем, частково вуглецем і воднем або тільки воднем. В останньому випадку, що дуже важливо, реалізується концепція «зеленої» металургії. Так індукційна піч стає основним робочим металургійним агрегатом для виплавки сталі.

Узагальнюючи переваги використання індукційної печі в цьому випадку, виділимо:

- можливість використання перворудної рудної шихти (залізної, марганцевої, хромової руди і вугілля);
- реалізацію твердофазного відновлення з високими показниками за продуктивністю і ступенем відновлення;
- не використовується кокс;
- в одному агрегаті проводиться як твердофазне відновлення, так і отримання розплавленого продукту;
- реалізується концепція «зеленої» металургії;
- мале випаровування легуючих елементів і заліза;
- можливості тонкого регулювання температури під час ведення процесів;
- відсутність графітових електродів як у дугової електросталеплавильної печі;

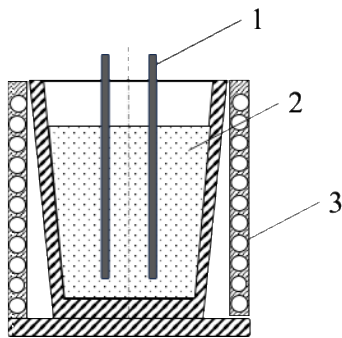


Рис. 3. Схема опосередкованого нагріву рудо-вугільної суміші в індукційній печі за допомогою графітових електродів (1 – графітовий обігрівач індукційної печі, 2 – рудо-вугільна суміш, 3 – індуктор печі).

Як показали експерименти, реалізація такого нагріву має суттєві недоліки: неможливість реалізації розплавлення відновленої шихти; досить складна конструкція системи обігріву з графітовими електродами; відносно тривалий процес із проблемами з довантаженням шихти; низька продуктивність; відносно великий ступінь недо-відновлення рудної складової.

Аналіз інших можливостей дозволив запропонувати використання в якості обігрівального елемента - залізновмісний матеріал. На першому етапі використовували подрібнений легковаговий металевий лом, який завантажували в індукційну піч разом із рудо-вугільною сумішшю. Спостерігали ефективне нагрівання рудо-вугільної суміші, відновлення та подальше розплавлення шихти. У цьому випадку плавку проводили до отримання

- перспективи, що відкриваються, ширшого застосування індукційного нагріву для високоякісної металургії та рециклінгу.

Індукційна піч може розглядатися як універсальний агрегат для міні металургійних заводів. Універсальність індукційної печі у цьому випадку ще й у тому, що технологію можна реалізувати та завершити як на етапі отримання продукту твердофазного відновлення, так і отримання рідкої сталі.

Основним принципом роботи індукційної печі є наведення магнітним полем струмів Фуко в металевій шихті, перетворення електричної енергії в теплову, нагрів та розплавлення металу [11-12]. Завдяки цій специфіці її роботи, проведення нагріву оксидної складової для твердофазного відновлення в індукційній печі раніше не розглядали.

Автори реалізували опосередкований нагрів рудо-вугільної суміші в індукційній печі за допомогою графітових електродів (Рис. 3). В індукційну піч поміщали графітові електроди, засипали рудо-вугільну шихту і проводили індукційний нагрів графітових електродів, які, в свою чергу, обігрівали, рудо-вугільну суміш що їх оточувала. Рудо-вугільна суміш досить швидко прогрівалась біля поверхні графітових електродів і з невеликою швидкістю, в зонах, віддалених від графітових електродів. Для прискорення нагрівання віддалених ділянок потрібно було розташування більшої кількості графітових електродів та зменшення відстані між обігрівальними електродами.

рідкого металу, і на етапі отримання продукту твердофазного відновлення, відокремити його від металевого лому не виявлялося можливим.

Оптимальним із розглянутих виявився варіант використання рудо-вугільної суміші з дрібнодисперсним відновленням губчастим залізом (залізновмісним матеріалом - ЗВМ). У цьому випадку, як показано на Рис. 4, розташування частинок в окатиші включає частинки металізованої губки, вугілля та залізрудного концентрату. Як показали обчислення при розмірах (радіусі) частинок ЗВМ, вугілля та рудного концентрату 0,5 мм, 0,25 мм і 0,5 мм відповідно, та вмісту ЗВМ у суміші, наприклад, 40 %, на одну частинку ЗВМ в елементі об'єму окатишу (брикету) припадає 2 частинки рудного концентрату і 9 частинок вугілля.

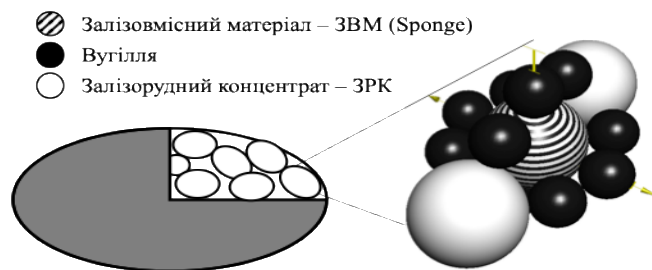


Рис. 4. Схема розташування частинок у залізо-рудно-вугільному брикеті.

Схема твердофазного відновлення у запропонованій суміші у складі окатишу (брикету) представлена на Рис. 5.

Частинки заліза у складі окатишу (брикету) є обігрівальним елементом, які при обігріві передають тепло оточуючим їх частинкам вугілля та рудного концентрату. Обігрів частинок вугілля

призводить до їх газифікації, а монооксид вуглецю, який при цьому вивільнюється, відновлює оксиди заліза у нагрітих частинках рудного концентрату. Враховуючи n - кількість частинок заліза вони організовують нагрівання окатишу (брикету) всередині його об'єму.

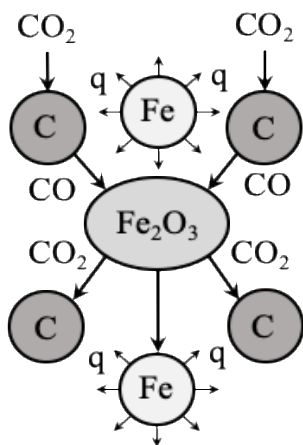
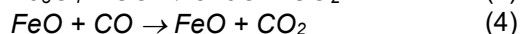
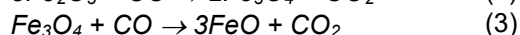
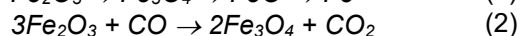


Рис. 5. Схема відновлення оксидів заліза в залізо-рудно-вугільному окатиші (брикеті).

Відновлення гематиту іде по схемі (1) при цьому послідовно проходять реакції відновлення (2-4) [13].



Паралельно досліджували можливість відновлення оксидів марганцю у брикеті: марганцевий концентрат – вугілля – високо вуглецевий феромарганець. Для послідовного відновлення $\text{MnO}_2 \rightarrow \text{Mn}_2\text{O}_3 \rightarrow \text{Mn}_3\text{O}_4 \rightarrow \text{MnO}$ кількість вугілля обирали достатнім для відновлення оксидів марганцю (Рис. 6). При цьому вуглецевий феромарганець слугував основним нагрівачем в умовах роботи індукційної печі.

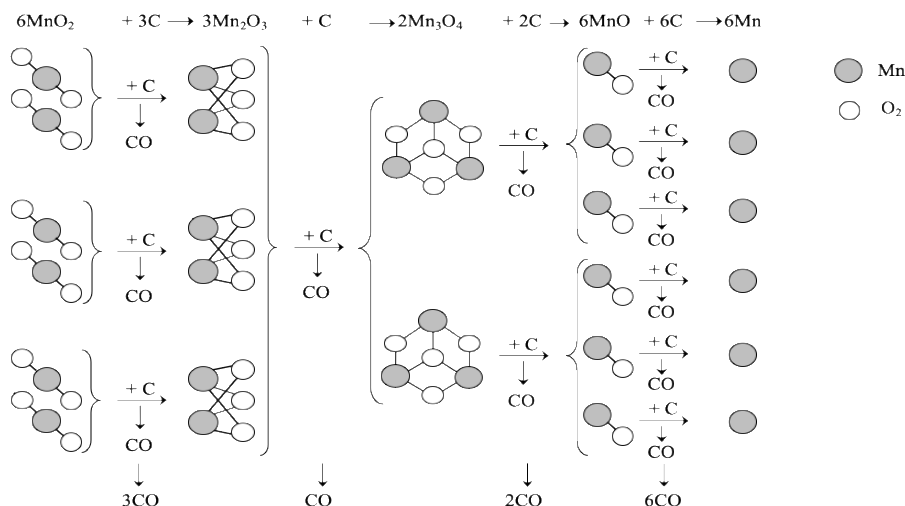


Рис. 6. Схема послідовного відновлення оксидів марганцю.

На Рис. 7 наведено схему послідовного твердофазного відновлення в рудо-вугільному окатиші та елементі феромарганець-рудо-вугільного окатиша (брикету). В обох випадках відновником є монооксид вуглецю як продукт газифікації вугілля. При твердофазному відновленні окатиша його нагрівання реалізується нагрітим монооксидом вуглецю, що обтікає поверхню окатиша. В елементі окатиша (брикету) концентрат марганцевої руди і вугілля нагріваються частинкою вуглецевого феромарганцю в окатиші (брикеті). З огляду на

те, що механізм і послідовність твердофазного відновлення в обох випадках близькі, принциповим є розміри окатишів (брикетів) з нагріванням від поверхні до центру і відновлюваної частинки концентрату марганцевої руди [14], нагрівання якої відбувається від поверхні металевої частинки вглиб рудо-вугільної шихти. Розмір окатишу (брикету), наприклад, може становити 20-30 мм, тоді як розмір частинки концентрату марганцевої руди в окатиші (брикеті) до 1-2 мм, тобто на 2-3 порядки менший.

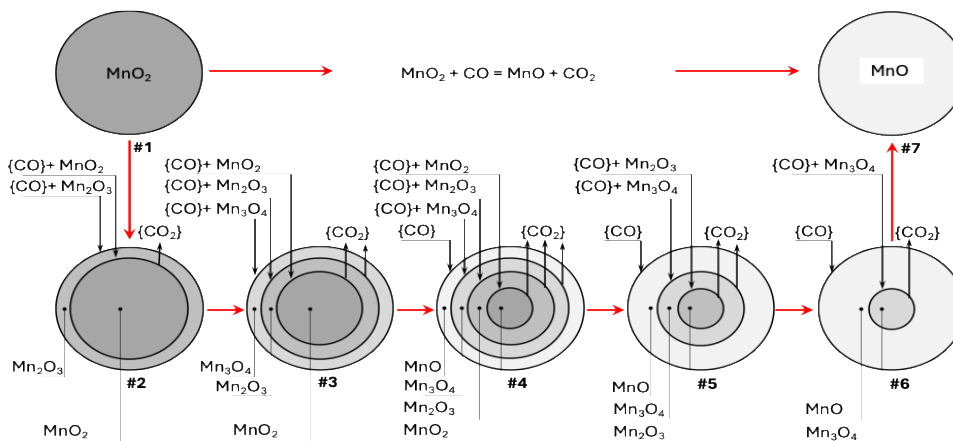


Рис. 7. Схема послідовного твердофазного відновлення в рудо-вугільному окатиші та елементі залізо-рудо-вугільного окатиша (брикету).

Позиція 1 на Рис. 7 представляє інкубаційний період, коли в системі, насамперед за рахунок нагрівання, формуються умови для протікання реакцій твердофазного відновлення. Після досягнення температури газифікації вугілля і початку процесу твердофазного відновлення на поверхні окатишів або частинки залізорудного концентрату протікає реакція відновлення монооксидом вуглецю MnO_2 до Mn_2O_3 з утворенням скоринки відновленого оксиду на поверхні (позиція 2 на Рис. 7).

Подальше просування нагріву монооксиду вуглецю вглиб створює умови протікання там також відновлювальної реакції MnO_2 до Mn_2O_3 . Водночас у ділянці, близькій до поверхні, йде відновлення Mn_2O_3 до Mn_3O_4 . У позиції 3 Рис. 7 показано просування фронту підведення відновника і в протилежному напрямку відведення газоподібного продукту відновлення CO_2 . Періоди 2 і 3 характеризуються інтенсивним протіканням твердофазного відновлення.

Позиція 4 на Рис. 7 показує, як реакції твердофазного відновлення отримують подальший розвиток. Нагрівання і підведення монооксиду вуглецю від периферії до центру дає змогу умовно виділити чотири області. В ділянці, близькій до поверхні, процеси відновлення оксидів марганцю марганець-рудного концентрату завершені на етапі формування скоринки MnO .

Наступна вглиб область представлена Mn_3O_4 . У ній завершені реакції відновлення Mn_2O_3 до

Mn_3O_4 . Далі проходить область, де завершуються перетворення MnO_2 на Mn_2O_3 . У центральній області, куди не доставлено відновник, ще зберігаються оксиди MnO_2 . У позиції 4 Рис. 7 інтенсивність твердофазного відновлення зменшується, оскільки скоринка MnO , що утворилася на поверхні, перешкоджає доставці відновника в зони реакції. Для окатишів (брикетів) розміром 20-30 мм останнє може бути істотним фактором уповільнення твердофазного відновлення. В феромарганець-рудо-вугільних окатишах (брикетах), очевидно, процеси відновлення йдуть у зональному режимі, а не ступінчасто, нагрівання частинок і доставка відновника до елементів марганець-рудного концентрату окатишів (брикетів) відбуваються дуже швидко (практично миттєво), проблема з утворенням корочки MnO на поверхні елемента малоімовірна й очевидно, найімовірніше, відсутня.

Позицію 5 Рис. 7 характеризує відсутність в окатиші або в часточці марганець-рудного концентрату оксиду марганцю MnO_2 . Центр представлений тепер Mn_2O_3 , області Mn_3O_4 і MnO збільшуються. Процеси твердофазного відновлення сповільнюються і йдуть до свого завершення. У позиції 6 Рис. 7 представлені тільки дві відносно великі області: у центрі недовідновлений Mn_3O_4 і далі до поверхні відновлений оксид MnO . При подальшій доставці монооксиду вуглецю до центру і протіканні відновлення Mn_3O_4 процес твердофазного відновлення завершується, і окатиш

або частинка марганець-рудного концентрату окатишу (брикету) (як і весь брикет) представлені свіжовідновленим MnO (позиція 7 на Рис. 7).

Представлена схема дає змогу виокремити три характерні періоди твердофазного відновлення: інкубаційний, зі зростаючою інтенсивністю твердофазного відновлення та зі зменшуваною інтенсивністю твердофазного відновлення. Останній має виражене представлення при відновленні рудо-вугільних окатишів у потоках нагрітого відновного газу і відсутній в умовах твердофазного відновлення за розробленим способом твердофазного відновлення за умови індукційного нагріву феромарганець-рудо-вугільних

брикетів, що істотно підвищує швидкість твердофазного відновлення і ступінь відновлення.

Наведена на Рис. 7 схема є аналогічною і у випадку відновлення гематиту у формі рудо-вугільного та залізо-рудо-вугільного окатишу (брикету) з тією лише відмінністю що в цьому випадку кінцевим продуктом відновлення є металеве залізо яке одразу включається в процес нагріву від магнітного поля індукційної печі що робить такий процес автокатолітичним.

Проведено порівняння основних характеристик відновлення рудно-вугільного та залізо-рудо-вугільного окатишу (брикету) (

Таблиця 1. Порівняння основних характеристик відновлення рудо-вугільного та залізо-рудо-вугільного брикету.

	Рудо-вугільний Окатиш (брикет)	Залізо-рудо-вугільний окатиш (брикет)
Матеріали:		
Рудна складова	+	+
Вугілля	+	+
ЗВМ	-	+
Можливість нагріву в індукційній печі	-	+
Відновник	C, внутр.	C, внутр.
Теплоносій	Зовнішній	Зовнішній
Тип відновлювального процесу	Фронтально-шаровий	фронтальний
Визначальні параметри	Температура, розмір брикету	Температура
Гradient температур	+	-
Gradient концентрацій	-	-
Теплові потоки	від периферій до центру	В об'ємі
Потоки відновника	В об'ємі	В об'ємі
Швидкість відновлення	Не висока	Висока
Ступінь відновлення	Достатньо висока	Висока
Енергоспоживання	Високе	Низьке

Матеріали та методи дослідження. Проведено експериментальне підтвердження запропонованого методу відновлення у лабораторних індукційних печах потужністю 5 і 50 кВт. Використовували брикети діаметром 35 мм і товщиною до 7 мм, а також діаметром 18 мм і товщиною 8 мм. Суміш магнетитового концентрату, вугілля та металізованого заліза піддавали брикетуванню. Брикети поміщали в індукційну піч.

Контроль температури здійснювали за допомогою термopар, поміщеної в тигель. Швидкість нагрівання до температури початку вуглецевотермічного відновлення, приблизно 1000 °C, становила 20-25 °C/хв.

У початковий період нагріву потужність печі становила 30–40 %, що дозволяло нагріти шихту до температури початку відновлення. В міру розвитку процесу відновлення і появи металевого заліза (продукту відновлення), температура та інтенсивність процесу відновлення зростала, що супроводжувалося інтенсивним виділенням газів. Далі, для забезпечення більш повного твердофазного відновлення навантаження печі трошки

знижувалась. В міру завершення відновлення інтенсивність виділення газів зменшувалась.

Весь процес відновлення протікав в ізотермічному режимі, при постійній температурі 1100–1200 °C. Повна металізація концентрату завершувалася приблизно за 1 годину. Продукт відновлення охолоджували та піддавали аналізу. Окремі експерименти завершували розплавленням отриманого металізованого продукту і вливанням в літник.

Хімічний аналіз відновленої металеві губки (зливка) показав вміст $Fe > 98\%$. Висока ефективність запропонованого методу твердофазного відновлення та виплавки сталі була підтверджена на плавках в промисловій 7 т індукційній печі.

В експериментах з феромарганець-рудо-вугільними брикетами твердофазне відновлення супроводжувалося горінням факелу над поверхнею шихти та завершувалося на стадії відновлення оксидів до MnO . Підвищення температури призводило до розплавлення та відновлення MnO відбувалось у рідкій фазі з отриманням високо вуглецевого феромарганцю.

Результати дослідження. Розраховано кількість частинок залізорудного концентрату та вугілля, які припадають на одну частинку нагрівального залізовмісного матеріалу в елементі об'єму брикету, при частці залізовмісного матеріалу в брикеті 10, 20, 30, 40 і 50 %.

У Табл. 2 показано, що при частці залізовмісного матеріалу 10 %, одна частинка останнього (розміром 0,5 мм) повинна нагріти 11 частинок залі-

зрудного концентрату (розміром 0,5 мм) і 87 частинок вугілля (розміром 0,25 мм). Зі збільшенням кількості залізовмісного матеріалу в брикеті кількість частинок залізорудного концентрату та вугілля що нагріваються зменшується. Так, при 30 % частці залізовмісного матеріалу в брикеті, кількість частинок залізорудного концентрату та вугілля що нагріваються складе 3 і 23 відповідно, а при 50 % частці - 1 і 10.

Таблиця 2. Кількість частинок в елементі об'єму брикету

Доля ЗВМ в брикеті, %	10	20	30	40	50
Матеріал	число частинок в елементі об'єму брикету				
ЗВМ	1	1	1	1	1
Вугілля	87	39	23	15	10
ЗРК	11	5	3	2	1

На Рис. 8 наведено результати розрахунку динаміки нагрівання залізорудного концентрату в окатиші (брикеті) в залежності від частки залізовмісного матеріалу, фактично від кількості частинок залізорудного концентрату, які припадають на 1 частинку залізовмісного матеріалу що гріє. У

розрахунках теплообміну, масу і властивості матеріалів приймали постійними протягом всього процесу нагрівання. Розрахунок нагрівання проводили для швидкості нагрівання частинки залізовмісного матеріалу 1 К/с.

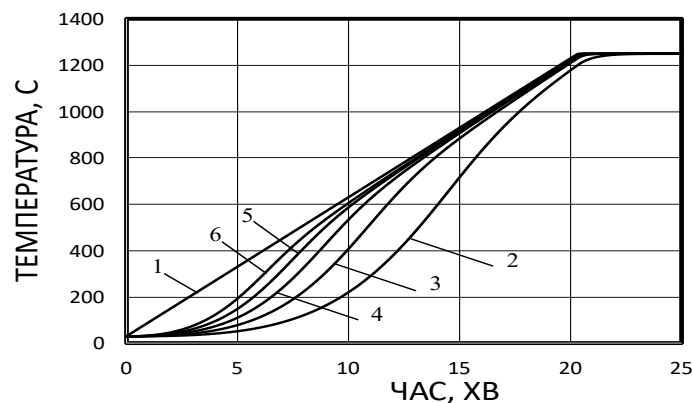


Рис. 8. Динаміка нагрівання залізорудного концентрату в залежності від вмісту ЗВМ (1 – температура ЗВМ; 2–6 – температура залізорудного концентрату при вмісті ЗВМ – 10, 20, 30 ... 50 % відповідно).

Коли одна частинка залізовмісного матеріалу що гріє припадає на одну частинку залізорудного концентрату (вміст залізовмісного матеріалу в шихті окатишу (брикету) становить 50 %), нагрівання останньої відбувається швидко, і градієнт температур між нагрівальними та тими що нагріваються частинками низький (на 10-ій хвилині нагрівання градієнт становить 20 °C). При зменшенні вмісту залізовмісного матеріалу в шихті окатишу (брикету) кількість частинок залізорудного концентрату, яка припадає на одну частинку залізовмісного матеріалу, збільшується, що уповільнює нагрівання частинок концентрату і збільшує градієнти температур між нагрівальними частинками та частинками що нагріваються (на 10-ій хвилині нагрівання градієнти температур становлять, відповідно, 40, 100, 220, 430 °C при вмісті залізовмісного матеріалу 40, 30, 20 та 10 %).

Зі збільшенням вмісту залізовмісного матеріалу в брикеті теплові можливості ефективного нагріву частинок залізорудного концентрату та вугілля, які нагріваються частинками залізовмісного матеріалу, зростають. Теплові потоки від частинки залізовмісного матеріалу швидше та ефективніше нагрівають меншу кількість часточок залізорудного концентрату та вугілля.

Таким чином, існує мінімально допустимий вміст залізовмісного матеріалу в брикеті, при якому (і вище) забезпечується ефективне нагрівання брикету. Як показали розрахунки та проведені експерименти, при вмісті в брикеті 30 % та більше залізовмісного матеріалу, нагрівання відбувалося досить швидко, а при вмісті менше ніж 30 % реалізація нагріву була практично важко здійсненою.

Окрім принципової можливості нагріву та відновлення залізо-рудно-вугільного брикету в індукційній печі, змінюється характер теплообміну в брикеті. Джерело тепла знаходиться безпосередньо в зоні реакцій газифікації та відновлення, у той час, як в рудно-вугільному брикеті, при зовнішній подачі тепла, внутрішні шари брикету отримують тепло із запізненням внаслідок спротиву теплопровідності. В залізо-рудно-вугільному брикеті відсутні градієнти температур і концентрацій, а визначальним параметром є температура процесу, яка своєю чергою задається потужністю індукційного нагріву. В результаті забезпечуються високі швидкість і ступінь відновлення.

Універсальність запропонованої технології в індукційній печі полягає у проведенні плавки в єдиному металургійному агрегаті з мінімальними енергетичними та матеріальними витратами. Подальші дослідження показали більш широкі можливості отримання марганцевих сплавів з використанням марганцевого концентрату та високо вуглецевого феромарганцю.

Висновки

Запропоновано твердофазне відновлення та виплавку сталі проводити в одному металургій-

ному агрегаті. В якості універсального агрегату використовувалася індукційна піч. Апробували нагрів рудно-вугільної суміші в індукційній печі за допомогою графітових електродів, металевому лому. Оптимальним виявився варіант використання окатишів (брикетів), що включають металізовану губку, вугілля та залізорудний концентрат.

У залізо-рудно-вугільному брикеті реалізується фронтальний механізм відновлення: теплоносій і відновлювач знаходяться всередині брикету, відсутні градієнти температур і концентрацій, а визначальним параметром є температура процесу. Проведені експерименти підтвердили високу ефективність запропонованого способу твердофазного відновлення та виплавки сталі. Універсальність способу та використання індукційної печі, як показали експерименти, у тому, що реалізувати та завершувати технологічний процес можна як на етапі отримання продукту твердофазного відновлення, так і отримання рідкої сталі.

Доведена принципова можливість відновлення оксидів марганцю в індукційній печі з подальшим плавленням і отриманням високо вуглецевого феромарганцю.

Перелік посилань

1. V. R. Gandhewar, S. V. Bansod та A. B. Borade, «Induction Furnace - A Review,» *International Journal of Engineering and Technology*, т. 3, № 4, pp. 277-284, 2011
2. S. Ghosh, S. Gupta та A. Dutta, «Steelmaking through induction furnace route in India,» *Steel Tech*, т. 7, № 4, pp. 35-38, 2013.
3. M. Chaabet та E. Dotsch, «abpinduction.com,» January 2012. [Онлайновий]. Available: https://abpinduction.com/wp-content/uploads/2020/02/ABP-Steelmaking_based_on_inductive_melting_M._Chaabet_E._Doetsch.pdf.
4. «castingssa.com» BA Crawford Specialised Publications (Pty) Ltd, 01 12 2014. [Онлайновий]. Available: <https://castingssa.com/the-worlds-largest-coreless-induction-furnace-abp-induction/>.
5. S. Viswanathan, D. Apelian, R. J. Donahue, B. DasGupta, M. Gwyn, J. L. Jorstad, R. W. Monroe, M. Sahoo, T. E. Prucha та D. Twarog, «Vacuum Induction Melting,» в *CASTING, Vol 15, ASM Handbook*, ASM International, 2008, pp. 116-123.
6. DSTI/SC, «Latest developments in steelmaking capacity,» OECD, 2020.
7. Г. О. Козлов та В. Л. Тополов, Конструкція електрометалургійних агрегатів. Підручник для здобувачів освіти ЗФПО та ЗВО (електронне видання), Нікополь: ВСП НФК УДУНТ, 2023, р. 246.
8. W. S. Association, «worldsteel.org,» World Steel Association, May 2024. [Онлайновий]. Available: <https://worldsteel.org/data/world-steel-in-figures-2024/>.
9. Y. Lakhtin, Engineering Physical Metallurgy, University Press of the Pacific, 2000, p. 448.
10. www.midrex.com, «DRI Products & Applications,» April 2018. [Онлайновий]. Available: https://www.midrex.com/wp-content/uploads/MidrexDRI_ProductsBrochure_4-12-18-1.pdf.
11. S. L. Semiatin, Elements of Induction Heating: Design, Control, and Applications, S. Zinn, Ed., ASM International, 1988, p. 335.
12. А. Е. Слухоцкий, В. С. Немков, Н. А. Павлов та А. В. Бамунэр, Установки индукционного нагрева: Учебное пособие для вузов, А. Е. Слухоцкий, Ред., Л.: Энергоиздат. Ленингр. отд-ние, 1981, р. 328.
13. E. Donskoi, D. S. McElwain та L. J. Wibberley, «Estimation and Modeling of Parameters for Direct Reduction in Iron Ore/Coal Composites: Part II. Kinetic Parameters,» *Metallurgical and Materials Transactions B*, т. 34B, pp. 255-266, 2003.
14. Б. І. Бондаренко, В. А. Шаповалов та Н. І. Гармаш, Теорія та технологія безкоксової металургії, Київ: Наукова Думка, 2003.

References

1. Gandhewar, V. R., Bansod, S. V. & Borade, A. B. (2011). Induction Furnace - A Review. *International Journal of Engineering and Technology*, 3(4), 277-284
2. Ghosh, S., Gupta, S. & Dutta, A. (2013). Steelmaking through induction furnace route in India. *Steel Tech*, 7(4), 35-38.
3. Chaabet, M. & Dotsch, E. (2012). Steelmaking based on inductive melting. *Induction Technology*. <https://surl.li/sfqjtf>

4. *The world's largest coreless induction furnace – ABP Induction*. (2014). BA Crawford Specialised Publications (Pty) Ltd, 01 12 2014. <https://castingssa.com/the-worlds-largest-coreless-induction-furnace-abp-induction/>
5. Viswanathan, S., Apelian, D., Donahue, R. J., DasGupta, B., Gwyn, M., Jorstad, J. L., Monroe, R. W., Sahoo, M., Prucha, T. E. & Twarog, D. (2008). Vacuum Induction Melting. *Casting*, 15, ASM Handbook, ASM International, 116-123
6. *DSTI/SC. Latest developments in steelmaking capacity*. (2020). OECD
7. Kozlov, G. O. & Topolov, V. L. (2023). Design of Electrometallurgical Units. VSP NFK USUNT
8. Association, W. S. (2024). World Steel in Figures. *World Steel Association*. <https://worldsteel.org/data/world-steel-in-figures-2024/>
9. Lakhtin, Y. (2000). *Engineering Physical Metallurgy*. University Press of the Pacific
10. DRI Products & Applications. (2018). https://www.midrex.com/wp-content/uploads/MidrexDRI_ProductsBrochure_4-12-18-1.pdf
11. Semiatin, S. L. (1988). *Elements of Induction Heating: Design, Control, and Applications*. ASM International
12. Slukhotsky, A. E., Nemkov, V. S., Pavlov, N. A. & Bamuner, A. V. (1981). *Induction Heating Installations*. Energoizdat. Leningrad Branch
13. Donskoi, E., McElwain, D. S. & Wibberley, L. J. (2003). Estimation and Modeling of Parameters for Direct Reduction in Iron Ore/Coal Composites: Part II. Kinetic Parameters. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 34B, 255-266
14. Bondarenko, B. I., Shapovalov, V. A., & Garmash, N. I. (2003). *Theory and Technology of Coke-Free Metallurgy*. Naukova Dumka

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 09.09.2023

Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.11.2023

Голуб І.В., Біла О.В., Носко О.А., Ковзік А.М.

Дослідження поведінки азоту при обробці металу

Holub I.V., Bila O.V., Nosko O.A., Kovzik A.M.

Study of nitrogen behavior during metal processing

Мета. Вивчення поведінки азоту при обробці металу газовою сумішшю та при розкисленні металу, тому що одним з найбільш поширених способів обробки сталі в ківші є процеси розкислення металу, продування металу інертними газами та вакуумування сталі.

Методика. Термодинамічні та кінетичні розрахунки, математична модель, що дозволяє розраховувати кількісні показники при розкисленні металу та при видаленні розчинених газів з металу при позапічній обробці та аналізувати процеси, які досліджуються.

Результати. При продуванні аргонем металу на установці ківш-піч його поверхня повинна бути відкритою від шлаку, але при цьому відбувається паралельний перехід газу з атмосфери в метал, оскільки шлак є захисним покривом металу від атмосфери. Також доказано, що спінювання шлаку впливає лише на вміст азоту в металі та дозволяє знизити його концентрацію на 0,001 %. Також доказано, що азот не є причиною виникнення макродфектів в металевій заготовці. З'ясовано вплив азоту, алюмінію та титану на утворення нітрідів в металі, який попередньо оброблявся газовою сумішшю, яка у своєму складі вміщувала азот.

Наукова новизна. Розгляд термодинамічних та кінетичних особливостей розчинення азоту в металі при розкисленні, продувці газами металу в ківшу дозволили з'ясувати тепло та масообмінні процеси поведінки азоту у металі, що буде сприяти перспективі розробки нової технології ковшової обробки металу.

Практична значущість. Можливість використовувати суміш газів, що містить азот, при продувці сталей більш широкого асортименту з урахуванням поведінки азоту при розкисленні металу, який може мати підвищений вміст розчиненого азоту. За допомогою достатніх кількостей присадженого титану можливо нейтралізувати дію азоту в сталях, що містять алюміній, і тим самим сприяти усуненню дефектів та покращенню якості литої заготовки також за рахунок ведення процесу обробки металу під спіненим шлаком.

Ключові слова: метал, позапічна обробка металу, газова суміш, азот, аргон, алюміній, титан.

Goal. Studying the behavior of nitrogen during metal treatment with a gas mixture and during metal deoxidation, because one of the most common methods of steel processing in a ladle is the process of metal deoxidation, blowing of metal with inert gases, and vacuuming of steel.

Method. Thermodynamic and kinetic calculations, a mathematical model that allows you to calculate quantitative indicators during deoxidation of metal and during the removal of dissolved gases from metal during out-of-furnace processing and to analyze the processes under investigation.

The results. When blowing metal with argon on a ladle-furnace installation, the surface of the metal must be open from slag, but at the same time there is a parallel transition of gas from the atmosphere to the metal, since the slag is a protective coating of the metal from the atmosphere, it has also been proven that the foaming of the slag affects only the nitrogen content in the metal and allows reducing its concentration by 0.001%, it is also proven that nitrogen is not the cause of macrodefects in the metal workpiece. The influence of nitrogen, aluminum, and titanium on the formation of nitrides in a metal previously treated with a gas mixture containing nitrogen was determined.

Scientific novelty. Consideration of the thermodynamic and kinetic features of the dissolution of nitrogen in metal during deoxidation, gas blowing of metal into the ladle made it possible to find out the heat and mass transfer processes of the behavior of nitrogen in the metal, which will contribute and possibly lead to the development of a new technology of ladle metal processing.

Practical significance. Use a mixture of gases containing nitrogen when blowing a wider range of steels, taking into account the behavior of nitrogen during the deoxidation of metal, which may have an increased content of dissolved nitrogen with the help of sufficient amounts of implanted titanium, it is possible to neutralize the effect of nitrogen in steels containing aluminum, and thereby contribute elimination of defects and improvement of the quality of the cast billet also due to conducting the metal processing process under foamed slag.

Key words: metal, gas mixture, nitrogen, metal processing, argon, aluminum, titanium.

Вступ. Отримання якісного металу в сталеплавильних агрегатах обмежується можливостями регулювання фізико-хімічних умов протікання основних реакцій, що викликає необхідність розробки процесів позапічної обробки сталі є актуальним напрямом досліджень. Однак перед металургіями України стоїть нелегке завдання – ресурсозбереження, і при цьому покращення якості продукції, що випускається. При виробництві кисню та аргону в кисневих цехах попутно отримують

великі кількості азоту, який за собівартістю вчетверо дешевше за аргон. Заміна частини аргону азотом дозволить суттєво знизити собівартість сталі. Робота присвячена розробці складу газової суміші, що подається на ківш-піч при позапічній обробці сталей різного асортименту з подальшим розливом на МНЛЗ. Для металургійних підприємств України актуальним завданням є розробка технології ковшової обробки металу, а саме для металів після його виплавки в дуговій

сталеплавильній печі яка дозволить знизити собівартість сталі та не змінити її якісних показників. Також відомо, що для отримання низького показника азоту в металі необхідно забезпечити його низький рівень у полупродукті та захистити поверхню рідкого металу від атмосфери при випуску з печі, позапічній обробці та розливанні. Використання суміші з підвищеним вмістом азоту та контроль розкислювачів дозволить знизити собівартість ковшової обробки низьковуглецевих сталей та сталей з підвищеним вмістом азоту не змінюючи їх механічних властивостей.

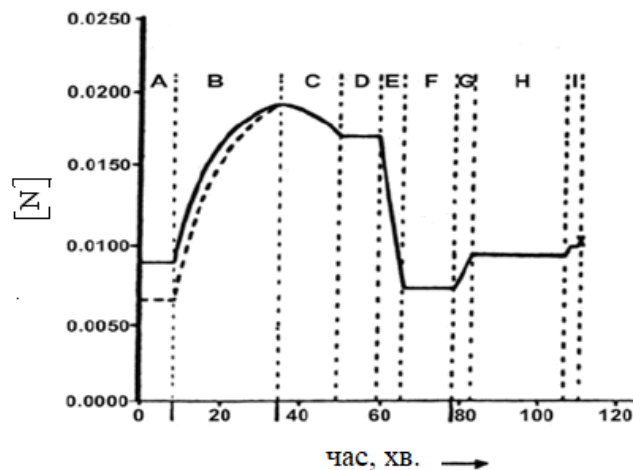
Аналіз літературних даних та постановка проблеми.

При аналізі кількості азоту в сталі з'ясовано, що майже при всіх способах виробництва сталей концентрація азоту в готовому металі коливається в межах 0,002 – 0,008 %. Вуглецеві сталі в яких вміст марганцю до 0,7 % та кремнію до 0,3 % вміст азоту знаходиться у межах 0,002-0,005%. Більш високі концентрації азоту спостерігаються в сталях, легованих хромом, ванадієм, алюмінієм або титаном. У високолегованих сталях концентрація азоту іноді піднімається до

0,018 - 0,025 %. При цьому з даних різних авторів [1-5] відомо, що концентрація азоту при температурі 1600 °С знаходиться в вузьких межах змін і дорівнює біля 0,044%.

Джерелами азоту при виробництві стали служать шихтові матеріали (скрап, чавун, металобрухт), атмосфера плавильного агрегату та продувка металу газами (технічний кисень або повітря), які подаються на поверхню або вглиб металу, а також розкислювачі, феросплави та навколишня атмосфера при випуску та розливанні рідкого металу.

В дослідженнях авторів [6] показані зміни вмісту азоту в сталі при виплавці, обробці та розливанні сталі (рисунк 1). У процесі плавки використано 50% оборотного лому та 50% скрапу (суцільна лінія) та 100% скрапу -пунктирна. Періоди, коли вміст азоту зменшується це стадії С та Е, бо на стадії С формується шлак, який запобігає адсорбції азоту, а на стадії Е бульбашки СО видаляють азот у атмосферу. Таким чином, вміст азоту в сталі залежить від вмісту вуглецю та кисню в сталі та інтенсивності реакції зневуглецювання.



Стадії сталеплавильного процесу:

- А - занурення електродів у холодну шихту;
- В - формування невеликих порцій рідкого металу та їх зростання;
- С - плавлення металу шихти, що залишилася;
- Д - нагрів ванни до вуглецевого кипіння;
- Е - період вуглецевого кипіння;
- Ф - присадка феросплавів та доведення ванни до температури випуску;
- Г - випуск плавки;
- Н - рідка сталь у сталерозливному ківші;
- І - рідка сталь у ПК та розливання

Рисунок 1. Зміни вмісту азоту при плавленні металу в ДСП, обробці та розливанні металу.

Для зниження вмісту азоту в металі слід використовувати шихтові матеріали з низьким вмістом азоту. Для запобігання адсорбції азоту при плавці в дуговій сталеплавильній печі рекомендують використовувати спінювання шлаку [7, 8], герметизацію печі та газу з низьким вмістом азоту. Для видалення азоту зі сталі можливо робити кипіння ванни за рахунок бульбашок СО (зневуглецювання та вакуумування).

Щодо надходження азоту з пічної атмосфери, думки різних авторів різняться. У автора [9] існує твердження, що в умовах окисної атмосфери сталеплавильних печей азот практично не може переходити в розплавлений метал через оксидну плівку яка утворюється в процесі плавлення металу. Також є твердження, що шлаки або окислювальні плівки не можуть повністю ізолювати метал із-за декількох факторів [10]. Автори

[11,12] стверджують що умови для видалення азоту існують при киснево-конверторному процесі та при вакуумуванні у VOD- і RH-агрегатах. На всіх інших технологічних етапах виробництва сталі відбувається тільки поглинання азоту металом.

Позапічна обробка сталі займає особливе місце при виробництві металу - від моменту випуску рідкого металу у ківш до моменту його затвердіння. В залежності від вимог до якості стали заваданнями позапічної обробки є: десульфуратія, розкислення, легування, доведення до рекомендованої температури розливу, зниження вмісту розчинених газів (водень, азот), зневуглецювання, підвищення чистоти металу за показниками неметалевих включень, дефосфорація, розподіл металевих та шлакових фаз.

Схема основних методів позапічної обробки ділиться на дві групи:

- методи, що проводяться при атмосферному тиску (ківш-піч);
- методи, які протікають під тиском (вакууматор).

Перенесення частини металургійних операцій у ківш-піч дозволяє підвищити продуктивність основного плавильного агрегату, зменшити температуру випуску металу та підвищити якість продукції [13].

Продування сталі в ківшах інертними або нейтральними газами стало обов'язковим елементом технології виплавки сталі. Дегазація при продуванні інертними газами ґрунтується на різниці парціального тиску водню, азоту і оксиду вуглецю в бульбашці інертного газу, що утворюється, і в розчинених газах в металі. 95% всієї сталі, що виплавляється, обробляється аргоном. При цьому загальні витрати на продування металу при позапічній обробці 1 тони сталі становлять 0,2 - 0,3 доларів США за вартості металу в злитках 200 - 500 доларів США за тонну [14].

Для металургійних підприємств актуальним завданням є розробка технології ковшової обробки металу із застосуванням інертних продувних газових сумішей, що дозволяють знизити собівартість металу та отримати якісну сталь. Використання суміші з підвищеним вмістом азоту дозволяє здешевити ковшову обробку сталей різного сортаменту: низьковуглецевих та сталей з підвищеним вмістом азоту [15].

У більшості випадків азот надає негативний вплив на властивості сталі. При розчиненні азоту в розплавах заліза сталь стає схильною до старіння, то б то зниження пластичних властивостей з часом, особливо це проявляється у сталях, що працюють за підвищених температур. Проте, існує цілий клас сталей, у яких азот виступає легуючим елементом. Однак, багато дослідників і металургів вважають неприпустимим збільшення концентрації азоту при виробництві широкого класу сталей. У деяких літературних джерелах [16] є дані про продувку низьковуглецевого металу азотом при ковшової обробці. Але також слід враховувати, що у вирішенні проблеми підвищення корозійної стійкості сталі, яка відбувається при тенденції до зниження концентрації вуглецю та відмови від застосування добавок (таких, як титан), а також зниження вмісту вуглецю в сталях аустенітного класу призводить до значного зниження рівня їх міцності. У зв'язку з цим доцільно розглянути можливості контролю вмісту азоту в сталі та його поєднання з такими елементами, як алюміній, титан, ванадій, ніобій та інші або їх комбінації [17].

Матеріали та методи дослідження. Детальний розгляд термодинамічних та кінетичних особливостей розчинення азоту в металі дозволили з'ясувати тепло- та масообмінні процеси поведінки газів у металі при продувці інертними газами ме-

талу в ківші та при вакуумуванні. Математична модель видалення розчинених газів з металу при позапічній обробці дозволяє проаналізувати поведінку газів у металі при створенні суміш газів, яка містить азот для продувки різних марок сталі з можливістю проведення подальшого аналізу поведінки азоту при безперервному литті заготовок та розрахувати кількість елементів які використовуються при розкисленні для отримання якісної структури заготовки з задовільними механічними властивостями.

В основі математичної моделі знаходяться рівняння видалення розчиненого кисню, водню та азоту

$$[C] + [O] = \{CO\}, \quad (1)$$

$$[H] = \frac{1}{2} H_2. \quad (2)$$

$$[N] = \frac{1}{2} N_2. \quad (3)$$

Концентрації азоту, водню та кисню, рівноважні з парціальним тиском N_2 , H_2 та CO у бульбашці

$$[N]_r = K_N \sqrt{P_{N_2}}, \quad (4)$$

$$[H]_r = K_H \sqrt{P_{H_2}}, \quad (5)$$

$$[O]_r = P_{CO} / ([C]K_C), \quad (6)$$

де K_N , K_H і K_C – константи рівноваги реакцій розчинення азоту, водню та окислення вуглецю.

Характер процесів масообміну між розчиненими у металі газами ($[H]$, $[N]$, $[O]$) та бульбашками газів, що барботують, визначався ходом системи до рівноваги та описано виразом

$$m_r = \int_0^{\tau} (\beta_r ([\Gamma] - [\Gamma]_r) \cdot S_r \cdot d\tau, \quad (7)$$

де β_r – коефіцієнт масовіддачі між металом та бульбашкою, $[\Gamma]$ та $[\Gamma]_r$ – концентрація газу в металі та рівноважна з бульбашкою, S – площа поверхні розділу газ-метал, τ - час піднімання газової бульбашки.

При розрахунках рівноваги у системі метал-бульбашка з урахуванням декількох газів використувано вираз

$$P_i = \frac{(m_i/M_i)P}{(m_1/M_1 + m_2/M_2 + \dots + m_i/M_i)}, \quad (8)$$

де m_1 , m_2 , ... m_i – маси газів в газовій суміші, M_1 , M_2 , ... M_i – молекулярні маси цих газів, P – тиск під, яким знаходиться газова суміш.

Розроблений алгоритм дає можливість прогнозувати отримання якісної безперервнолитої заготовки для сталей різного призначення.

Для аналізу появи нітридів використовувано вирази змінення вільної енергії та константи рівноваги та також рівняння авторів [18].

Мета і завдання дослідження. Одним з найбільш поширених способів ковшової обробки сталі є продування металу інертними газами та її вакуумування. При цьому відбувається видален-

ня розчинених у металі газів – кисню, водню та частково азоту. Видалення розчиненого кисню здійснюється за рахунок протікання реакції зневуглецювання. Водню та азоту – за рахунок виділення його у вигляді молекул, що утворюють бульбашки газу. Процес масообміну в металі відбувається на межі розділу метал-бульбашка. Заміна частини аргону азотом у газі який використовують для продувки металу призведе до перерозподілу величин і напрямку потоків азоту з металу в бульбашці газу, яким продувають метал чи в процесі вакуумування. Тому метою та завданням роботи є проаналізувати скільки відсотків аргону можливо замінювати на азот для сталей різного сортаменту при ковшовій обробці а також

виявити вплив азоту на структуру заготовки та нітридоутворення, і вплив нітридоутворюючих елементів на механічні властивості сталі.

Результати дослідження. Встановлено, що за відсутності азоту в газі яким продувають метал, потік азоту постійно спрямований до газової бульбашки. Це пов'язано з високим тиском стовпу металу, що підвищує парціальний тиск азоту у бульбашках газу, яким здійснюють продувку.

На рисунку 2 наведено зміну вмісту азоту в металі за різних його витрат у продувному газі. При переході від продування чистим аргonom до чистого азоту відносне зниження азоту в сталі підвищується приблизно на 20 %.

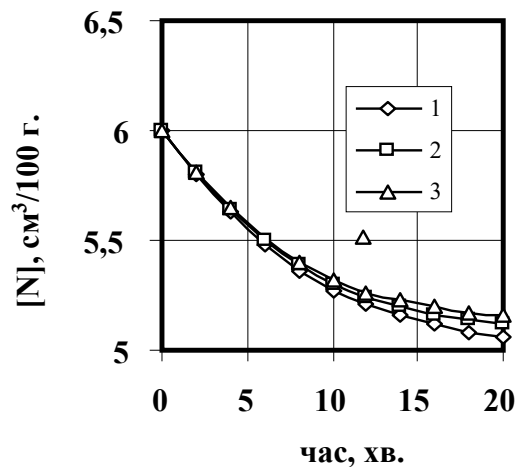


Рисунок 2. Вплив азоту під час продування на зміну вмісту азоту в металі; витрата азоту, м³/хв.: 1 – 0; 2 – 0,2; 3 – 0,4 (сумарна витрата газів 0,4 м³/хв.).

Таке невисоке зниження азоту в сталі пов'язане з тим, що істотна частка азоту видаляється з бульбашками CO і через поверхню металу. Частка видалення азоту з бульбашками CO на початку процесу сягає 90% та поступово знижується до 40%. За рахунок цього, відповідно, зростає частка видалення через поверхню металу. Частка ви-

далення азоту з бульбашками аргону невелика і складає близько 2 – 3 %.

При подальших дослідженнях встановлено у яких долях розподіляється азот між бульбашками CO, аргону та поверхнею металу. На рисунку 3 наведено розподіл азоту з газу, яким продувають метал, по статтям за відносно малих його витрат (близько 25% у газовій суміші).

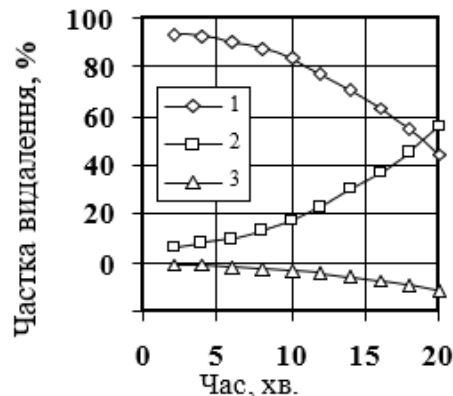


Рисунок 3. Баланс азоту, (%), при використанні суміші азоту (0,1 м³/хв) та аргону (0,3 м³/хв): 1 – видалення в бульбашку CO; 2 – видалення крізь поверхню металу; 3 – надходження до металу.

З'ясовано, що в загальному балансі до кінця процесу близько 10% азоту надходить в метал, але близько 40% видаляється з бульбашками CO і близько 50% видаляється через поверхню. З підвищенням вмісту азоту в газі яким продувають метал до 50%, частка азоту, що надходить у метал, зростає до 20%. З подальшим збільшенням частки азоту в газі яким продувають метал з 75 до 100%, частка азоту, що надходить в метал, зростає відповідно до 40% і 60%. Отже, заміна аргону азотом у газі яким продувають метал призводить до перерозподілу величин і напрямку потоків азоту з металу в бульбашки газу. Частка азоту, що надходить з газу, яким продувають, до металу, при цьому зростає, але перехід азоту з металу в бульбашки CO і через поверхню залишається достатнім, щоб забезпечити загальне зниження концентрації азоту в металі. Тобто, заміна частини аргону азотом у газі, яким продувають метал не повинна суттєво змінити нерівно-

вагу реакцій видалення газів з металу, крім реакції видалення азоту, оскільки реакції видалення газів (крім азоту) принципово не змінюються.

Також проаналізовано вплив різних співвідношень аргону та азоту у газовій суміші якою продувають метал. Заміна частини аргону азотом у газі, яким продувають метал призводить до перерозподілу величин і напрямку потоків азоту з металу в бульбашки газу, яким продувають метал. Частка азоту, що надходить з продувального газу в метал, при цьому зростає, але перехід азоту з металу в бульбашки CO і через поверхню залишається достатнім, щоб забезпечити загальне зниження концентрації азоту в металі (рисунк 4). Згідно розрахунку співвідношення азоту і аргону $1 \div 3$ в суміші газів, яка використовується для продувки сталей не призведе до змін поведінки газів, які знаходяться у металі.

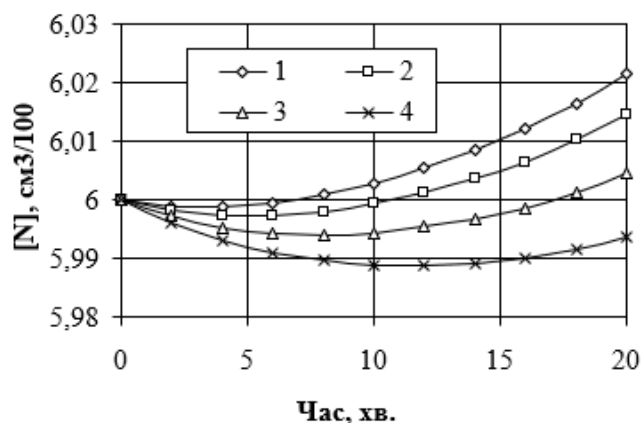


Рисунок 4. Зміна концентрації азоту в металі при різних співвідношеннях аргону і азоту в суміші, якою продувають метал: 1- аргону 0, азоту 0,1; 2 - аргону 0,2, азоту 0,2; 3 - аргону 0,25, азоту 0,15; 4 - аргону 0,3, азоту 0,1 м³/хв.

При впровадженні запропонованого способу, використання азоту у якості інертного газу яким продувають метал, слід враховувати вибір марок сталі по відношенню впливу азоту на якість металу, пов'язане з появою додаткової кількості нітрідів.

Тож були проведені дослідження направлені на аналіз та з'ясування шляхів уникнення утворення нітриду алюмінію при використанні його у якості розкислювача у металах які продувалися сумішшю газів з підвищеним вмістом азоту, тому що утворення нітриду алюмінію впливає на макроструктуру заготовки та механічні властивості сталі [19].

Досліджували сталь 1008 ASTM, хімічний склад якої після виплавки в ДСП та ковшовій обробки на У КП наступний: C = 0.05 %, Mn = 0.35 %, Cu = 0.20 %, Si = 0.011 %, Ni = 0.12 %, P = 0.02 %, S = 0.014 %, Cr = 0.056 %, N = 0.015 % та інші. У метал вводили алюміній після печі у ківш та на У КП у вигляді SiAl. Питома витрата алюмінію на

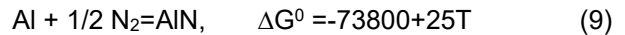
тону металу склала 1,65 кг. Час обробки металу на У КП склав одну годину. Середня температура металу на У КП дорівнювала 1590 °С. Розливу металу проводили без захисту струменя при температурі 1550 °С. Переріз заготовки 125х125 мм.

Проведений аналіз на утворення макроструктурного дефекту за рахунок виділення газової фази при затвердінні заготовки показав неможливість цього процесу, так як при даних умовах максимальний парціальний тиск для існування бульбашки складає біля 19500 Па, а парціальний тиск над металом біля 80000 Па. При такому співвідношенні тисків існує тільки одна можливість це перехід азоту з атмосфери в рідкий розплав у процесі розливання металу, але для переходу азоту з атмосфери до металу необхідна дисоціація молекул азоту на атоми, яка можлива тільки за умови, що температура буде вище 2000 °С. Розливання металу відбувається при 1550 °С тому такий перехід азоту з атмосфери

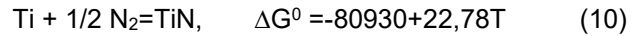
неможливий. Також треба враховувати, що розливання здійснювалося без захисту струменем, але з зануренням розливного стакану під захисним шлаком ці фактори знижують до мінімуму ймовірність переходу азоту в метал.

У роботах [20, 21] авторами відмічалось, що випадання нітридної фази при $p_N = 1 \text{ атм}$ та 1600°C спостерігається при концентраціях титану – 0,29 %, алюмінію – 0,82%, цирконію – 0,093%. Для визначення умов нітридної фази достатньо скористуватися рівнянням, що зв'язує температуру, p_N і концентрацію легуючого елемента [X]. Авторами [22] відмічалось, що присадка титану значно знижує вміст азоту в сталі за рахунок утворення нітриду титану, які переходять у шлак.

Реакція утворення нітриду алюмінію супроводжується наступною зміною вільної енергії:



Реакція утворення нітриду титану супроводжується наступною зміною вільної енергії:



Титан при температурі $1550\text{--}1600^\circ\text{C}$ має значно більшу спорідненість до азоту, ніж алюміній. На рисунку пунктирною стрічкою, показано, що при вмісті в рідкому залізі 0,0015-0,002 % титану забезпечується такий рівноважний вміст азоту, при якому не повинно відбуватися утворення нітрідів алюмінію.

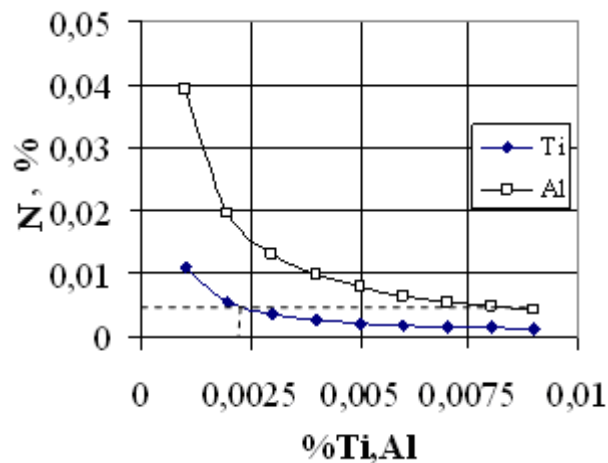


Рисунок 5. Рівноважні вмісти азоту та титану, азоту та алюмінію в металі при температурі 1550°C .

Аналіз утворення нітрідів у сталі 1008, заданого хімічного складу, показав, що кількість титану, спорідненість до азоту у якого вища за спорідненість азоту до алюмінію, недостатня (в два рази менше) для нейтралізації утворення нітриду алюмінію (рисунк 5). Тому отримана металева заготовка має макроструктурні дефекти, а також незадовільні механічні властивості.

Обговорення результатів. При аналізі заміни аргону на суміш (аргон+азот) відбувається насичення металу азотом, яке залежить від складу та кількості шлаку при обробці металу на УВП. Виявлено, що основне видалення азоту з металу відбувається при інтенсивному процесі зневугльцювання в бульбашку CO. Тому чим довше відбувається процес зневугльцювання, тим більше азоту залишить метал, але при виробництві сталей необхідно дотримуватися марочного вмісту вуглецю та азоту.

Таким чином, використовувати суміш, що містить азот, можливо за рахунок ведення процесу обробки металу під спіненим шлаком на установці ківш-піч для отримання більш широкого класу сталей з низьким вмістом вуглецю. Спінений шлак представляє сукупність бульбашок монооксиду та діоксиду вуглецю, розділених тонкими прошарками шлаку. Розмір бульбашок, що ста-

новлять дисперсну фазу, лежить в межах від часток до кількох сантиметрів. Утворення та стійкість спіненого шлаку залежить від його фізико-хімічних властивостей (в'язкість, поверхневий натяг, температура), інтенсивності, місця газовиділення та розподілу газових бульбашок за розмірами. Спінювання шлаку впливає лише на вміст азоту в металі [23]. Добре спінювання призводить до зниження вмісту азоту на 10-20 ppm до рівня близько 30 ppm за рахунок інтенсивнішого процесу зневугльцювання і за рахунок захисту поверхні металу від атмосфери. Але треба враховувати і відоме негативне явище спінюваності шлаку - викиди шлаку з ківшу.

Вивчення впливу шлакового покриву поверхні металу на видалення газів (водню та азоту) показало, що при використанні аргону у якості газу, яким продувають метал на установці ківш-піч, при зниженні інтенсивності процесу зневугльцювання для більш повного видалення газів поверхня металу повинна бути відкритою від шлаку. Але при цьому постійно відбуватиметься паралельний процес переходу газу з атмосфери в метал (переважно для азоту), оскільки шлак є захисним покривом металу від атмосфери.

Заміна частини аргону азотом в газі призводить до перерозподілу величин і напрямку потоків

азоту з металу в бульбашки газу, яким продувають метал. Щоб забезпечити загальне зниження концентрації азоту в металі також необхідно мати низький залишковий тиск над металом та відповідні вимоги щодо вмісту азоту в металі [24].

Беручи до уваги можливість утворення бульбашки, що складається з двох газів CO і N₂, розрахунками показано що значення тиску CO + N₂ склало близько 82000 Па, що менше 1 атм. Таким чином, при виплавці сталі 1008 не виявлено умов для утворення бульбашок при підвищеному вмісті азоту в металі на випуску. Проведені розрахунки та дослідження підтверджують висловлювання автора [10], що на відміну від водню азот практично ніколи не виділяється з металу в процесі кристалізації і ніколи не є причиною утворення бульбашок, пористості. Однак, підвищення вмісту алюмінію та азоту в сталі призводять до утворення специфічних макродефектів [22], що негативно впливають на пластичну деформацію металу і погіршують механічні властивості. Утворення нітриду алюмінію може відбуватися під час кристалізації сталевих зливків [22]. Алюміній та азот утворюють нітрид алюмінію AlN з температурою плавлення близько 2100 °C. Термодинамічний розрахунок показує, що за допомогою достатніх кількостей присадженого титану можливо нейтралізувати дію азоту в сталях, що містять алюміній, і тим самим сприяти усуненню дефектів

та покращенню якості литої заготовки. Також можливо використовувати суміш газів при вакуумуванні сталей бо доведено що вміст CO і водню в бульбашках продувального газу не залежить від співвідношення у ньому аргону і азоту [25].

Висновки. Використання спіненого шлаку при позапічній обробці металу на установці ківш-піч дозволить розширити асортимент сталей, що виплавляються з використанням у якості газу яким продувають метал - азот або його суміш з аргонном, при цьому значно знизиться собівартість одержуваного продукту і не зміняться властивості металу. Використання моделі дозволить розширити сортамент сталей до яких можливо застосовувати у якості продувального газу азот чи використовувати у якості інертного газу суміш газів аргону та азоту у різному співвідношенні при обробці сталі.

При розкисленні та легуванні сталей алюмінієм позапічна обробка яких здійснюється газовою сумішшю необхідно враховувати вплив на утворення нітридів таких елементів як титан та цирконій бо вони можуть надходити в метал з шихтою і можуть позитивно впливати на механічні показники якості через те що спорідненість до кисню в них невелика, у порівнянні з алюмінієм та титаном, а з азотом вища чим у алюмінію та титану.

Перелік посилань

1. Чуран Г. М., Свяжин А. Г., Вишкарєв А. Ф., Явойский В. Н. Растворимость азота в жидком железе // Металл. – 1970. – С. 51-57.
2. Свяжин А.Г. Исследование некоторых физико-химических свойств жидкого железа и сплавов железо-углерод с применением безтигельной плавки // Теория и технология новых процессов в производстве стали. – 1968. – С. 5 -24.
3. Schwerdtfeger K. Diffusion of Oxygen and Nitrogen in Liquid Iron // Trans. Met. Soc. AIME, 1967. -Vol. 239. - №2 - p. 134.
4. Schenck H., Steinmetz E. Chemische Aktivitäten von Bor und Stickstoff im flüssigen Bereich des System Eisen – Bor – Stickstoff // Arch. Eisenhüttenwese. - 39. - 1968. - P. 255.
5. Gomersall D. W., Ward R.G. The Solubility of Nitrogen in Liquid Iron – Carbon Alloys // Trans. Met. Soc. AIME. - 1968. - vol. 242. - P. 1309.
6. Pilliod C. F. Variables Affecting the Nitrogen Content of Carbon and Low Alloy Acid Electric Arc Furnace Steels, 46th Electric Furnace Conference Proceedings // Pittsburgh (USA): The Iron and Steel Society, 1988. - P. 107-110.
7. Меджибожский М. Я. Основы термодинамики и кинетики сталеплавильных процессов. – Киев - Донецк: Вища школа. Головное издательство, 1986.- 280с.
8. Лопухов Г. А. Вспенивание шлака при плавке стали в дуговых печах. Фундаментальные исследования физико-химии металлических расплавов / Г.А. Лопухов // М.: ІЦК «Академкнига», 2002. - 469с.
9. Морозов А.Н. Современный мартеновский процесс. – Свердловск: Издательство литературы по чёрной и цветной металлургии, 1961. - 600 с.
10. Явойский В.И. Теория процессов производства стали. - М.: Гос –науч-тех. изд. материалов по чёрной и цветной металлургии, 1963. - 817 с.
11. Свяжин А.Г., Киндоп В.Э., Романович Д.А. и др. Технология производства стали с низким содержанием азота // Труды 6 конгресса сталеплавильщиков. М.: Черметинформация, 2002. - С. 71 - 77.
12. Киндоп В.Э., Свяжин А.Г. Математическая модель поведения азота при кислородно-конвертерном процессе // Труды 6 конгресса сталеплавильщиков. М.: Черметинформация, 2002.- С.66-71.
13. Розвиток сектора чорної металургії в Україні. Аналітичний огляд. -Київ: Міленіум, 2004. - 110 с.
14. Г.Г. Ефименко, В.Н. Нецадим, М.И. Цымбал, Т.Н. Павлышин и др. Анализ развития и технико-экономические проблемы прогресса производства стали в мире. – Днепропетровск: ДМетИ, 1993. -227с.
15. Яковлев Ю.Н., Голуб И.В. Особенности поведения азота при его использовании в качестве продувочного газа // II International Conference "Strategy of Quality in Industry and Education". – Varna. (Bulgaria). -2006. - V.2. - P. 144-147.
16. Величко А.Г. Теория и практика внепечной обработки металла. Учебн. Пособие. – Днепропетровск: ГМетАУ, 1998. – 103с.

17. Камкіна Л.В., Мішалкін А.П., Камкін В.Ю., Грищенко Ю.М., Ісаєва Л.Є. Зменшення шкідливого впливу азоту на властивості низьковуглецевої сталі 08Ю шляхом підбору раціональної кількості нітридоутворюючих елементів/ Теорія і практика металургії, Дніпро, 2019, №6, с. 17-24. (<https://doi.org/10.34185/tpm.6.2019.03>)
18. Помарин Ю. М., Григоренко Г. М. Уравнение для расчёта растворимости азота в бинарных и многокомпонентных сплавах железа. //Тезисы докладов. Республиканская научно-техническая конференция. Днепропетровск. - 1987. – С. 31 - 32.
19. Фазові перетворення в спеціальних легованих сталях. Навчальний посібник / Куцова В.З., Ковзель М.А., Носко О.А. – Дніпропетровськ: НМетАУ, 2007. – 132 с
20. Carney D. J. Gases in Metals // Amtr. Sos. for Met., Cleveland, Ohio, 1952. - P 24-27.
21. Григорян В.А., Белянчиков Л.Я., Стомахин А.Я. Теоретические основы электросталеплавильных процессов. - М.: Металлургия, 1987. - 272 с.
22. Гуревич Ю.Г. Нейтрализация влияния азота на качество сталей. // Металлургия стали. Сборник статей. Т 2. Изд. Сибирского металлургического института. - 1958. - С. 31-35.
23. Курагин С.В., Шкирмотов А.П. Эффективность обработки жидкой стали за рубежом./ Ин-т Черметинформация. – М., 1990.
24. Камкина Л. В., Проїдак Ю. С., Стовпченко А.П., Голуб И. В. Совершенствование процессов дегазации стали при внепечной обработке / Л. В. Камкина, Ю. С. Проїдак, А.П.Стовпченко, И. В. Голуб // XV Miedzynarodowa Konferencja Naukowo-Techniczna "Produkcja i zarzadzanie w hutnictwie" Zakopane 27-30.06 2007 czesc 1 pp. 107-111
25. Яковлев Ю.Н., Голуб И.В. Исследование на математической модели удаление газов из стали при вакуумировании с продувкой металла газовыми смесями /Ю.Н. Яковлев, И.В. Голуб/ ПДТУ Весник №15, Мариуполь, 2005, с.37-40.

References

1. Churan, G. M., Svyazhin, A. G., Vishkarev, A. F., & Yavoyskiy, V. N. (1970). Solubility of nitrogen in liquid iron. *Metal*, 51-57
2. Svyazhin, A. G. (1968). Study of some physicochemical properties of liquid iron and iron-carbon alloys using crucibleless melting. *Theory and technology of new processes in steel production*, 5 -24
3. Schwerdtfeger, K. (1967). Diffusion of Oxygen and Nitrogen in Liquid Iron. *Trans. Met. Soc. AIME*, 239(2), 134
4. Schenck, H., & Steinmetz, E. (1968). Chemische Aktivitäten von Bor und Stickstoff im flüssigen Bereich des System Eisen – Bor – Stickstoff. *Arch. Eisenhuttenwese*, 39, 255
5. Gomersall, D. W., & Ward, R. G. (1968). The Solubility of Nitrogen in Liquid Iron – Carbon Alloys. *Trans. Met. Soc. AIME*, 242, 1309
6. Pilliod, C. F. (1988). Variables Affecting the Nitrogen Content of Carbon and Low Alloy Acid Electric Arc Furnace Steels, 46th Electric Furnace Conference Proceedings. *Pittsburgh (USA): The Iron and Steel Society*, 107-110
7. Medzhibozhsky, M. Ya. (1986). *Fundamentals of Thermodynamics and Kinetics of Steelmaking Processes*. Vishcha shkola. Main Publishing House
8. Lopukhov, G. A. (2002). *Foaming of Slag during Melting of Steel in Arc Furnaces. Fundamental Research on the Physicochemistry of Metallic Melts*. ITsK Akademyha
9. Morozov, A. N. (1961). *Modern open-hearth process*. Publishing house of literature on ferrous and non-ferrous metallurgy
10. Yavoyskiy, V. I. (1963). *Theory of steel production processes*. State scientific and technical publication of materials on ferrous and non-ferrous metallurgy
11. Svyazhin, A. G., Kindop, V. E., Romanovich, D. A., et al. (2002). Technology of production of steel with low nitrogen content. *Proceedings of the 6th congress of steelmakers* (pp. 71-77). Chermetinformatiya
12. Kindop, V. E., Svyazhin, A. G. (2002). Mathematical model of nitrogen behavior in the oxygen-converter process. *Proceedings of the 6th congress of steelmakers* (pp. 66-71). Chermetinformatiya
13. *Development of the ferrous metallurgy sector in Ukraine. Analytical review*. (2004). Millenium
14. Efimenko, G. G., Neshchadim, V. N., Tsybmal, M. I., Pavlyshin, T. N., et al. (1993). *Analysis of development and technical and economic problems of progress in steel production in the world*. DMetl
15. Yakovlev, Yu. N., Golub, I. V. (2006). Features of nitrogen behavior when used as a purge gas. *II International Conference "Strategy of Quality in Industry and Education"*, Varna. (Bulgaria), vol. 2, 144-147
16. Velichko, A. G. (1998). *Theory and practice of out-of-furnace metal processing. Textbook*. GMetAU
17. Kamkina, L. V., Mishalkin, A. P., Kamkin, V. Yu., Grishchenko, Yu. M., & Isayeva, L. Ye. (2019). Replacement of the wasteful influx of nitrogen on the power of low-carbon steel 08 by the way of selecting a rational amount of nitride-containing elements. *Theory and practice of metallurgy*, 6, 17-24. <https://doi.org/10.34185/tpm.6.2019.03>
18. Pomarin, Yu. M., & Grigorenko, G. M. (1987). Equation for calculating the solubility of nitrogen in binary and multicomponent iron alloys. *Abstracts of reports. Republican scientific and technical conference*, 31 - 32.
19. Kutsova, V. Z., Kovzel, M. A., & Nosko, O. A. (2007). *Phase transformations in special alloy steels. Initial guide*. NMetAU
20. Carney, D. J. (1952). *Gases in Metals*. Amtr. Sos. for Met., Cleveland, Ohio. (pp. P 24-27).
21. Grigoryan, V. A., Belyanchikov, L. Ya., & Stomakhin, A. Ya. (1987). *Theoretical foundations of electric steelmaking processes*. Metallurgy
22. Gurevich, Yu. G. (1958). Neutralization of nitrogen influence on steel quality. *Metallurgy of steel. Collection of articles*. Vol. 2. (pp. 31-35). Publ. Siberian Metallurgical Institute
23. Kuragin, S. V., & Shkirmotov, A. P. (1990). *Efficiency of liquid steel processing abroad*. Institute of Chermetinformatiya

24. Kamkina, L. V., Proydak, Yu. S., Stovpchenko, A. P., & Holub, I. V. (2007). Improving steel degassing processes during out-of-furnace treatment. *XV Miedzynarodowa Science-Technical Conference "Production of metallurgy in hutnictwie"*, Zakopane, 27-30.06.2007. Czesc 1, pp. 107-111
25. Yakovlev, Yu. N., & Holub, I. V. (2005). Research on a mathematical model of gas removal from steel during vacuumization with blowing of metal with gas mixtures. *PDTU Bulletin*, 15, 37-40

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 04.09.2023

Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.11.2023

Засельський В.Й., Пополов Д.В.

Математична модель руху сіячої поверхні грохоту в умовах її ударно-вібраційної дії

Zaselskyi V.Y., Popolov D.V.

A mathematical model of the motion of the screening surface under the conditions of its impact vibration action

У статті представлений комплексний підхід до вирішення актуальної проблеми підвищення ефективності грохочення шихтових матеріалів, що має важливе значення для металургійного виробництва. Метою досліджень є розробка математичної моделі руху вільно укладеної сіячої поверхні грохота в умовах її вібраційно-ударної дії. Для досягнення поставленої мети в роботі використовується поетапний системний аналіз теоретичного дослідження руху сіячої поверхні, котра розглядається як матеріальна точка, рух якої обмежено певним інтервалом, і розбитий на шість характерних етапів, кожен з яких аналізується окремо. У результаті дослідження було розроблено диференціальне рівняння руху сіячої поверхні та отримано залежності, які дозволяють описати її рух у різних динамічних станах враховуючи сили інерції, пружні деформації, сили тяжіння та тертя. Визначені умови, за яких відбувається резонанс і підвищується інтенсивність підкидання сита. Це дозволяє мінімізувати явище забиття отворів сіячої поверхні, що, у свою чергу, підвищує ефективність процесу відсіву. Наукова новизна дослідження полягає в розробці нової математичної моделі, яка описує рух вільно укладеної сіячої поверхні в умовах її вібраційно-ударної дії. Це дозволяє вперше детально вивчити процеси, що відбуваються під час грохочення, і визначити оптимальні умови для зменшення забиття отворів сіячої поверхні. Результати цього дослідження можуть бути використані для вдосконалення процесу підготовки залізистих сировин до переплаву, що є актуальним завданням для металургійної промисловості. Застосування розробленої математичної моделі дозволить підвищити ефективність відсіву дріб'язкових фракцій, зменшити забиття отворів сіячої поверхні, що покращить загальну якість металургійних процесів. Це, в свою чергу, сприятиме економії ресурсів та зниженню витрат у виробництві.

Ключові слова: грохочення, математична модель, ударно-вібраційна дія, ефективність відсіву, забиття отворів, металургійне виробництво.

The article presents an integrated approach to solving the actual problem of increasing the efficiency of screening charge materials, which is important for metallurgical production. The aim of the research is to develop a mathematical model of the motion of a loosely stacked screening surface under the conditions of its vibration and impact action. To achieve this goal, we have used a step-by-step systematic analysis of the theoretical study of the motion of the sieving surface, which is considered as a material point whose motion limited to a certain interval, and is divided into six characteristic stages, each of which is analyzed separately. As a result of the study, the following were developed a differential equation of motion of the sowing surface and obtained dependencies that allow us to describe its motion in different dynamic states, taking into account the forces of inertia, elastic deformation, gravity, and friction. The conditions under which resonance occurs and the intensity of the sieve tossing increases. This allows minimizing the phenomenon of clogging of the holes of the sieving surface, which, in turn, increases the efficiency of the turn, increases the efficiency of the screening process. The scientific novelty of the study is the development of a new mathematical model that describes the movement of a loosely of a loosely laid sowing surface under the conditions of its vibration and impact action. This allows us to for the first time to study in detail the processes occurring during screening, and to determine the optimal conditions for reducing clogging of the seeding surface holes. The results of this study can be used to improve the process of preparing iron-containing raw materials for remelting, which is an urgent task for the metallurgical industry. The application of the developed mathematical model will increase the efficiency of screening out fines and fractions, reduce clogging of the holes of the screening surface, which will improve the overall quality of metallurgical processes. This, in turn, will help save resources and reduce production costs.

Key words: screening, mathematical model, impact vibration action, screening efficiency, hole clogging, metallurgical production.

Вступ

В даний час якість підготовки шихтових матеріалів металургійного виробництва в значній мірі залежить від ефективності відсіву дріб'язкових фракцій (0...5 мм) з залізистих сировин. Як показує досвід експлуатації різноманітних типів грохотів, збільшення ефективності грохочення шихтових матеріалів утруднене суттєвим забиванням отворів сіячих поверхонь, що не дозволяє підвищити якість підготовки залізистих сировин до переплаву.

Вочевидь для практиків і науковців стає необхідним генерувати, досліджувати та використовувати нові ідеї, які б дозволили зменшити забиття сіячих поверхонь грохота та збільшити ефективність відсіву некондиційних фракцій металургійної шихти перед доменною плавкою. Тому роботи направлені на інтенсифікацію процесу грохочення шляхом зменшення забиття отворів сіячих поверхонь грохота, які використовуються для відсіву дріб'язкового класу в залізистих шихтових матеріалах на сьогодні є актуальним завданням.

© Засельський В.Й. - д.т.н., проф. ННТІ ДУЕТ, м.Кривий Ріг
Пополов Д.В. - к.т.н., доц. ННТІ ДУЕТ, м.Кривий Ріг

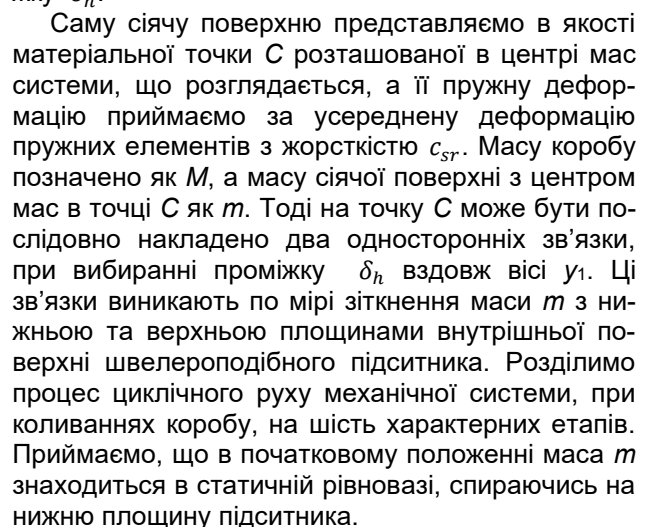
© Zaselskyi V.Y. - d.t.s. prof SUET, Kryvyi Rih
Popolov D.V. - c.t.s. docent SUET, Kryvyi Rih



This is an Open Access article under the CC BY 4.0 license <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>

Для різноманітних динамічних схем вібраційних грохотів і встановлених на них сіячих поверхонь було виконано багато теоретичних досліджень та розроблено математичних моделей руху робочих органів, в той же час для грохотів сіяча поверхня котрих вільно розташована на його коробі таких досліджень проведено не було. Але для удосконалення шихтових грохотів, які фрак-

Розглянемо перший етап руху сіячої поверхні. В цьому випадку матеріальна точка спирається на пружну основу відомої жорсткості (рис. 2), а її рух приймаємо таким, що повністю підкорюється



руху коробу. Маса коробу вважається настільки переважаючою над масою матеріальної точки, що зміною закону руху коробу при взаємодії з точкою можна знехтувати.

Рисунок 2 – Розрахункові схеми при спільному розгоні коробу та сіячої поверхні (а), для визначення напрямку сил інерції (б)

Нехай рух коробки відповідає гармонійному закону, характерному для однорідного вібраційного поля з лінійним полем траєкторій його точок, що є законом переносного руху

$$\begin{cases} x_e(t) = A \cdot \sin(\omega t) \cdot \sin \beta \\ y_e(t) = A \cdot \sin(\omega t) \cdot \cos \beta, \end{cases} \quad (1)$$

де A – амплітуда коливань вздовж напрямку руху, м; ω – кругова частота коливань коробки, с^{-1} ; β – кут вібрації точок коробки (від нормалі к сіячої поверхні до лінії вібрації).

Тоді, у відповідній системі координат x_1y_1 (див. рис. 2) сили інерції переносного руху у відповідності до (1) будуть мати абсолютну величину

$$\begin{cases} S_{inx} = m \cdot A \cdot \sin \beta \cdot \omega^2 \cdot \sin(\omega t) \\ S_{iny} = m \cdot A \cdot \cos \beta \cdot \omega^2 \cdot \sin(\omega t). \end{cases} \quad (2)$$

Оскільки, в цьому динамічному стані системи розглядалась лише пружна деформація сіячої поверхні при нерухомому її периметрі, то силою інерції вздовж вісі x_1 будемо нехтувати.

Тоді, основний закон динаміки для відносного руху запишеться у вигляді

$$m \cdot \ddot{y}_r = -U + S_{iny} + G \cdot \cos \alpha - F, \quad (3)$$

де $\ddot{y}_r$ – відносне прискорення точки, м/с^2 ; α – кут нахилу сіячої поверхні до горизонту, град; U – сила пружності пружини, еквівалентна пружності сіячої поверхні, яка визначається за формулою

$$U = c_{sr} \cdot y_r H; \quad (4)$$

G – сила тяжіння

$$G = m \cdot g, H, \quad (5)$$

$$\begin{aligned} y_r = e^{-ht} & \left[\frac{\dot{y}_{r0} + y_{r0}h}{\sqrt{k^2 - h^2}} \sin(t \cdot \sqrt{k^2 - h^2}) + y_{r0} \cdot \cos(t \cdot \sqrt{k^2 - h^2}) \right] - \\ & - e^{-ht} \left[\frac{D}{\sqrt{k^2 - h^2}} (h \cdot \sin \gamma + \omega \cdot \cos \gamma) \cdot \sin(t \cdot \sqrt{k^2 - h^2}) + \right. \\ & \left. + D \cdot \sin \gamma \cos(t \cdot \sqrt{k^2 - h^2}) \right] + D \cdot \sin(\omega t + \gamma), \end{aligned} \quad (12)$$

де $\dot{y}_{r0}$ – початкова відносна швидкість матеріальної точки, м/с ; y_{r0} – початкова координата відносного положення матеріальної точки.

Для спрощення у виразі (12) були введенні додаткові позначення

$$D = \frac{H}{k^2 \sqrt{\left| \left(1 - \frac{\omega^2}{k^2} \right) \right| + 4 \cdot \frac{h^2 \cdot \omega^2}{k^4}}}; \quad (13)$$

$$\gamma = -\arctg \left(\frac{2 \cdot h \cdot \omega}{k^2 - \omega^2} \right). \quad (14)$$

На підставі отриманого рішення був визначений коефіцієнт динамічності підчас відносного розгону сита

$$K_{din} = \frac{1}{\sqrt{\left| \left(1 - \frac{\omega^2}{k^2} \right) \right| + 4 \cdot \frac{h^2 \cdot \omega^2}{k^4}}} \quad (15)$$

де m – маса матеріальної точки (сіячої поверхні); g – прискорення вільного падіння, м/с^2 ; F – сила в'язкого супротиву

$$F = \mu \cdot \dot{y}_r H, \quad (6)$$

де μ – коефіцієнт в'язкого тертя, кг/с .

Зважаючи на те, що сила тяжіння G компенсується силою пружності матеріалу — складають зрівноважену систему сил, то згідно аксіоми 2 статистики [15] їх можна відкинути, що дає змогу розглядати лише динамічну складову.

Перетворюємо вираз (3), враховуючи вищевикладене та вирази (2), (4-6)

$$\begin{aligned} \ddot{y}_r + \frac{\mu}{m} \cdot \dot{y}_r + \frac{c_{sr}}{m} \cdot y_r = \\ = A \cdot \cos \beta \cdot \omega^2 \cdot \sin(\omega t). \end{aligned} \quad (7)$$

Рішення диференційного рівняння (7) виконувалось за методикою, викладеною [16], для зручності були введені наступні позначення

$$\frac{\mu}{m} = 2 \cdot h; \quad (8)$$

$$\frac{c_{sr}}{m} = k^2; \quad (9)$$

$$A \cdot \cos \beta \cdot \omega^2 = H. \quad (10)$$

Тоді вираз (7) прийме вигляд

$$\ddot{y}_r + 2 \cdot h \cdot \dot{y}_r + k^2 \cdot y_r = H \cdot \sin(\omega t). \quad (11)$$

Рішення диференційного рівняння (11) дозволяє визначити закон відносного руху матеріальної точки при першому виді динамічного стану

який приймає максимальне значення за умови

$$\frac{\omega}{k} = \sqrt{1 - 2 \cdot \frac{h^2}{k^2}}. \quad (16)$$

А його максимальне значення дорівнює

$$[K_{din}]_{\max} = \frac{1}{2 \cdot \frac{h}{k} \sqrt{\left| \left(1 - \frac{h^2}{k^2} \right) \right|}} \quad (17)$$

З отриманих залежностей можна зробити висновки, що при

$$\frac{\omega}{k} = \omega \cdot \sqrt{\frac{m}{c_{sr}}} = 1 \quad (18)$$

спостерігається явище резонансу. При цьому,

якщо

$$\frac{h}{k} = \frac{\mu}{2 \cdot \sqrt{m \cdot c_{sr}}} = 0, \quad (19)$$

то при виконанні умови (18) коефіцієнт динамічності $K_{din} = \infty$.

При умові, що дотримується нерівність

$$\left(\frac{h}{k}\right)^2 \geq \frac{1}{2} \Rightarrow \frac{\mu^2}{4 \cdot m \cdot c_{sr}} \geq \frac{1}{2}, \quad (20)$$

явище резонансу зникає.

Незважаючи на односторонній зв'язок процес пружних коливань не підтримується через розрив зв'язку, тенденція до виникнення явища резонансу дозволяє забезпечити інтенсивне підкидання сита. Таким чином, на початковому етапі необхідно забезпечити умову

$$\omega \sqrt{\frac{m}{c_{sr}}} = 1; \quad (21)$$

$$\frac{\mu}{2 \sqrt{m \cdot c_{sr}}} \rightarrow \min. \quad (22)$$

Відрив сита від нижньої площини внутрішньої поверхні підситника в кінці першого етапу характерний тим, що в цей момент, при відсутності сили тертя, сила пружності пружини, як реакція опори, дорівнює нулю, а координати точки дорівнюють знятої статичної деформації опори. Тоді умова відриву з урахуванням спрямованості вісі відносної системи координат x_1y_1 (див. рис. 2) прийме вид

$$\ddot{y}_r = g \cdot \cos \alpha, \quad (23)$$

чи

$$y_{r1} = -\frac{m \cdot g}{c_{sr}} \cdot \cos \alpha. \quad (24)$$

Кінець першого етапу циклічного руху системи визначається підстановкою виразу (24) в (12), розв'язування утвореного рівняння чисельним методом дозволяє визначити момент t_1 відриву матеріальної точки від опори, а похідна за часом від (24) з врахуванням t_1 дозволяє визначити кінцеву швидкість V_{r1} наприкінці першого етапу.

Таким чином, отримані залежності дозволяють визначити початкові умови — швидкість і координати матеріальної точки, для переходу до математичного опису другого динамічного стану системи.

Розглянемо другий етап. В цьому випадку короб і сіяча поверхня, котра має один ступінь свободи у нормальному до опорної поверхні швелероподібного підситника напрямку, рухаються роздільно.

Після відриву матеріальної точки від опорної поверхні вона переміщується в просторі, утвореним підситником, під дією сили тяжіння (5) та тертя

$$R = k \cdot N \text{ Н}, \quad (25)$$

де k — коефіцієнт тертя спокою пари «сіяча поверхня — стінки підситника»; N — сила нормальної реакції стінки підситника, Н; у абсолютній системі координат xy , та під дією додаткових сил інерції (2) у відносній системі координат x_1y_1 (рис. 3), що виникають від переносного руху коробу за законом динаміки для відносного руху матеріальної точки. Таким чином, для заданої схеми прикладання сил, вибраного напрямку осей координат (див. рис. 3) у відповідності до основного закону динаміки відносного руху точки, маємо

$$\begin{cases} G \cdot \sin \alpha + N - S_{inx} = 0 \\ G \cdot \cos \alpha - R + S_{iny} = m \cdot \ddot{y}_r \end{cases} \quad (26)$$

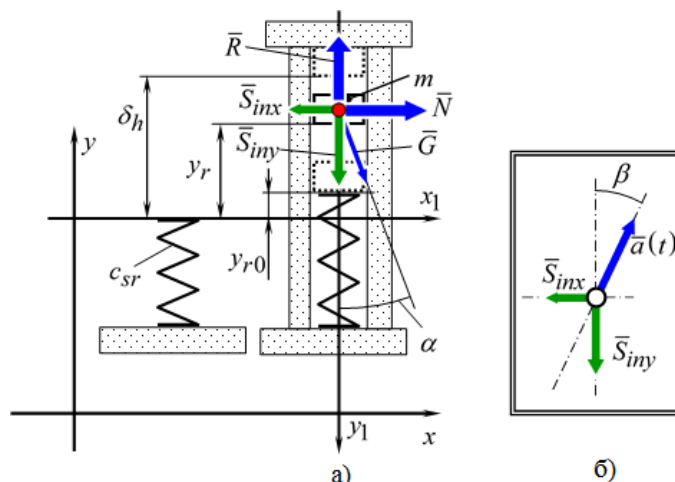


Рисунок 3 — Розрахункова схема ковзання сіячої поверхні в просторі, утвореним підситником, (а) та визначення напрямку сил інерції (б)

Перетворимо вираз (26) враховуючи (2), (5), (25)

$$\begin{cases} m \cdot g \cdot \sin \alpha + N - m \cdot A \cdot \sin \beta \cdot \omega^2 \cdot \sin(\omega t) = 0 \\ m \cdot g \cdot \cos \alpha - k \cdot N + m \cdot A \cdot \cos \beta \cdot \omega^2 \cdot \sin(\omega t) = m \cdot \ddot{y}_r \end{cases} \quad (27)$$

З першого рівняння системи (27) визначаємо нормальну реактивну силу

$$N = m \cdot A \cdot \sin \beta \cdot \omega^2 \cdot \sin(\omega t) - m \cdot g \cdot \sin \alpha. \quad (28)$$

Підставимо знайдене значення в друге рівняння системи (27), представляючи відносне прискорення точки $\ddot{y}_r$ через швидкість відносного руху матеріальної точки вздовж простору, утвореному підситником, $\dot{V}_{ry}(t)$

$$\dot{V}_{ry}(t) = g \cdot (\cos \alpha + k \cdot \sin \alpha) + A \cdot \omega^2 \cdot \sin(\omega t) \cdot (\cos \beta - k \cdot \sin \beta). \quad (29)$$

Розв'язання диференційного рівняння (29), враховуючи початкову швидкість процесу відносного руху, яка дорівнює кінцевій швидкості точки на попередньому етапі в момент розриву зв'язку між сіячою поверхнею та опорною поверхнею підситника, яка визначається диференціюванням

$$\begin{cases} V_{r2} = g \cdot (\cos \alpha + k \cdot \sin \alpha) \cdot t_2 - A \cdot \omega \cdot \cos[\omega \cdot (t_2 + t_1)] \times \\ \quad \times (\cos \beta - k \cdot \sin \beta) + V_{r1} \\ -\delta_h = 0,5 \cdot g \cdot (\cos \alpha + k \cdot \sin \alpha) \cdot t_2^2 - A \cdot \sin[\omega \cdot (t_2 + t_1)] \times \\ \quad \times (\cos \beta - k \cdot \sin \beta) + V_{r1} \cdot t_2 + y_{r1} \end{cases} \quad (32)$$

В системі (32) у тригонометричному виразі, яке визначає гармонійний закон руху короби, використовується абсолютний час руху, котрий відраховується від нульового початкового моменту — це сума тривалості першого та другого станів руху $t_2 + t_1$.

На третьому етапі сіяча поверхня впирається у верхню опорну площину підситника та зупиняється. Частина сіячої поверхні, що не контактує з опорною площиною підситника продовжує рух у тому ж напрямку прогинаючись, в межах пружності сіячої поверхні, досягаючи максимально можливої стріли прогину. Після досягнення максимального прогину починається четвертий етап руху сіячої поверхні — її відскоку від верхньої опорної площини підситника під дією сили пружності. При цьому опорна поверхня сита залишається неру-

хливою, переміщується лише розтягнуте тіло сіячої поверхні.

$$\begin{aligned} V_{ry}(t) = & g \cdot (\cos \alpha + k \cdot \sin \alpha) \cdot t - \\ & - A \cdot \omega \cdot \cos(\omega t) \times \\ & \times (\cos \beta - k \cdot \sin \beta) + V_{r1}. \end{aligned} \quad (30)$$

Після інтегрування отриманого виразу (30) будемо мати закон відносного руху матеріальної точки на етапі її переміщення в просторі, утвореному швелероподібним підситником при початковій координаті y_{r1} , яка є координатою розриву зв'язку між сіячою поверхнею та опорною поверхнею швелероподібного підситника на попередньому етапі

$$\begin{aligned} y_r(t) = & 0,5 \cdot g \cdot (\cos \alpha + k \cdot \sin \alpha) \cdot t^2 - \\ & - A \cdot \sin(\omega t) \times \\ & \times (\cos \beta - k \cdot \sin \beta) + V_{r1} \cdot t + y_{r1}. \end{aligned} \quad (31)$$

Кінцеві параметри даного етапу визначаються з системи алгебраїчних рівнянь, утворених на підставі виразів (30) та (31).

Зважаючи на це в розрахунковій схемі сил, прикладених до матеріальної точки (рис. 4), допустимо виключити взаємо урівноважені між собою сили — силу інерції в поперечному напрямку до простору, утвореному швелероподібним підситником, та силу реакції поверхні вертикальної стінки швелероподібного підситника, яка утворює простір у вертикальній площині. Сила тертя на третьому та четвертому етапах відсутня внаслідок нерухомості опорної поверхні сита в просторі, утвореному підситником. Рухається лише центр мас сита, котрий ми приймаємо за досліджувану матеріальну точку, за рахунок його пружної деформації.

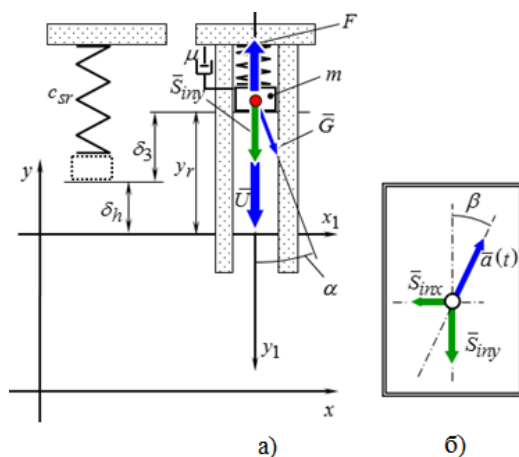


Рисунок 4 – Розрахункова схема удару сіячої поверхні по підситнику, відскоку від верхньої опорної площини підситника (а), для визначення напрямку сил інерції(б)

В той час, тіло сіячої поверхні, як і на першому етапі, прийняте за пружину з усередненою жорсткістю c_{sr} . Внаслідок внутрішнього тертя та аеродинамічних втрат відбувається дисипація енергії в процесі руху пружного тіла, яка враховується за допомогою емпіричного коефіцієнта μ , еквівалентного коефіцієнту в'язкого тертя.

Враховуючи сталість розташування прийнятих систем координат та викладених вище допущень, основний закон динаміки для відносного руху матеріальної точки прийме вид

$$U + S_{iny} + G \cdot \cos \alpha - F = m \cdot \ddot{y}_r. \quad (33)$$

$$y_r = e^{-h \cdot t} \cdot \left[\frac{\dot{y}_{r0} + y_r h}{\sqrt{k^2 - h^2}} \cdot \sin(t \cdot \sqrt{k^2 - h^2}) + y_{r0} \cdot \cos(t \cdot \sqrt{k^2 - h^2}) \right] - \\ - e^{-h \cdot t} \cdot \left[\frac{D}{\sqrt{k^2 - h^2}} \cdot (h \cdot \sin \gamma + \omega \cdot \cos \gamma) \cdot \sin(t \cdot \sqrt{k^2 - h^2}) + \right. \\ \left. + D \cdot \sin \gamma \cos(t \cdot \sqrt{k^2 - h^2}) \right] + D \cdot \sin(\omega t + \gamma) + \frac{g}{k^2} \cdot \cos \alpha. \quad (35)$$

З урахуванням сили тертя в просторі, утвореним підситником, рівняння для розрахунку моменту відриву матеріальної точки від підситника, в той же час, цей момент є початком етапу ковзання опорної поверхні сита в межах проміжку δ_h , буде мати вид

$$U + G \cdot \cos \alpha - R = 0, \quad (36)$$

чи

$$y_{r4} = \frac{1}{c_{sr}} (R - mg \cdot \cos \alpha). \quad (37)$$

Беручи до уваги систему (2) залежності (4-6) вираз (33) прийме вид

$$\ddot{y}_r + \frac{\mu}{m} \cdot \dot{y}_r - \frac{c_{sr}}{m} \cdot y_r = \\ = A \cdot \omega^2 \cdot \cos \beta \cdot \sin(\omega t) + g \cdot \cos \alpha. \quad (34)$$

Враховуючи методику [16] та ведені позначення (8-10), (13, 14), рішення диференційного рівняння (34) дозволяє визначити закон відносного руху матеріальної точки при третьому динамічному стані системи

Підставляючи значення y_{r4} в (35) ми отримаємо час закінчення четвертого етапу t_4 .

Похідна за часом від виразу (35) з підстановкою t_4 дозволяє вираховувати кінцеву швидкість V_{r4} на четвертому етапі.

На п'ятому етапі після відриву матеріальної точки від контакту з верхньою опорною поверхнею швелероподібного підситника, вона рухається під дією сили тяжіння та тертя в абсолютній системі координат xu , а також під дією сил інерції в відносній системі координат x_1y_1 (див. рис. 5).

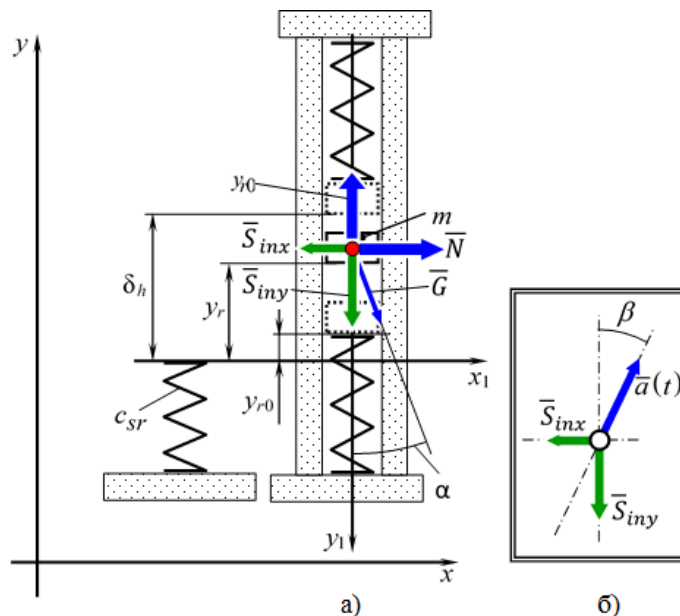


Рисунок 5 – Розрахункова схема ковзання сіячої поверхні в просторі, утвореному підситником, (а), визначення напрямку сил інерції (б)

Тоді, основний закон динаміки відносного руху матеріальної точки прийме вид

$$\begin{cases} G \cdot \sin \alpha + N - S_{inx} = 0 \\ G \cdot \cos \alpha - R + S_{iny} = m \cdot \ddot{y}_r \end{cases} \quad (38)$$

Перетворимо систему рівнянь (38) з враху-

ванням (2), (5), (25), визначивши з першого рівняння системи (38) нормальну реактивну силу N , підставивши її в друге рівняння системи, представляючи прискорення точки $\ddot{y}_r$ через швидкість відносного руху матеріальної точки вздовж простору, утвореному підситником, отримуємо дифе-

ренційне рівняння, розв'язання котрого, враховуючи початкову швидкість процесу відносного руху, яка дорівнює кінцевій швидкості точки на четвертому етапі в момент розриву зв'язку V_{r4} , яка визначається диференціюванням рівняння (35) враховуючи t_4 , дозволяє отримати швидкість відносного руху матеріальної точки вздовж простору, утвореному підситником

$$V_{ry}(t) = g \cdot (\cos \alpha + k \cdot \sin \alpha) \cdot t - A \cdot \omega \cdot \cos(\omega t) \times (\cos \beta - k \cdot \sin \beta) + V_{r4}. \quad (39)$$

$$\begin{cases} V_{r5} = g \cdot (\cos \alpha + k \cdot \sin \alpha) t_5 - A \cdot \omega \cdot \cos[\omega \cdot (t_5 + \dots + t_1)] \times \\ \times (\cos \beta - k \cdot \sin \beta) + V_{r4} \\ 0 = 0,5 \cdot g \cdot (\cos \alpha + k \cdot \sin \alpha) t_5^2 - A \cdot \sin[\omega \cdot (t_5 + \dots + t_1)] \times \\ \times (\cos \beta - k \cdot \sin \beta) + V_{r4} \cdot t_5 + y_{r4} \end{cases} \quad (41)$$

В системі (41) у тригонометричному виразі, що визначає коливання коробу, вводиться абсолютний час руху, котрий відлічується від нульового, початкового моменту — це сума тривалості від першого до п'ятого етапів руху включно ($t_5 + \dots + t_1$).

Шостий етап настає після появи контакту опорної поверхні сита з нижньою опорною площиною швелероподібного підситника в кінці п'ятого етапу, ковзання опорної поверхні сита в просторі, утвореному підситником, припиняється,

Після інтегрування виразу (39) отримуємо закон відносного руху матеріальної точки на п'ятому етапі при початковій координаті y_{r4}

$$y_r(t) = 0,5 \cdot g \cdot (\cos \alpha + k \cdot \sin \alpha) \cdot t^2 - A \cdot \sin(\omega t) \times (\cos \beta - k \cdot \sin \beta) + V_{r4} \cdot t + y_{r4}. \quad (40)$$

Тривалість t_5 та кінцеву швидкість п'ятого етапу визначаємо з системи алгебраїчних рівнянь, утвореної на підставі (39) та (40)

тому при записі основного закону динаміки для відносного руху матеріальної точки, нехтуючи складовою сили інерції вздовж вісі x_1 (рис. 6)

$$m \cdot \ddot{y}_r = -U + S_{iny} + G \cdot \cos \alpha - F. \quad (42)$$

Враховуючи (2), (4-6) вираз (42) прийме вид

$$\ddot{y}_r + \frac{\mu}{m} \cdot \dot{y}_r + \frac{c_{sr}}{m} \cdot y_r = A \cdot \cos \beta \cdot \omega^2 \cdot \sin(\omega t) + g \cdot \cos \alpha. \quad (43)$$

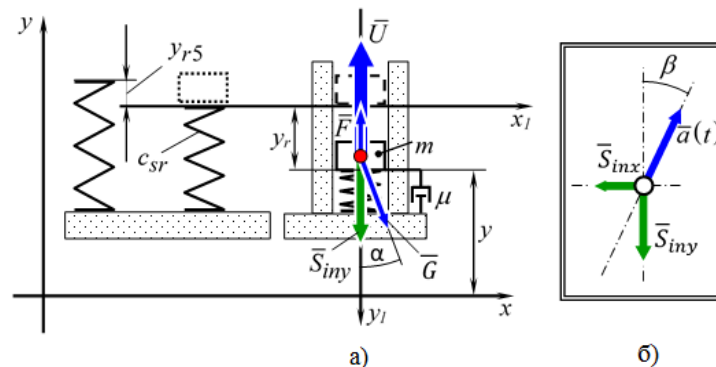


Рисунок 6 – Розрахункова схема при спільному розгоні коробу та сіячої поверхні (а), визначення напрямку сил інерції (б)

Беручи до уваги методику [16] та введенні позначення (8-10), (13), вирішуючи диферен-

ціальне рівняння (43) отримуємо закон відносного руху матеріальної точки

$$\begin{aligned} y_r = e^{-h \cdot t} \cdot \left[\frac{\dot{y}_{r0} + y_r \cdot h}{\sqrt{k^2 - h^2}} \cdot \sin(t \cdot \sqrt{k^2 - h^2}) + y_{r0} \cdot \cos(t \cdot \sqrt{k^2 - h^2}) \right] - \\ - e^{-h \cdot t} \cdot \left[\frac{D}{\sqrt{k^2 - h^2}} \cdot (h \cdot \sin \gamma + \omega \cdot \cos \gamma) \cdot \sin(t \cdot \sqrt{k^2 - h^2}) + D \times \right. \\ \left. \times \sin \gamma \cdot \cos(t \cdot \sqrt{k^2 - h^2}) \right] + D \cdot \sin(\omega t + \gamma) + \frac{g}{k^2} \cdot \cos \alpha. \end{aligned} \quad (44)$$

На підставі закону збереження енергії визначається максимум функції відносного положення y_{r6} . Підстановка цього значення в (44) дозволяє вирахувати момент t_6 закінчення шостого етапу.

Похідна за часом з підстановкою t_6 дозволяє вирахувати кінцеву швидкість V_{r6} на шостому етапі.

Шостим етапом цикл руху сіячої поверхні завершується. Кінцеві параметри шостого етапу є початковими параметрами для першого етапу наступного циклу руху сіячої поверхні. Фізично шостий і перший етапи є нерозривним процесом. З цього випливає можливість об'єднання математичних моделей цих етапів в єдину модель.

Висновки

Встановлено, що рух вільно укладеної сіячої поверхні на короби грохоту при віброударній дії на неї може бути описаний поетапно, де початок етапу є закінчення його попереднього. Існує тісний часовий та координатний зв'язок де всі кінематичні параметри кожного попереднього етапу є початковими параметрами для наступного суміжного з ним, що дозволяє розробити математичну модель руху вільно укладеної сіячої поверхні при вібраційно-ударної на неї дії.

В результаті розробки математичної моделі встановлено три основні види динамічного стану технічної системи, що розглядається, а саме.

Перший вид динамічного стану — це спільний рух підпружиненої матеріальної точки C та короби, який починається з моменту зіткнення складових системи при відомій координаті початкового положення, а також відомої початкової швидкості складових системи, що вступили в взаємодію. Початкові параметри взаємодії є кінцевими

параметрами попереднього циклу руху. Цей динамічний стан властивий першому та шостому етапів циклічного руху системи.

Другий вид динамічного стану — роздільний рух елементів системи, який починається з моменту розриву зв'язку на кінці першого чи третього етапів циклічного руху системи та закінчується з моменту відновлення зв'язку на третьому чи шостому етапах. Тривалість цього динамічного стану визначається не тільки швидкістю руху елементів системи, але й, насамперед, конструктивним параметром — проміжком δ_h . Цей динамічний стан повністю відповідає другому та п'ятому етапам циклічного руху системи.

Третій вид динамічного стану системи — пружна взаємодія складових системи через пружину після поновлення зв'язку. Цей динамічний стан властивий третьому та четвертому стану циклічного руху системи.

Перелік посилань

1. Совершенствование технологии и оборудования агломерационного производства / И. М. Мищенко та ін. *Металлургические процессы и оборудование*. 2011. № 3. С. 35-44.
2. Червоненко А. Г., Морус В. Л. Износостойкие динамически активные просеивающие поверхности из эластомеров для разделения сыпучих материалов и пульп. *Труды II Международного симпозиума по механике эластомеров*. Дніпро, 1997. Т.1. С. 296-310.
3. Засельский В. И., Зайцев Г. Л., Китаев Е. И. Промышленные исследования работы резонирующих просеивающих поверхностей. *Теория и практика металлургии*. 2009. № 5-6. С. 15-18.
4. Kinematics characteristics of the vibrating screen with rigid-flexible screen rod and the behavior of moist coal particles during the dry deep screening process / H. Jiang et al. *Powder technology*. 2017. Vol. 319. P. 92-101. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.06.036>.
5. Удосконалення обладнання та процесів вуглелігатурної і коксортування металургійного виробництва: монографія / В. Й. Засельський, Д. В. Пополов та ін. Кривий Ріг: Літерія, 2019. 203 с.
6. Screening machines & screeners // Siebmaschinenhersteller Nr.1- RHEWUM GmbH: [Website]. URL: <https://www.rhewum.com/en> (дата звернення: 01.04.2022).
7. Research on Static and Dynamic Characteristics of Shear Spring of the Vibrating Flip-Flow Screen / G. Zhao et al. *Symmetry*. 2020. Vol. 12, no. 10. P. 1644. DOI: <https://doi.org/10.3390/sym12101644>.
8. Gong S., Oberst S., Wang X. An experimentally validated rubber shear spring model for vibrating flip-flow screens. *Mechanical Systems and Signal Processing*. 2020. Vol. 139. P. 106619. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ymssp.2020.106619>.
9. Vibrating screen for solids and liquids - Heilig Mixing Technology. *Heilig Mixing Technology*. URL: <https://www.heiligmixers.com/products/screening-machine/vibrating-screen/> (дата звернення: 09.04.2022).
10. Технология Kroosh. *Multifrequencyequipment*. Kroosh Technologies Ltd. URL: <http://kroosh.com/ru/tehnologiya> (дата звернення: 17.04.2022).
11. Червоненко А. Г., Морус В. Л. Износостойкие динамически активные просеивающие поверхности из эластомеров для разделения сыпучих материалов и пульп. *Труды II Международного симпозиума по механике эластомеров*. Дніпро, 1997. Т.1. С. 296-310.
12. Надутый В. П., Гольдин А. А., Погребниженский Г. А. Использование резонирующих ленточно-струнных сит в конструкциях вибрационных грохотов. *Кокс и химия*. 1991. № 8. С. 27-28.
13. Полічастотні грохоти для тонкої класифікації і зневоднення подрібнених уранових руд та відходів їх переробки / В. Г. Шевченко та ін. *Геотехнічна механіка*. 2017. № 137. С. 80-92.
14. Resonance screens. *Binder+Co*. URL: <https://www.binder-co.com/1124/Resonance-Screens#Basic-Info> (дата звернення: 16.04.2022).
15. Цасюк В. В. Теоретична механіка: навч. посіб. Київ: Центр навч. літ., 2004. 402 с.
16. Цисарж В. В., Марусик Р. И. Математические методы компьютерной графики. Киев: Факт, 2004. 464 с.

References

1. Mishchenko, I. M., et al (2011). Sovershenstvovanie tekhnologii i oborudovaniya aglomeratsionnogo proizvodstva. *Metallurgicheskie protsessy i oborudovanie*, (3), 35-44
2. Chervonenko, A. G., & Morus, V. L. (1997). Iznosostoykie dinamicheski aktivnye proseivayushchie poverkhnosti iz elastomerov dlya razdeleniya sypuchikh materialov i pul'p. *Trudy II Mezhdunarodnogo simpoziuma po mekhani-ke elastomerov*, Vol. 1, pp. 296-310

3. Zasel'skiy, V. I., Zaytsev, G. L., & Kitach, E. I. (2009). Promyshlennyye issledovaniya raboty rezoniruyushchikh proseivayushchikh poverkhnostey. *Teoriya i praktika metallurgii*, (5-6), 15–18
4. Jiang H., et al. (2017). Kinematics characteristics of the vibrating screen with rigid-flexible screen rod and the behavior of moist coal particles during the dry deep screening process. *Powder technology*, 319, 92-101. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.06.036>
5. Zaselskiy, V. Y., Popolov, D. V., et al. (2019). *Udoskonalennia obladnannia ta protsesiv vuhlepidhotovky i koksosortu-vannia metalurhiinoho vyrobnytstva*. Literiia
6. Screening machines & screeners. *Siebmaschinenhersteller*, Nr.1- RHEWUM GmbH: [Website]. <https://www.rhewum.com/en>
7. Zhao G., et al. (2020). Research on Static and Dynamic Characteristics of Shear Spring of the Vibrating Flip-Flow Screen. *Symmetry*, 12(10), 1644. <https://doi.org/10.3390/sym12101644>
8. Gong S., Oberst S., & Wang X. (2020). An experimentally validated rubber shear spring model for vibrating flip-flow screens. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 139, 106619. <https://doi.org/10.1016/j.ymssp.2020.106619>
9. Vibrating screen for solids and liquids - Heilig Mixing Technology. *Heilig Mixing Technology*. <https://www.heiligmixers.com/products/screening-machine/vibrating-screen/>
10. Tekhnologiya Kroosh. Multifrequencyequipment. Kroosh Technologies Ltd. <http://kroosh.com/ru/tehnologiya>
11. Chervonenko, A. G., & Morus, V. L. (1997). Iznosostoykie dinamicheski aktivnye proseivayushchie poverkhnosti iz elastomerov dlya razdeleniya sypuchikh materialov i pul'p. *Trudy II Mezhdunarodnogo simpoziuma po mekhanike elastomerov*, Vol. 1, pp. 296-310
12. Naduty, V. P., Gol'din, A. A., & Pogrebizhenskiy, G. A. (1991). Ispol'zovanie re-zoniruyushchikh lentochno-strunnykh sit v konstruktsiyakh vibratsionnykh grokhotov. *Koks i khimiya*, (8), 27-28
13. Shevchenko, V. H. (2017). Polichastotni hrokhoty dlia tonkoi klasyfikatsii i znevodnennia podribnennykh uranovykh rud ta vidkhodiv yikh pererobky. *Heotekhnichna mekhanika*, 137, 80-92
14. Resonance screens. Binder+Co. URL: <https://www.binder-co.com/1124/Resonance-Screens#Basic-Info>
15. Tsasiuk, V. V. (2004). *Teoretychna mekhanika: navch. posib*. Tsentr navch. lit.
16. Tsysarzh, V. V., & Marusyk, R. Y. Matematycheskiye metody kompiuternoi hrafyky. Fakt

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 20.08.2023
Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.11.2023

Балакін В.Ф., Стасевський С.Л., Угрюмов Ю.Д., Балаханова Т.В., Угрюмов Д.Ю.
Металозберігаюча технологія виготовлення товстостінних труб з
безперервнолитої заготовки на пілігримовому стані

Balakin V.F., Stasevsky S.L., Ugryumov Yu.D., Balakhanova T.V., Ugryumov D.Yu.
Metal-saving technology for manufacturing thick-walled pipes from
continuously cast billets on a pilgrim mill

Анотація. Розглянуто способи зниження витрат металу при виготовленні особливо товстостінних труб з $D/S < 6$ з безперервнолитої заготовки на пілігримовому агрегаті 5-12" в умовах ПАТ ІНТЕРПАЙП Ніжньодніпровський трубопрокатний завод. Підвищений витратний коефіцієнт металу під час прокатування труб на пілігримовому стані зумовлений особливостями технології, що призводить до збільшення обрізу передніх (затравочних) і задніх кінців труб, які утворюють пілігримову головку. При цьому витрата металу під час прокатування труб на агрегаті з пілігримовим станом на 50-100 кг на тонну труб вища, ніж на інших агрегатах (з автоматичним, безперервним та ін. станами). На основі теоретичного аналізу та експериментальних даних із застосуванням діючого промислового обладнання було визначено, що методом гарячої прокатування гільз у стик можуть бути отримані труби $D/S < 6$ з якісною структурою металу готових труб, у тому числі на задніх кінцях, що відповідають пілігримовій голівці. Результати дослідження можуть бути використані для прокатування товстостінних труб з $D/S < 6$ широкого розмірного і марочного асортименту на пілігримових агрегатах з мінімальною витратою металу на затравку і пільгерголовку.

Ключові слова: труба, пілігримовий стан, гільза, затравка, пільгерголовка, економія металу, структура металу, безперервнолита заготовка, ліквіація.

Abstract. The methods of reducing metal waste during the production of especially thick-walled pipes with $D/S < 6$ on a 5-12" polygrim unit at the INTERPIPE NTRP are examined. from non-recast billets. Increases the depletion coefficient of the metal during the rolling of pipes on a plating mill due to the peculiarities of the technology, in order to increase the shape of the front (seed) and rear ends of the pipes, which create the saws makeup head. At this rate of metal, the hour of rolling pipes on a unit with a rolling mill is 50-100 kg per ton of pipes, lower on other units (with automatic, non-interruptible mills). Based on theoretical analysis and experimental data from the current industrial production, it was determined that the method of hot rolling of liners can be used to remove $D/S < 6$ pipes with a clear structure from the metal of finished pipes, including and at the rear ends, similar to the polygrimic head. The results of the investigation can be used for rolling thick-walled pipes with $D/S < 6$ of a wide range of sizes and grades on printing units with minimal waste of metal into the seed and the printing head.

Key words: pipe, pilgrim installation, metal saving, pilger hot rolling clad tube, modernization, descaling.

Вступ

Зміна якості та розмірного асортименту вихідної заготовки для виготовлення труб, підвищення вимог до якості готової продукції, екологічності та економії як енергоресурсів та металозберігання у процесі виготовлення труб потребує нового підходу до технологій, що наразі застосовані. Оскільки на даний час дуже важко відновити та зробити повне переоснащення обладнання на підприємствах на більш сучасне, то в короткостроковій перспективі та у скрутних обставинах необхідно знаходити нові шляхи підвищення якості продукції, економії енергоресурсів та матеріалів тощо.

Аналіз наявних даних та постановка проблеми

Процес гарячого пілігримового прокатування труб характеризується значними деформаціями (з коефіцієнтом витяжки μ до 15), що забезпечує високий ступінь обробки литої структури вихідної

заготовки. Цей процес забезпечує отримання товстостінних гарячекатаних труб значної довжини (до 15 м). Альтернативою йому є лише процес гарячого пресування. [1, 2]. Процес періодичної пілігримової прокатки також широко застосовується при виробництві холоднокатаних труб [3].

Одним із складних моментів є економія металу під час виробництва товстостінних труб. Процес пільгерпрокатування був відкритий в 1890 р., і на той час мав низку плюсів. Пілігримовий спосіб виробництва труб має незаперечну перевагу насамперед за широтою асортименту одержуваних труб, а також за діаметром і товщиною стінки, так і за марками сталі. [4, 5]. Водночас до недоліків цього способу виробництва труб можна віднести недостатню продуктивність пілігримових станів, підвищенню різностінності готових труб, збільшений витратний коефіцієнт металу під час прокатування тонкостінних труб [2, 6, 7].

Особливу актуальність проблема модернізації

© Балакін В.Ф. – УДУНТ, Дніпро
 Стасевський С.Л. – ДП Укрдніпромет, Дніпро
 Угрюмов Ю.Д. – ДП Укрдніпромет, Дніпро
 Балаханова Т.В. – ІЧМ ім. З.І. Некрасова НАНУ, Дніпро
 Угрюмов Д.Ю. – ТОВ «Морська Сюрвейерська Компанія»,
 Україна

© Balakin V.F. – USUST, Dnipro
 Stasevsky S.L. – GP UKRGIPROMEZ, Dnipro
 Ugryumov Yu.D. – GP UKRGIPROMEZ, Dnipro
 Balakhanova T.V. – Iron and steel institute of Z.I. Nekrasov, Dnipro
 Ugryumov D.Yu. – LLC "Marine Survey Company"



This is an Open Access article under the CC BY 4.0 license <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>

технологічного процесу набула при переході на безперервнолітні заготовки (БЛЗ) малого діаметра (порівняно зі стаціонарними зливками, відлитими у виливниці), та підвищенні вимог до якості продукції. Виникла необхідність термінового перегляду підходу до технології отримання безшовних труб.

При отриманні труб на агрегаті з пілігримовими станами основні втрати металу пов'язані з кінцевим обрізом у затравку та пільгерголовку. Ці витрати металу становлять 6-10 % маси початкової заготовки, причому частка витрат у затравку становить 25-27 %, а в пільгерголовку – 83-85 %. Таким чином основна частка втрат металу на пілігримовому стані пов'язана з обрізом пільгерголовки, яка є неминучою при цьому способі деформації.

При використанні в якості вихідної заготовки злитків стаціонарної розливки в виливниці проблема значних втрат металу в пільгерголовку не була актуальною, оскільки усадочна дефектна частина злитка розміщувалася в пільгерголовці, що відрізається. У той самий час під час використання в якості вихідної заготовки катаного і кованого металу ці проблеми мали місце, проте більшість труб проковчувалося з злитків стаціонарної розливки. Особливу актуальність проблема зниження втрат металу в пільгерголовку отримала у зв'язку з переходом спочатку на квадратну, а згодом на круглу БЛЗ.

В Україні у зв'язку з пуском в експлуатацію в 2012 році Інтерпайп Сталь та всі трубопрокатні цехи компанії Інтерпайп переведені на одержання труб з круглої БЛЗ. Ця подія дала змогу істотно поліпшити екологічну ситуацію, а також забезпечило виробництво труб на всіх агрегатах компанії Інтерпайп із круглої БЛЗ діаметром до 500 мм із вуглецевих та низьколегованих марок сталі, що використовується як для виробництва гарячекатаних труб, так і коліс та осей залізничного транспорту.

БЛЗ круглого поперечного перерізу має значно кращу якість порівняно зі злитком, відлитим у виливниці, завдяки зниженню ліквіації хімічних елементів і зниженню нерівномірності механічних властивостей по довжині заготовки. У той самий час особливістю круглої БЛЗ є наявність осьової рихлості, що пов'язано з умовами формування структури металу в круглому кристалізаторі під час безперервної розливки [6, 8].

На сьогодні технологія виробництва труб діаметром 168-426 мм на пілігримовому агрегаті 5-12" НТЗ здійснюється з круглої БЛЗ діаметром 380-470 мм, виробленої на Інтерпайп Сталь за такою технологією. нагрівання в кільцевій печі до температури гарячої деформації, видалення окалини, заготовки прошиваються в стакани на горизонтальному гідравлічному пресі зусиллям 20 МН, а потім, після підігріву в кільцевій печі, стакани розкатуються на косовалковому стані-елонгаторі в гільзи з прошивкою денця. Потім гільзи передаються на ділянку позастанового за-

вантаження, де здійснюється видувка окалини з них і зарядка дорен. Гільза з дорном передаються на один із двох пілігримових станів, де за допомогою подавального апарату розкатують гільзу на дорні профільними валками в чорнову трубу довжиною 12-36 м. За пилигримовою кліттю розкат розділяють на мірні частини і відрізають передній кінець (затравку) і задній кінець (пільгерголовку). Після підігріву в печі з пересувними балками труби калібруються за зовнішнім діаметром на одному з двох калібрувальних станів. Після охолодження труби проходять правку на одному з двох правильних станів і надходять на ділянку обробки гладких труб або на обсадну ділянку.

При отриманні широкого сортаменту труб за товщиною стінки коефіцієнти витяжки на пілігримовому стані змінюються в широких межах $\mu_s=2.8-15.0$. Під час прокатування передніх (затравочних) кінців труб за відсутності «жорсткого кінця» зі збільшенням μ_s збільшується обріз затравочних кінців. Тому найбільший резерв зниження обрізу передніх кінців має місце під час виготовлення тонкостінних і особливо тонкостінних труб [9].

Шляхи зниження обрізи затравочних кінців труб розглянуті в роботах [9, 10]. Отриманий на пілігримовому стані з гільзи розкат складається з основної частини 1, довжина якої L_t , є сумою мірних (кратних) частин, затравочного кінця 2, довжиною L_3 ; і пілігримової головки 3, довжиною L_g (рис. 1, а). Пілігримова головка складається з недокату 4, профільної частини 5 і ділянки труби 6 (рис. 1, б)

Насьогодні одним з ефективних методів зниження витрат металу в пільгерголовку є прокатування гільз у стик (рис. 2) [11].

Метод прокатування гільз у стик полягає в послідовній стиковці на дорні недокатаної гільзи і наступної гільзи. Після деформації труби на дорні залишається недокатаним задній кінець гільзи. Потім дорн витягують з розкату і подають наступну гільзу на новому дорні, яку стикують з торцем попередньої гільзи, з подальшим розкатуванням пілігримової головки. При цьому пілігримова головка повністю розкатується, а задній кінець труби обрізається на довжині 60-80 мм.

Після закінчення прокатування першої труби піднімають верхній валок, витягають і замінюють дорн. Трубу при цьому не відводять рольгангом, а залишають у валках, а в приймальний жолоб пільгерстана подають гільзу для прокатування іншої труби, потім дорн вводять в гільзу, а його передній кінець – в першу трубу (при позастановій зарядці на пільгерстан подають гільзу разом з дорном). При цьому відбувається стикування переднього торця гільзи з заднім торцем першої труби.

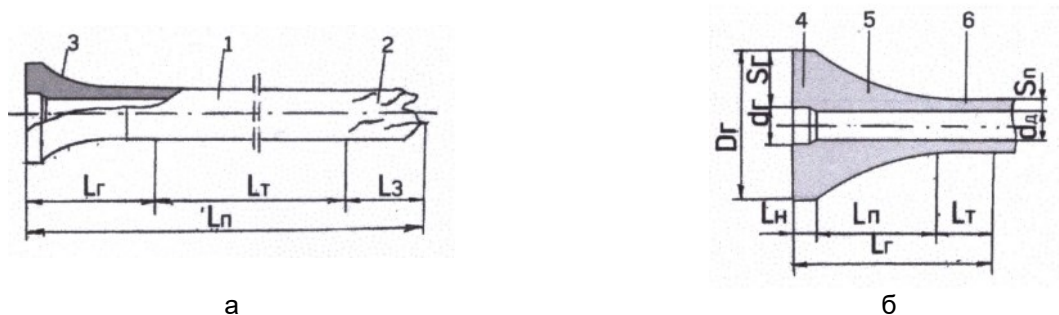


Рисунок 1. – Розкат на пільгерстані (а) і складові частини пільгерголівки (б): 1 – основна частина (придатна труба), 2 – затравка, 3 – пільгерголівка, 4 – недокат гільзи, 5 – профільна частина, 6 – ділянка труби

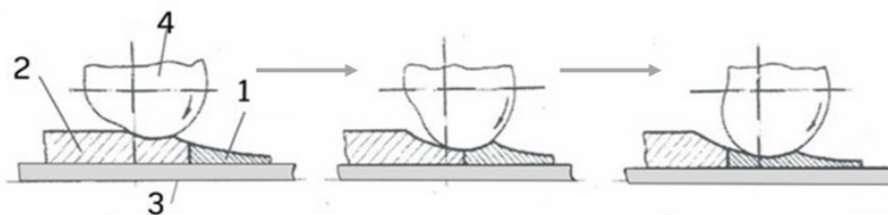


Рисунок 2 – Послідовність розкачування стику гільз: 1 – попередня гільза, 2 – наступна гільза, 3 – дорн, 4 – валок

Важливою особливістю методу прокатки гільз у стик є той факт, що забезпечується бездефектна прокатка передніх і задніх кінців гільз, що стикуються, досягається мінімальна обріз кінців труб (~50-80 мм). При цьому передній кінець першої гільзи в партії (плавці) прокатується за дещо інших умов (повної відсутності «жорсткого кінця»), а розкатку заднього кінця останньої гільзи в партії здійснюють методом розкатки на вільній ділянці дорна. Отримання необхідних механічних властивостей готових труб, що прокатуються з БЛЗ, залежить від ступеня проробки литої структури вихідної заготовки, що характеризується сумарною витяжкою насамперед на пілігримовому стані [7]. Під час прокатки тонкостінних труб ($D/S = 12,5-40$) на пілігримовому стані з коефіцієнтами витяжки $\mu = 9-15$, як зазначалося вище, забезпечується достатнє опрацювання вихідної литої заготовки (злитків і БЛЗ).

Водночас при отриманні товстостінних труб ($D/S = 6,0-12,5$) і особливо товстостінних труб ($D/S < 6$) значення сумарних витяжок становлять 2,5-12, що зумовлює в окремих випадках прове-

дення додаткових досліджень якості структури і властивостей готового прокату через недостатнє опрацювання вихідної литої заготовки.

На підставі проведеного аналізу відомих методів метою роботи було експериментальне дослідження зменшення втрат металу на пілігримовому стані в затравку і пільгерголівку для здійснення прокатки труб з $D/S < 6$ способом прокатки гільзи у стик із забезпеченням отримання якісної металопродукції.

Методика дослідження

При проведенні дослідної прокатки труб $D \times S = 203 \times 45$ мм в якості вихідного матеріалу використовувалася БЛЗ діаметром 385 мм зі сталі 45 виробництва Інтерпайп Сталь, яка була виплавлена у дуговій електросталеплавильній печі і розлита на машині безперервного лиття заготовки. Технологія прокатки відбувалася за вищезначеною схемою.

Аналіз отриманих результатів

Згідно ТУ У 27.1-05757883-212:2011 допустимі дефекти макроструктури не повинні перевищувати значень, зазначених в таблиці 1.

Таблиця 1 – Дефекти структури БЛЗ

	Дефекти макроструктури, бал					
	Осьова пористість	Осьова ліквіація	Тріщини осьової зони	Ліквіаційні смужки й тріщини за перерізом	Крайова точкова неоднорідність	Хімічна неоднорідність (світла смуга)
Середній показник по 4 заготовках	2,12	1,75	0,375	0	0	0
Норма згідно вимог ТУ У 27.1-05757883-212:2011	2,0	2,0	1,0	1,0	1,0	1,0

Досліджували макроструктуру вихідної БЛЗ на поперечних темплетях від чотирьох заготовок однієї плавки, середні показники наведено в таблиці 1. Дослідження макроструктури БЛЗ виявило структурні зони, що відрізняються різним ступенем розвитку, протяжністю, а також формою і розмірами кристалів. Структура БЛЗ відрізняється неоднорідністю, що властива цьому виду заготовок. Відзначається відсутність усадочної раковини, розшарування, заворотів корок, газових бульбашок і тріщин, сторонніх неметалевих і шлако-

вих включень. Макроструктура БЛЗ на поперечних зразках задовольняє вимогам вищезгаданого ТУ (рис. 3).

Оскільки підвищення осьової пористості окремих заготовок може призводити до збільшення плен на внутрішній поверхні готових труб, тому постійне підвищення якості БЛЗ і забезпечення її стабільно високого рівня є найважливішим фактором забезпечення необхідної якості готової продукції [12].

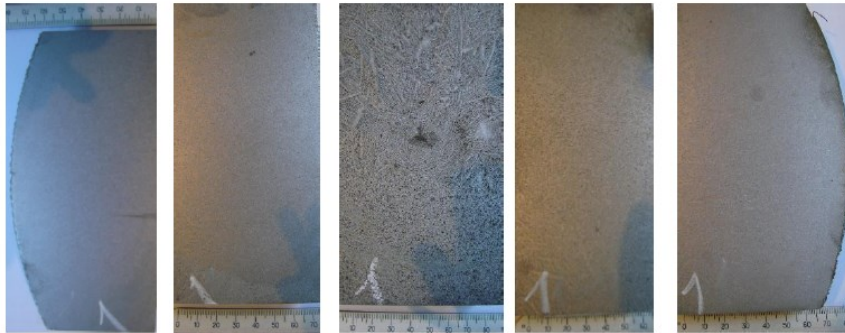


Рисунок 3. – Макроструктура темплету БЛЗ № 1

Особливо товстостінні труби з $D/S < 6$ застосовуються в машинобудуванні в якості порожнистих заготовок для деталей різного обладнання [13]. Виробництво труб для машинобудування здійснюється по ДСТУ 8941:2019, ДСТУ EN 10297-1:2022, ДСТУ 8938:2019 і технічних специфікацій замовників. Як правило, такі труби, які використовуються в машинобудуванні, піддаються механічній обробці з зовнішньої і внутрішньої поверхні.

Відомо, що для глибокого опрацювання структури литого металу в тому числі і БЛЗ найбільш ефективний пілігримовий спосіб, з його значними сумарними деформаціями при прокатуванні тонкостінних труб ($D/S=12,5-40$), що досягають значень 36-40. При одержанні товстостінних ($D/S=6-12,5$) і особливо товстостінних труб

($D/S < 6$) питання отримання якісних труб з недеформованої БЛЗ круглого поперечного перерізу вивчені недостатньо [12].

В цій роботі досліджено якість труб розміром $D \times S = 203 \times 45$ мм зі сталі 45, на ТПА 5-12" за технологією Кальмеса, при якій гільзу отримують послідовно на горизонтальному прошивному пресі і розкатуванні стакану на елонгаторі з прошивкою денця.

Для прокатування труб розміром $D \times S = 203 \times 45$ мм на ТПА 5-12" спеціалістами підприємства була розроблена технологія отримання труб з БЛЗ $\varnothing 385$ мм. Схема та основні характеристики наведено у таблиці 2. Сумарний коефіцієнт витяжки при прокатуванні склав $\mu = \mu_p \times \mu_e \times \mu_{п.с} = 5.12$.

Таблиця 2 – Технологія отримання труб $D \times S = 203 \times 45$ мм з БЛЗ $\varnothing 385$ мм.

Етап технологічного ланцюжка	Характеристики, де μ – коефіцієнт витяжки
1. Прошивка на пресі прошивним пуансоном	$\varnothing$ головки 160 мм Розміри стакану: $D_c = 390$ мм, $S_c = 115$ мм, коефіцієнт витяжки $\mu_p = 1.17$
2. Прокатування на елонгаторі	Оправка $\varnothing 127,5$ мм, $\mu_e = 1.6$. Розміри гільзи $D_g = 310$ мм, $S_g = 94$ мм
3. Прокатування на пілгерстані	$\mu_{п.с} = 2.74$ Подача $m = 46,4$ мм

В процесі деформації БЛЗ на прошивному пресі зусиллям різностінності стакану на його передньому кінці склала 10 мм, а у самого денця – 37 мм (рис. 4). Підвищена різностінність стакану відноситься до дефектів прокатного походження і на наступних етапах деформації вона трансформується в підвищену різностінність гільз і труб, збільшуючи їх відбраковування.

Основними причинами підвищеної різностінності стаканів на пресі є наступні: відсутність співвідношення прошивного пуансона щодо осі матриці; наявність зазору між заготовкою і матрицею; знос направляючої втулки прошивного пуансона; недостатнє або нерівномірне нагрівання металу; анізотропія властивостей і осьова ліквіація

БЛЗ. Проведено аналіз зовнішньої та внутрішньої поверхні стакану (рис. 4).

Встановлено, що на зовнішній поверхні видно сліди хитання кристалізатора МБЛЗ; на поверхні дна стакану є воронкоподібне поглиблення (утя-

жина); на внутрішній поверхні стакану є поздовжні риси, що переходять по дну стакану в продирі, що є наслідком зносу головки прошивного пуансона преса; біля дна стакану в його денці є грубі раковини.



Рисунок 4. – Поздовжній переріз стакану в районі денця при прошивці БЛЗ на горизонтальному пресі 20 МН

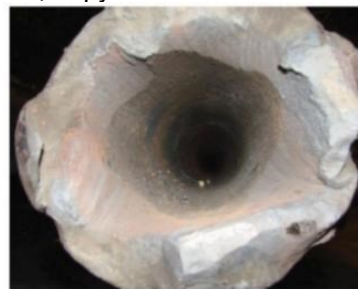
По довжині стакану структура металу більш однорідна. При цьому по зовнішньому контуру структура металу більш однорідна, ніж по внутрішньому контуру, що пояснюється різницею в ступені деформації при прошивці стакану на пресі. На поперечних темплетях стакану відзначається відмінність структури і величини зерна по контуру. Після розкочування стакану на елонгаторі з прошивкою денця різностінність гільз знизилася майже в 3 рази. Відзначаються відмінності в структурі зовнішнього і внутрішнього контурів гільзи. Внутрішні шари виглядають як би «шаруватим пирогом», при цьому шари щільно приля-

гають один до одного. При косовалковій розкатуванні на елонгаторі в більшості випадків відбувається заварювання продирів і інших дефектів металу. Пороки поверхні гільз перетворюються на трубах в зовнішні і внутрішні плени, що веде до додаткових витрат на ремонт і збільшення обрізу труб.

Прокатку гільз здійснювали на пільгерстані методом у стик без утворювання пільгерголівки за рахунок її повного розкачування. Вид заднього і переднього кінців прокатаних труб наведені на рисунку 5, а на рисунку 6 – темплети переднього і заднього кінців труби.

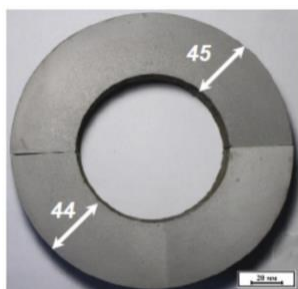


а

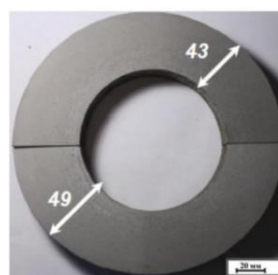


б

Рисунок 5. – Труба D×S=203 × 45 мм після прокатування на пілігримовому стані: а – задній кінець, б – передній кінець



а



б

Рисунок 6. – Зовнішній вид темплетів труби D×S=203×45 мм: а – передній кінець, б – задній кінець

Одним з методів випробувань, пред'явлених до труб-заготовок для подальшої механічної обробки, є контроль макроструктури. На вимогу споживача гарячедеформовані труби з товщиною стінки більше 12 мм перевіряють на макроструктуру. При цьому не повинні бути виявлені сліди усадкової раковини, порожнечі, тріщини, бульбашки та інші вади, видимі без спеціальних приладів. Макроструктуру металу контролювали протравленням спеціально підготовлених зразків в розчині кислот. Оцінку макротемплетів і зламів проводили оглядом неозброєним оком. Для уточнення класифікації дефектів допускається застосовувати двоох-чотириохразове збільшення (згідно ДСТУ 8975:2019).

В результаті досліджень встановлено, що якість вихідної БЛЗ у забезпечує отримання труб розміром 203x45 мм ($D/S < 6$) зі сталі 45 з задовільною якістю задніх і передніх кінців труб під час прокатки у стик без пільгерголівки, що знижує витратний коефіцієнт металу.

У макроструктурі переднього і заднього кінців труби відзначаються слабо виражені дві області. У структурі першої з них, ширина якої становить до 15 мм, є ліквіація – темні тонкі прошарки розміром 2...3 мм. Ліквіація характеризується підвищеним вмістом перліту і неметалевих включень, які під впливом навантажень можуть сприяти появі розшарувань і тріщин, що знижують механічні властивості труб. Однак у трубах, отриманих зі всіх заготовок (табл. 1) критичних дефектів не виявлено.

Рекомендації щодо вдосконалення технології отримання труб з $D/S < 6$ на ТПА 5-12"

У зв'язку з підвищеною різностінністю стаканів на пресі при отриманні труб малого діаметру з товщиною стінки 45 мм і більше і, як наслідок, підвищеною різностінністю гільз і готових труб за доцільне є зміна технології в результаті переходу на пряму прошивку гільз для труб даного сортаменту, для чого необхідно здійснювати прискорену подачу заготовки від нагрівальної печі до стану-елонгатора, на якому встановити центровачі стрижня оправки і гільзи, а також забезпечити співвісність осі стану і осі прошивки.

При прокатуванні гільз на пільгерстані економія металу за рахунок повного розкочування пільгерголівки складе 152,9 кг (без урахування обрізу заднього кінця труби). Крім того, прокатка гільз у стик збільшує корисну довжину труби за рахунок зменшення затравочного кінця.

Для підвищення точності труб на ТПА 5-12" одержуваних з гільз за схемою Кальмеса (прес-елонгатор) запропоновано кілька нових технологічних рішень. Перша технологія передбачає на прошивному пресі зміну калібрування робочої поверхні матриці та зменшення глибини прошивання отвору з подальшим залишковим прошиванням денця на косовалковому стані-елонгаторі [14]. Технологія покращує центрування заготовки в матриці преса та знижує осьове зусилля на прошивний пуансон у кінці процесу. Друга технологія передбачає формування конічної поверхні заготовки біля денця в процесі прошивання на пресі за рахунок зміни калібрування робочої поверхні матриці з подальшим завданням стакану у валки стану елонгатора збоку денця стакану [15]. Технологія знижує різностінність переднього кінця гільзи за рахунок поліпшення умови його розкати валками на оправці. Третя технологія передбачає наскрізну прошивку заготовки на прошивному пресі (без денця). Для здійснення наскрізної прошивки порожнистої заготовки на пресі знімають підпір на задній торець заготовки, наприклад, переміщенням опорного пуансона в напрямі прошивки і прошивають денце прошивним пуансоном [16]. Нова технологія дає змогу оперативно контролювати й усувати підвищену різностінність порожнистої заготовки на пресі, що має найбільше значення біля її заднього кінця.

Висновки

Підвищений витратний коефіцієнт металу під час прокатки труб на пілігримовому стані зумовлений особливостями технології, що призводить до збільшення обрізу передніх (затравочних) і задніх кінців труб, які утворюють пілігримову голівку. При цьому витрата металу під час прокатки труб на агрегаті з пілігримовим станом на 50-100 кг на тонну труб вища, ніж на інших агрегатах (з автоматичним, безперервним та ін. станами).

Виконані дослідження на ТПА 5-12" НТЗ деформованості структури БЛЗ, що використовується під час прокатки труб $D \times S = 203 \times 45$ мм з $D/S < 6$, і встановлено, що за сумарної витяжки 5,12, розкатані передні і задні кінці труб мають задовільну якість.

Використання методу прокатки гільзи у стик для труб $D \times S = 203 \times 45$ мм (сталь 45) з БЛЗ діаметром 385 мм забезпечує зниження маси обрізу на 152,9 кг за рахунок повного розкочування пілігримової голівки (без урахування необхідного додаткового обрізу задніх кінців труб довжиною 50 - 80 мм).

Перелік посилань

1. Крупман Ю. Г., Ляховецкий Л. С., Семенов О. А. Современное состояние мирового производства труб. Москва. 1992. 353 с.
2. Stiefel R., Pugh G. The Manufacture of Seamless Tubes. *Transactions of the American Society of Mechanical Engineers*. – 2023. С. 49-50. DOI: 10.1115/1.4058736
3. Cold forming for high-quality seamless tubes. URL: <https://www.sms-group.com/plants/cold-pilger-mill> (дата звернення 29.04.2024)

4. Козловский А. И., Балакин В. Ф., Угрюмов Ю. Д. Состояние и перспективы развития процесса горячей пилигримовой прокатки труб. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. – 2012. № 7. С. 82-91.
5. Stasevsky, S. L., Balakin, V. F., Ugryumov, Y. D. Проблемы свободной раскатки пильгерголовки и пути их решения. *Збірник наукових праць Дніпровського державного технічного університету (технічні науки)*. – 2020. С. 8-13.
6. Li R., Jin P., Wang W., Zhang Ch., Du X., Huang J. (2023). Inner Surface Morphology and Roughness Evolution of Pilgering Thick-Walled Tubes. *Materials*. – 2023. № 16. С. 7618. DOI: 10.3390/ma16247618
7. Chung S.-H., Jeong S.W., Chung W., Joun M. S. Realistic finite element analysis model of the pilgering process to deal with initial tube thickness nonuniformity. *Journal of Manufacturing Processes*. – 2023. № 95. С. 217-228. DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.04.015
8. Генкин В. Я., Есаулов А. Т., Староселецкий М. И., Пикус М. И., Журавлев В. А. Непрерывнолитые круглые заготовки. Москва. 1984. 143 с.
9. Чернявский А. А., Березовский В. В., Угрюмов Ю. Д. Экономия металла при производстве труб нефтяного сортамента. Москва. 1987. 304 с.
10. Стасевский, С. Л., Угрюмов, Ю. Д., Гармашов, Д. Ю., Ксёэнз, А. А. Пути уменьшения технологической обрезки на пилигримовом стане. *Вісник НТУ «ХПІ»*. – 2013. №43(1016). с. 211-220
11. Балакин В., Угрюмов Ю., Угрюмов Д. Пути снижения массы пильгерголовки при горячей прокатке труб. *Теория и практика металлургии*. – 2012. № 1-2. С.32-36
12. Matyko O., Fartushnyi R., Mul'chin, V., & Romantsev, B.. (2009). Piercing of continuous-cast alloy-steel blanks on a pipe-rolling system with a pilger mill. *Steel in Translation*. № 39. С. 161-163. DOI: 10.3103/S096709120902017X.
13. Гуляев Ю. Г., Друян В. М. Стальные трубы. Изготовление, применение, сортамент: справочник. Днепропетровск. 2002. 350 с.
14. Спосіб отримання гільз: пат. 94018 Україна. заявл. 12.05.2014. опубл. 27.10.2014. Бюл. №20
15. Спосіб отримання гільз: пат. 108378 Україна. заявл. 05.02.2016. видано 11.07.2016. Бюл. №13
16. Спосіб прошивки заготовки на горизонтальному гідравлічному пресі: пат. 99774 Україна. заявл. 22.12.2014. видано 25.06.2015. Бюл. №12

References

1. Krupman, Yu. G., Lyakhovetsky, L. S., & Semenov, O. A. (1992). *Current state of world pipe production*. Moscow
2. Stiefel, R., & Pugh, G. (2023). The Manufacture of Seamless Tubes. *Transactions of the American Society of Mechanical Engineers*, 49-50. <https://doi.org/10.1115/1.4058736>
3. *Cold forming for high-quality seamless tubes*. <https://www.sms-group.com/plants/cold-pilger-mill>
4. Kozlovsky, A. I., Balakin, V. F., & Ugryumov, Yu. D. (2012). State and prospects for the development of the process of hot pilgrim rolling of pipes. *Ferrous metallurgy. Bulletin of scientific, technical and economic information*, 7, 82-91
5. Stasevsky, S. L., Balakin, V. F., & Ugryumov, Y. D. (2020). Problems of free rolling of the pilger head and ways to solve them. *Collection of scientific works of the Dnipro State Technical University (technical sciences)*, 8-13
6. Li, R., Jin, P., Wang, W., Zhang, Ch., Du, X., & Huang, J. (2023). Inner Surface Morphology and Roughness Evolution of Pilgering Thick-Walled Tubes. *Materials*, 16, 7618. <https://doi.org/10.3390/ma16247618>
7. Chung, S.-H., Jeong, S.W., Chung, W., & Joun, M. S. (2023). Realistic finite element analysis model of the pilgering process to deal with initial tube thickness nonuniformity. *Journal of Manufacturing Processes*, 95, 217-228. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2023.04.015>
8. Genkin, V. Ya., Esaulov, A. T., Staroseletsky, M. I., Pikus, M. I., & Zhuravlev, V. A. (1984). *Continuously cast round billets*. Moscow
9. Chernyavsky, A. A., Berezovsky, V. V., & Ugryumov, Yu. D. (1987). *Metal saving in the production of oil pipes*. Moscow
10. Stasevsky, S. L., Ugryumov, Yu. D., Garmashov, D. Yu., & Ksenz, A. A. (2013). Ways to reduce technological trim on a pilgrimage camp. *Newsletter of NTU "KhPI"*, 43(1016), 211-220
11. Balakin, V., Ugryumov, Yu., & Ugryumov, D. (2012). Ways to reduce the mass of the pilger head during hot rolling of pipes. *Theory and practice of metallurgy*, 1-2, 32-36
12. Matyko, O., Fartushnyi, R., Mul'chin, V., & Romantsev, B. (2009). Piercing of continuous-cast alloy-steel blanks on a pipe-rolling system with a pilger mill. *Steel in Translation*, 39, 161-163. <https://doi.org/10.3103/S096709120902017X>.
13. Gulyaev, Yu. G., & Druyan, V. M. (2002). *Steel pipes. Production, application, assortment: reference book*. Dnepropetrovsk
14. Method for removing cartridges: Pat. 94018 Ukraine. appl. 05/12/2014. publ. 10/27/2014. Bull. No. 20
15. Method for removing cartridges: Pat. 108378 Ukraine. appl. 02/05/2016. seen 07/11/2016. Bull. No. 13
16. Method of piercing a workpiece on a horizontal hydraulic press: Pat. 99774 Ukraine. appl. 12/22/2014. seen 06/25/2015. Bull. No. 12

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 25.08.2023

Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.11.2023

**Колбін М.О., Ігнат'єв В.С., Головачов А.М.,
Ярошенко Я.О., Лосєв Р.Р.**

Термодинамічний аналіз магнієтермії в розплаві солей при виробництві титану

**Kolbin M.O., Ihnatiev V.S., Holovachov A.M.,
Yaroshenko Ya.O., Losev R.R.**

Thermodynamic analysis of magnesiothermy in a salt melt during titanium production

Мета даної роботи прорахувати за допомогою програми HSC зміну теплового ефекта реакції та вільної енергії магнієтермічного відновлення в розплаві солей при виробництві титану. Отримані результати показують, що зміна теплового ефекту реакції з подвійною солю приблизно в 4 рази менша за традиційну по методу Крола. Таким чином ці результати дозволяють рекомендувати дану подвійну сіль ($\text{TiCl}_2 \cdot \text{MgCl}_2$) в якості реагента для отримання титану магнієтермічним способом.

Ключові слова: Метод Крола, подвійна сіль ($\text{TiCl}_2 \cdot \text{MgCl}_2$), тепловий ефект, програма HSC.

The purpose of this work is to calculate, using the HSC program, the change in the thermal effect of the reaction and the free energy of magnesiothermal reduction in a salt melt during titanium production. The results show that the change in the thermal effect of the double-salt reaction is about 4 times less than the traditional Kroll method. Thus, the results allow us to recommend this double salt ($\text{TiCl}_2 \cdot \text{MgCl}_2$) as a reagent for the production of titanium by the magnesiothermal method.

Key words: Kroll method, double salt ($\text{TiCl}_2 \cdot \text{MgCl}_2$), thermal effect, HSC program.

Вступ

Серйозним недоліком технології Кроля є гетерогенність реакції відновлення титану. За методом Кроля газоподібний TiCl_4 взаємодіє з дзеркалом розплавленого магнію. Сильна екзотермічна реакція відновлення локалізована на міжфазній поверхні. Виділення великої кількості тепла в порівняльно малому об'ємі простору веде до порушення оптимального теплового режиму при високій швидкості підводу реагентів. Зниження цієї швидкості викликає низьку продуктивність реактору [1].

Постановка проблеми

Для поліпшення процесу необхідно переходити до гомогенності процесу відновлення. Це можливо зробити за рахунок переведення усіх вихідних реагентів в газову або рідку фазу. В цьому випадку відсутні дифузійні обмеження і реакція йде по-всьому реакційному об'єму, що дозволяє рівномірно розподіляти теплову навантаженість по реактору і багаторазово збільшити його продуктивність.

Мета і завдання досліджень

Метою даного дослідження є розрахунки зміни теплового ефекту реакції магнієтермічного відновлення за участю подвійної солі.

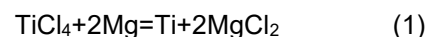
Матеріали та методи досліджень

Теоретичні розрахунки, за допомогою програ-

ми HSC, яка веде розрахунки термодинамічних параметрів, при рівновазі реакцій які є у цієї програмі, що дозволяє робити розрахунки термодинамічних параметрів реакції магнієтермічного відновлення подвійної солі при виробництві титану.

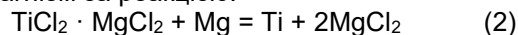
Результати досліджень

Для порівняння реакції (метод Кролла) було прораховано зміну ΔH , ΔG , за допомогою програми HSC результати розрахунків надані в таблиці 1.



Як бачимо значення ΔH для цієї реакції знаходяться на рівні -400-500 кДж і значення ΔG приблизно на такому ж рівні.

Для реалізації цієї ідеї, тобто гомогенності реакції відновлення, в роботі [2] запропонована магнієтермія в розплаві солей. Процес засновано на відновленні розплаву подвійної солі $\text{TiCl}_2 \cdot \text{MgCl}_2$ рідким магнієм за реакцією:



Було прораховано змінення вільної енергії цієї реакції з використанням програми HSC. Оскільки такого з'єднання як $\text{TiCl}_2 \cdot \text{MgCl}_2$ нема в цієї програмі, то було прораховано окремо TiCl_2 і MgCl_2 . Результати цих розрахунків надані в табл. 2 і 3.

Оскільки для реакції (2) неможливо зробити розрахунки в програмі HSC будемо робити це у

© Колбін М.О. – к.т.н., доц. УДУНТ
Ігнат'єв В.С. – д.т.н., проф. УДУНТ
Головачов А. М. – к.т.н., доц. УДУНТ
Ярошенко Я. О. – аспірант УДУНТ
Лосєв Р.Р. – УДУНТ

© Kolbin M. – c.t.s., docent USUST
Ihnatiev V. – d.t.s., profssor, USUST
Holovachov A. – c.t.s., docent USUST
Yaroshenko Ya. – PhD student at USUST
Losev R. – USUST



ручному режимі. Розрахунок ΔH , ΔG робиться по наступним виразам[3]:

$$\Delta H^{\circ}_{298, \text{TiCl}_2-\text{MgCl}_2} = \sum(n_i \Delta H^{\circ}_{298})_{\text{TiCl}_2} + \sum(n_i \Delta H^{\circ}_{298})_{\text{MgCl}_2} \quad (1)$$

$$\Delta G^{\circ}_{298, \text{TiCl}_2-\text{MgCl}_2} = \sum(n_i \Delta G^{\circ}_{298})_{\text{TiCl}_2} + \sum(n_i \Delta G^{\circ}_{298})_{\text{MgCl}_2} \quad (2)$$

$$\Delta H^{\circ}_{298} = \sum(n_i \Delta H^{\circ}_{298})_{\text{кінц.}} - \sum(n_i \Delta H^{\circ}_{298})_{\text{вих.}} \quad (3)$$

$$\Delta G^{\circ}_{298} = \sum(n_i \Delta G^{\circ}_{298})_{\text{кінц.}} - \sum(n_i \Delta G^{\circ}_{298})_{\text{вих.}} \quad (4)$$

Тоді для реакції (2) ΔH° і ΔG° будуть мати наступний вигляд

$$\Delta H^{\circ}_{298} = 2 (\Delta H^{\circ}_{298})_{\text{MgCl}_2} - (\Delta H^{\circ}_{298})_{\text{MgCl}_2-\text{TiCl}_2} \quad (5)$$

$$\Delta G^{\circ}_{298} = 2 (\Delta G^{\circ}_{298})_{\text{MgCl}_2} - (\Delta G^{\circ}_{298})_{\text{MgCl}_2-\text{TiCl}_2} \quad (6)$$

Тоді результати розрахунку ΔH , ΔG для реакції (2) представлені в таблиці 4.

Таблиця 1. Результати розрахунку ΔS , ΔH , ΔG для реакції (1)

TiCl ₄ +2Mg=Ti+2MgCl ₂				
T	deltaH	deltaS	deltaG	K
K	kJ	J/K	kJ	
273.15	-472.868	-61.708	-456.013	1.63E+87
373.15	-475.396	-69.652	-449.405	8.21E+62
473.15	-477.419	-74.473	-442.182	6.61E+48
573.15	-479.176	-77.847	-434.558	4.05E+39
673.15	-480.774	-80.421	-426.639	1.29E+33
773.15	-482.301	-82.535	-418.489	1.89E+28
873.15	-483.834	-84.4	-410.141	3.45E+24
973.15	-502.568	104.693	-400.686	3.23E+21
1073.15	-416.511	-17.509	-397.721	2.29E+19
1173.15	-412.064	-13.647	-396.053	4.32E+17
1273.15	-412.966	-14.385	-394.652	1.56E+16

Таблиця 2. Результати розрахунку ΔS , ΔH , ΔG для з'єднання TiCl₂

TiCl ₂		Titanium(II) chloride		
T	Cp	ΔH	ΔS	ΔG
K	J/(mol*K)	kJ/mol	J/(mol*K)	kJ/mol
273.15	68.547	-516.73	81.29	-538.935
298.15	69.83	-515	87.35	-541.043
373.15	72.73	-509.647	103.352	-548.213
473.15	75.523	-502.228	120.954	-559.458
573.15	77.803	-494.559	135.651	-572.308
673.15	79.852	-486.675	148.326	-586.521
773.15	81.78	-478.593	159.517	-601.924
873.15	83.64	-470.321	169.576	-618.387
973.15	85.457	-461.866	178.742	-635.809
1073.15	87.248	-453.231	187.188	-654.111
1173.15	89.02	-444.417	195.039	-673.227
1273.15	90.78	-435.427	202.392	-693.102

Таблиця 3. Результати розрахунку ΔS , ΔH , ΔG для з'єднання MgCl₂

MgCl ₂		Magnesium chloride		
T	Cp	ΔH	Δ S	Δ G
K	J/(mol*K)	kJ/mol	J/(mol*K)	kJ/mol
273.15	69.851	-646.06	83.45	-668.85
373.15	74.752	-638.809	106.034	-678.37
473.15	77.498	-631.186	124.12	-689.91
573.15	79.412	-623.336	139.165	-703.09
673.15	80.948	-615.316	152.06	-717.67
773.15	82.29	-607.153	163.364	-733.45
873.15	83.52	-598.862	173.448	-750.30
973.15	84.682	-590.451	182.566	-768.11
1073.15	93.284	-538.102	235.276	-790.58
1173.15	92.445	-528.818	243.549	-814.53
1273.15	91.796	-519.607	251.084	-839.27

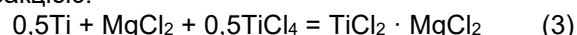
Таблиця 4. Результати розрахунку ΔH , ΔG для реакції (2)

$TiCl_2 \cdot MgCl_2 + Mg = Ti + 2MgCl_2$		
T	ΔH	ΔG
K	kJ	kJ
273	-129.33	-129.915
573	-128.777	-130.782
773	-128.56	-131.326
1273	-84.18	-147.368

Тобто при всіх досліджених температурах ΔG від'ємне і реакція (2) відбувається, при цьому ΔH значно нижча і знаходиться на рівні -100кДж

Особливістю процесу є те, що всі вихідні реагенти знаходяться в рідкій фазі. $MgCl_2$ грає роль інертного розвідника-термостату, який охороняє зону реакції від перегріву при виділенні тепла реакції $TiCl_2$ одержують в тому же реакторі віднов-

лення, але в іншій реакційній зоні шляхом пропускання $TiCl_4$ через титановий порошок (губку) за реакцією:



Для цієї реакції також було прораховано термодинамічні параметри за допомогою програми HSC. Результати розрахунків зміни ΔH , ΔG наведені в таблиці 5.

Таблиця 5. Результати розрахунку ΔS , ΔH , ΔG для реакції (3)

$0.5Ti + MgCl_2 + 0.5TiCl_4 = TiCl_2 + MgCl_2$				
T	ΔH	ΔS	ΔG	K
K	kJ	J/K	kJ	
273.15	-107.093	-31.164	-98.58	7.13E+18
373.15	-108.555	-35.749	-95.215	2.14E+13
473.15	-109.783	-38.673	-91.484	1.26E+10
573.15	-110.857	-40.736	-87.509	9.46E+07
673.15	-111.816	-42.282	-83.354	2.94E+06
773.15	-112.676	-43.474	-79.064	2.20E+05
873.15	-113.437	-44.401	-74.668	2.93E+04
973.15	-114.088	-45.108	-70.191	5.86E+03
1073.15	-114.743	-45.747	-65.649	1.57E+03
1173.15	-117.565	-48.212	-61.005	5.21E+02
1273.15	-117.695	-48.319	-56.178	2.02E+02

Результати розрахунків також свідчать про те що реакція (3) відбувається у всьому інтервалі досліджених температур, а значення ΔH знаходяться на рівні -100кДж..

На відміну від реакції (2) в реакції (3) вихідна суміш шихти є гетерогенна. Реакція (3) ендотермічна і не супроводжується локальним перегрівом. Теплота реакції підводиться з рідким $MgCl_2$. Подвійна сіль є продуктом синтезу титанової губки з $MgCl_2$. Титанова губка служить відновником для $TiCl_4$ до $TiCl_2$ за реакцією:



Автори розробки пропонують сумісність процесів отримання субхлоріда титану і магнієтермії, що дозволяє використовувати енергію екзотермічної реакції. Для реакції (4), також за допомогою програми HSC було прораховано зміну ΔH , ΔG , результати розрахунків наведені в таблиці 6. Результати розрахунків також свідчать про те що реакція відбувається у всьому інтервалі досліджених температур.

Таблиця 5. Результати розрахунку ΔS , ΔH , ΔG для реакції (4)

$TiCl_4 + Ti = 2TiCl_2$				
T	ΔH	ΔS	ΔG	K
K	kJ	J/K	kJ	
273.15	-214.185	-62.327	-197.16	5.08E+37
373.15	-217.11	-71.499	-190.43	4.56E+26
473.15	-219.565	-77.346	-182.969	1.59E+20
573.15	-221.713	-81.472	-175.017	8.95E+15
673.15	-223.633	-84.564	-166.709	8.65E+12
773.15	-225.352	-86.948	-158.128	4.83E+10
873.15	-226.873	-88.801	-149.336	8.60E+08
973.15	-228.176	-90.215	-140.383	3.43E+07
1073.15	-229.485	-91.494	-131.298	2.46E+06
1173.15	-235.13	-96.424	-122.011	2.71E+05
1273.15	-235.39	-96.637	-112.356	4.08E+04

Основна перевага магнієтермії в солевому розплаві перед процесом Крола – краща макрокінетика реакції відновлення, що є більш швидким заповненні реактора губкою. Однак розплавлені магнії і сіль не можуть складати гомогенний розчин. Отже слід чекати коагуляції в солевому розплаві металу в крупні краплі із-за різниці в поверхневому натяганню, що приводить до появи міжфазної межі і знижує об'ємну продуктивність реактора. Виправляти ситуацію, а заодно запобігти утворенню губки можливо диспергуванням крапель металу накладанням міцних звукових і електромагнітних коливань або інтенсивним механічним змішуванням розплаву в реакторі. Не поєднані в губку частки титану можливо безперервно виводити із реактору, що є великою перевагою пропонованого способу отримання титану – в порівненні з традиційним.

Висновки

Магнієтермія в розплаві солей поліпшує процес відновлення титану магнієм за рахунок пере-

ведення усіх вихідних реагентів в газову або рідку фазу, що гарантує гомогенність процесу. Для цієї мети пропонується замість газоподібного $TiCl_4$ відновляти хлорид $TiCl_2$ у складі розплаву подвійної солі $TiCl_2 \cdot MgCl_2$ рідким магнієм. Особливості процесу є те, що всі вихідні реагенти знаходяться в рідкій фазі. $MgCl_2$ грає роль термостату, який охороняє зону реакції від перегріву. Зміна теплового ефекту за участю подвійної солі при магнієтермічному відновленні приблизно в 4 рази менша ніж за методом Крола.

Зміна вільної енергії за участю подвійної солі при магнієтермічному відновленні приблизно в 4 рази менша ніж за методом Крола, що дозволяє рекомендувати сіль ($TiCl_2 \cdot MgCl_2$) в якості реагента при магнієтермічному способі виробництва титану.

Не поєднані в губку частки титану можливо безперервно виводити із реактору, що є великою перевагою пропонованого способу отримання титану – в порівненні з традиційним.

Перелік посилань

1. Summaru of Emerging Low Cost Ninanium For US Dept of Energy/OAK Ridge National Laboratory – EHK Technologies, January 2004 <http://Kraft-Ninanium-2.pdf>
2. Fuwa Akio, Takaya Satoru/ Producing titanium by reducing $TiCl_2$ - $MgCl_2$ mixed salt with magnesium in the moeten state// Ibid 2005, v. 57, №10, p. 56-60.
3. Арішкевич О.М., Масленко С.М., Баркалов В.С. та інш.іvvvvv Методичні вказівки для практичнихзанять та завдання з фізичної хімії/Дніпропетровськ, ДметаУ 1998, 67с.

Reference

1. Summaru of Emerging Low Cost Ninanium For US Dept of Energy. (2004). OAK Ridge National Laboratory – EHK Technologies. <http://Kraft-Ninanium-2.pdf>
2. Akio, F., & Satoru, T. (2005). Producing titanium by reducing $TiCl_2$ - $MgCl_2$ mixed salt with magnesium in the moeten state. Ibid, 57(10), 56-60
3. Arishkevych, O. M., Maslenko, S. M., Barkalov, V. S., et al. (1998). Metodychni vказыvki dlia praktychnykhzaniat ta zavdannia z fizychnoi khimii. DmetaU

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 11.09.2023
Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.11.2023

Соболенко М.О., Романова Н.С.

Кінетика розпаду аустеніту при безперервному охолодженні недеформованої борвмісної сталі 30Г1Р

Sobolenko M.O., Romanova N.S.

Kinetics of austenite decay during continuous cooling of undeformed boron-containing steel 30G1R

Мета. Провести дослідження кінетики розпаду недеформованого переохолодженого аустеніту за безперервним охолодженням борвмісної сталі. Встановити закономірності формування структури борвмісної сталі за безперервного охолодження з різними швидкостями від температур нагрівання. **Методика.** Дослідження фазових перетворень і кінетики розпаду недеформованого переохолодженого аустеніту проводили методом диференційно-термічного аналізу на зразках борвмісної сталі з дослідженнями мікроструктури та твердості. **Результати.** Вивчено кінетику перетворень і побудовано термкінетичні діаграми розпаду недеформованого переохолодженого аустеніту борвмісної сталі. Вивчено критичні точки і виявлено особливості впливу швидкості охолодження недеформованого аустеніту на об'ємну частку структурних складових борвмісної сталі. **Наукова новизна.** Показано положення критичних точок температур і отримано якісну та кількісну картину структуроутворення досліджуваної борвмісної сталі. Виявлено вплив швидкості охолодження на характер перетворень аустеніту та механічні властивості досліджуваної сталі. **Практична значимість.** Проведені дослідження (знання положення критичних точок) дають змогу цілеспрямовано обирати температури нагріву, охолодження та ізотермічних витримок під час розроблення режимів відпалу як у підкритичному інтервалі температур, так і з частковою або повною фазовою перекристалізацією. Отримані результати можуть бути використані при розробці різних режимів термічної обробки, що застосовуються в промислових технологіях виробництва бунтового прокату зі борвмісної сталі для холодної висадки. **Ключові слова:** механічні властивості, швидкість охолодження, структуроутворення, термкінетична діаграма, кінетика перетворень недеформованого аустеніту.

Purpose. Conduct a study on the kinetics of decomposition of undeformed supercooled austenite during continuous cooling of boron-containing steel. Establish the patterns of structure formation in boron-containing steel during continuous cooling at various rates from heating temperatures. **Methodology.** The study of phase transformations and the kinetics of decomposition of undeformed supercooled austenite was conducted using differential thermal analysis on samples of boron-containing steel, accompanied by investigations of microstructure and hardness. **Findings.** The kinetics of transformations were studied, and thermokinetic diagrams of the decomposition of undeformed supercooled austenite in boron-containing steel were constructed. Critical points were examined, and the peculiarities of the influence of the cooling rate of undeformed austenite on the volume fraction of structural components in boron-containing steels were identified. **Originality.** The positions of critical temperature points have been demonstrated, and both qualitative and quantitative depictions of the structure formation of the investigated boron-containing steel have been obtained. The influence of cooling rate on the nature of austenite transformations and the mechanical properties of the studied steel has been revealed. **Practical value.** The conducted research (knowledge of the positions of critical points) enables the targeted selection of heating, cooling, and isothermal holding temperatures during the development of annealing regimes both in the subcritical temperature range and with partial or complete phase recrystallization. The obtained results can be utilized in designing various thermal treatment regimes applied in industrial technologies for the production of coiled rolled products made from boron-containing steel for cold forging.

Keywords: mechanical properties, temperature regime, cooling rate, structure formation, thermokinetic diagram, kinetics of transformations of undeformed austenite.

Вступ. Основна ознака придатності сталі для використання її в різних конструкціях – це комплекс механічних характеристик, який повинен задовольняти вимогам тієї конструктивної схеми де сталь буде використовуватися. Для конструкційних сталей і сплавів якість визначається стандартними показниками що забезпечують надійність під час використання їх у конструкції. Підвищення надійності металевих виробів і конструкцій з них у поєднанні зі зниженням металоємності шляхом надання сталю заготовкам відповідної структури і необхідних властивостей під час термічного оброблення, належать до найважливіших завдань, які наразі стоять перед металознавцями та фахів-

цями з термічної обробки металу. Ці питання і їх вирішення безпосередньо пов'язані з підвищенням властивостей конструкційних матеріалів, зокрема металопродукату із борвмісних сталей, призначених для виготовлення високоміцних кріпильних виробів. Саме економнолегована борвмісна сталь, така як 30Г1Р, наразі служить перспективним матеріалом для виробництва високоміцних кріпильних виробів [1] замість традиційно застосовуваних у промисловості сталей, легованих дорого вартісними елементами. Використання борвмісних сталей дозволяє збільшити обсяги виробництва високоміцних виробів, що виготовляються методами холодного об'ємного штампування (ХОШ).



Постановка проблеми досліджень. Технологія виготовлення високоміцних кріпильних виробів розвивається у напрямку збільшення граничного ступеня деформації заготовок (сортового металопрокату) для ХОШ за істотним ускладненням форми кріпильних виробів. Тому до структури і властивостей сталей, що використовуються для виробів цього класу, висуваються додаткові вимоги, а саме однорідність механічних властивостей, підвищений ресурс пластичності та однорідність структури. Відомо, що нерівномірність структури низьковуглецевої сталі для ХОШ призводить до браку виробів під час холодного штампування [2].

Між тим конструкційні сталі для холодної висадки повинні мати у початковому стані структуру зернистого перліту певного балу, рівномірно розподіленого в матриці. Така структура, стосовно зазначених сталей, порівняно зі структурою пластичного перліту, володіє кращою технологічністю й економічністю під час подальших необхідних обробок металу [3, 4]. Для отримання структури зернистого перліту сортовий металопрокат (катанку) призначений для ХОШ піддають сфероїдизуючому відпалу. Традиційні способи сфероїдизації карбідної фази потребують тривалого часу для реалізації процесу термічної обробки (ТО), характеризуються високими енергетичними витратами та мають ряд інших недоліків [4].

Для скорочення тривалості процесу сфероїдизації застосовуються різноманітні схеми передобробок металопрокату, різні способи та технології комбінаційних обробок гарячекатаного прокату для ХОШ [5]. Вказані передобробки зазвичай ґрунтуються на збільшенні дисперсності частинок карбідів і дефектності кристалічної решітки матриці шляхом зниження температури розпаду аустеніту в області евтектоїдного (перлітного) перетворення. Схема режиму сфероїдизуючого відпалу при цьому принципово не змінюється: відбувається нагрівання з частковою фазовою перекристалізацією і здійснюється сфероїдизація карбідів нижче температури A_{c1} . Тобто сфероїдизація безпосередньо здійснюється у процесі ізотермічної витримки, або у процесі безперервного повільного охолодження, або декількома ізотермічними витримками у процесі охолодження.

Значне скорочення тривалості сфероїдизуючого відпалу досягається завдяки застосуванню електротермічної обробки заготовки [6]. Відмінною особливістю вказаної обробки є високі швидкості нагрівання металу, що забезпечуються завдяки використанню висококонцентрованих джерел (електроконтактне або індукційне нагрівання).

Поряд зі значним скороченням (у декілька разів) тривалості ТО, завдяки специфічному впливу високих швидкостей нагріву на механізм і кінетику структурних змін оброблюваного сортового прокату, досягається більш високий комплекс властивостей сталейних виробів [6].

Однак, треба розуміти, що електротермічна обробка заготовки не лише прискорює процес нагрівання металу до певних необхідних температур (за рахунок чого зменшується загальна тривалість сфероїдизуючого відпалування), а й при цьому може використовуватися для створення таких температурних режимів, за допомогою яких забезпечуються різке прискорення власне безпосередньо сфероїдизації цементиту сталевих заготовок, можливе за рахунок зміни механізмів цього процесу. І це, на нашу думку, є новий погляд, на процес інтенсифікації сфероїдизації цементиту низьковуглецевих борвмісних сталей.

Знання закономірностей формування структури та необхідного рівня механічних властивостей при швидкісних нагріванні та охолодженні борвмісних сталей дають змогу виконати підготовку структурного стану сталі заготовки безпосередньо перед сфероїдизуючою витримкою. Отриманий структурний стан буде враховувати особливості сфероїдизації цементиту у низьковуглецевих сталях, а також сприяти необхідному розподілу глобул цементиту в феритній матриці. Таким чином проведення досліджень закономірностей впливу швидкісних режимів температури – деформаційної обробки та подальшого регламентованого охолодження сортового прокату з борвмісних сталей для ХОШ на структурні та фазові перетворення наразі є актуальною проблемою.

Для обґрунтованого підходу до розроблення режимів і технології ТО каліброваної сталі для холодного висаджування на першому етапі досліджували критичні точки та кінетику перетворень недеформованого переохолодженого аустеніту сталі 30Г1Р.

Матеріал та методика досліджень. Дослідження проводили на зразках катанки діаметром 6,5...10 мм зі сталі 30Г1Р (див. табл. 1), яку в даний час широко використовують для отримання високоміцних кріпильних виробів холодною висадкою з подальшим гартуванням і відпусткою. Вміст бора і азоту досліджуваних марок сталей (дивись таблицю 1) при цьому співвідношення бора і азоту забезпечує, з одного боку зростання розжарюваності виробів з цих марок сталі, а з другого боку, подрібнення зерна аустеніту під загартування.

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваної марки сталі 30Г1Р

Марка сталі	Масова частка елементів, %										
	C	Si	Mn	Al	Ti	S	P	Cr	Cu	B	N
30Г1Р	0,3	0,30	1,02	0,02	0,017	0,007	0,024	–	–	0,0007	0,016

При проведенні досліджень використовували високошвидкісне електроконтактне нагрівання зразків на лабораторній установці, яка обладнана пристроями водоповітряного охолодження та системою контролю, реєстрації і регулювання процесу нагрівання та охолодження. Використання лабораторної установки з високотемпературним електроконтактним нагрівом у поєднанні з комплексом печей і термічних ван, що забезпечують необхідний діапазон швидкостей охолодження (від 0,14 до 350 °C/с) шляхом підбору відповідного охолоджуючого середовища, дозволяє вивчати вплив власне ізотермічних і часових параметрів на якість сталі.

Дослідження особливостей структуроутворення виконані із застосуванням диференційно-термічного методу аналізу (ДТА), який дозволяє фіксувати температурні інтервали фазових перетворень у сплав порівняно з еталоном [7,8]. В якості еталона використовували зразки з нержавіючої сталі марки X18H10T, яка не випробовує перетворень у робочому інтервалі температур. Необхідно відзначити, що метод ДТА дозволяє визначити температуру – часові інтервали утворення зернистого та пластинчатого перліту, і також проводити відпрацювання параметрів сфероїдируючого відпалу для отримання сталі з заданим ступенем

сфероїдизації карбідної фази.

Дослідження мікроструктури металу проводили за допомогою мікроскопа «Neophot-21». Шліфи виготовляли за стандартною методикою, застосовуванні збільшення при світловій мікроскопії $\times 50$ і $\times 500$. Вимірювання твердості у лабораторних умовах проводили по шкалі Віккерса пристроєм ТП – 7Р1, а механічні властивості визначали при одно-вісному розтягуванні за стандартною методикою на машині FU – 10000ez.

Виклад основного матеріалу досліджень. Проведеними дослідженнями встановлено, що положення критичних точок сталі 30Г1Р вказаного хімічного складу відповідає температурам:

$$A_{c1}=725\text{ }^{\circ}\text{C}; A_{c3}=795\text{ }^{\circ}\text{C};$$

Знання положення критичних точок дозволяє цілеспрямовано вибирати температури нагріву, охолодження та ізотермічних витримок і дає змогу виконувати роботи пов'язані, безпосередньо, з розробкою режимів відпалу як у підкритичному інтервалі температур, так і з частковою або повною фазовою перекристалізацією.

Для визначення режимів ТО, отримання різних структурних станів перед сфероїдируючим відпалом було побудовано термкінетичну діаграму розпаду переохолодженого аустеніту сталі 30Г1Р (рис.1).

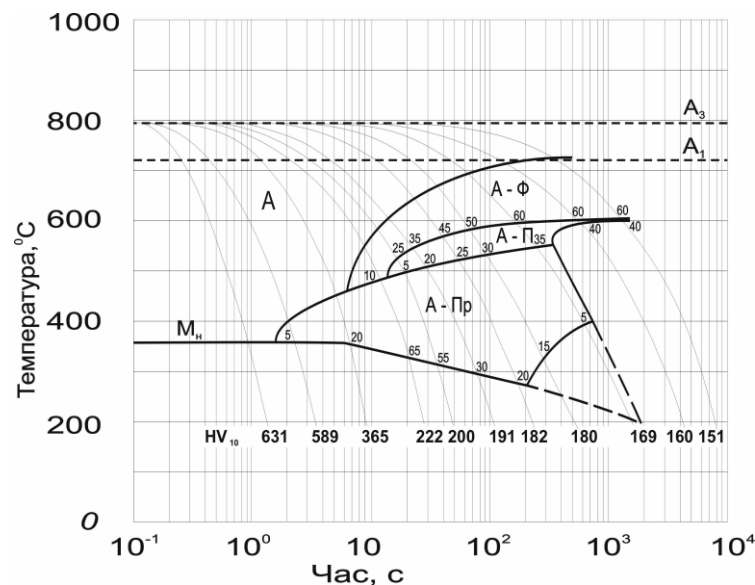


Рис. 1. Термкінетична діаграма перетворення аустеніту борвмісної сталі 30Г1Р

Проведені дослідження і аналіз побудованої термкінетичної діаграми дозволив проаналізувати процес структуроутворення для сталі вказаного хімічного складу. Кількісний вміст структурних складових, що виникають при охолодженні з різними швидкостями недеформованого аустеніту сталі 30Г1Р, представлено на рис. 2.

Зіставлення кривих для відповідних структурних складових показує, що утворення об'ємної частки фериту, перліту, бейніту та мартенситу для сталі 30Г1Р має загальний характер змін [9].

Аналіз закономірностей розпаду переохолодженого аустеніту сталі марки 30Г1Р (див. наведені вище рис. 1 та рис.2) показав, що перетворення за бездифузійним механізмом з утворенням 100% мартенситу (рис. 3а) відбувається при швидкості охолодження приблизно 250 °C/с і вище. Початок мартенситного перетворення відповідає температурній точці 355 °C, а твердість продуктів розпаду дорівнює HV 631.

Під час охолодження зі швидкістю нижче критичної (в інтервалі 250 °C/с – 15 °C/с) встигають

частково протікати дифузійні процеси за розпадом аустеніту з утворенням крім мартенситу ще і продукту проміжного бейнітного перетворення (до 60% бейніту), що призводить до зниження твердості до 365 HV (рис. 3б). Подальше зниження швидкості охолодження (до 7 °C/c) спричиняє більш інтенсивне протікання дифузійних процесів з виділенням у температурному інтервалі 650 – 550 °C

структурно – вільного фериту, а в інтервалі 600 – 500 °C – перліту. У структурі також може бути присутнім в незначній кількості бейніт (рис. 3в). Це призводить до істотного зниження твердості (до 215 – 222 HV), при цьому кількість структури проміжного типу може змінюватися в інтервалі від 40 до 15 – 20%.

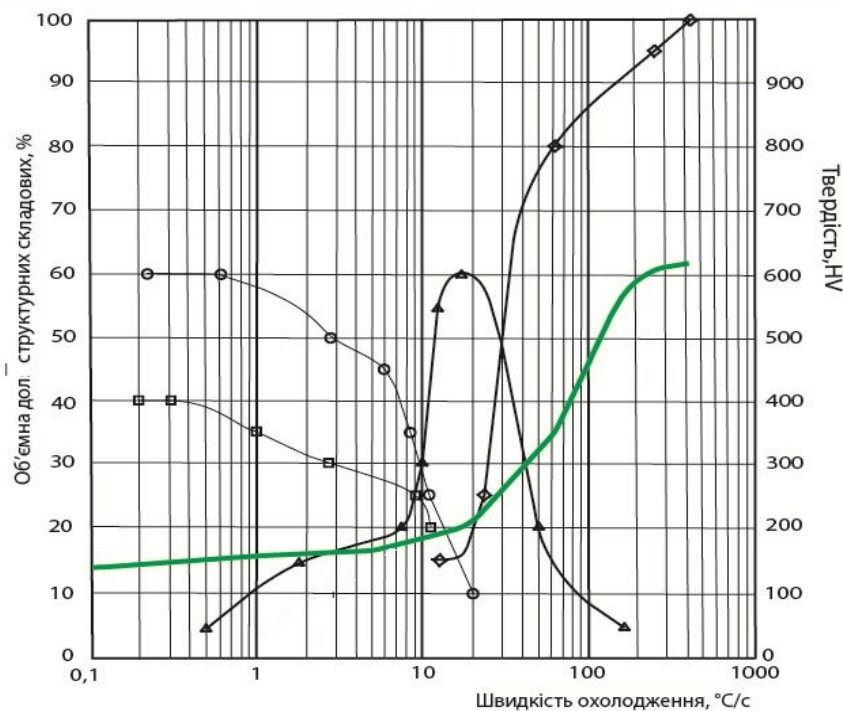


Рис. 2. Вплив швидкості охолодження на твердість та кінетику перетворення переохолодженого аустеніту сталі 30Г1Р: Δ - бейніт; $\circ$ - ферит; $\square$ - перліт; $\diamond$ - мартенсит

Значне утворення феритно-перлітної структури відбувається при охолодженні зі швидкістю 1 – 5 °C/c і менше. Зниження швидкості охолодження призводить до плавного зростання кількості фериту та перліту у структурі, при цьому кількість бейніту зменшується до 3-5% відповідно даним мікроструктурного аналізу, а при швидкості охолодження 0,5 – 1 °C/c процентне співвідношення фериту и перліту становить відповідно 60 та 40% (рис. 3г). Твердість сталі 30Г1Р з такою структурою дорівнює 169 HV.

При швидкостях охолодження менше 0,5 °C/c відбувається практично термодинамічне рівноважне дифузійне перетворення аустеніту з утворенням фериту та перліту (рис. 3 д, е). Твердість такої структури становить 151 HV.

Результати досліджень. На підставі наведених експериментальних даних можемо стверджувати, що характер трансформації переохолодженого аустеніту при безперервному охолодженні має деякі особливості, а саме, значну стійкість у часі переохолодженого аустеніту у проміжній області, що призводить до виникнення у структурі до 65% бейніту при швидкості охолодження 20 °C/c, і навіть при охолодженні зі швидкістю 0,5 °C/c до

3...5% бейніту. Виявлені особливості впливають на структуру і властивості продуктів аустенітного розпаду і, як наслідок, на формування технологічних властивостей металопрокату при його подальшій переробці. Так, незважаючи на відносно невелику об'ємну частку, у структурі бейніту це може знизити технологічну пластичність підкату, який призначений для холодного деформування (калібрування, висадки та ін.).

Необхідно зазначити, що наведені дані стосуються закономірностей розпаду аустеніту, з окремого нагрівання. У реальному технологічному процесі виготовлення сталевих заготовок для ХОШ гаряча пластична деформація порушує стан аустеніту, а безперервно – послідовний вплив пластичної деформації і наступне охолодження суттєво впливає на структуру і властивості сталі [10]. Для вивчення впливу гарячої пластичної деформації на кінетику фазових перетворень у сортовому прокаті із борвмісних сталей необхідне проведення додаткових досліджень, що дасть змогу обґрунтовано розглядати питання щодо розроблення режимів відпалу сталі на зернистий перліт з різною вихідною структурою.

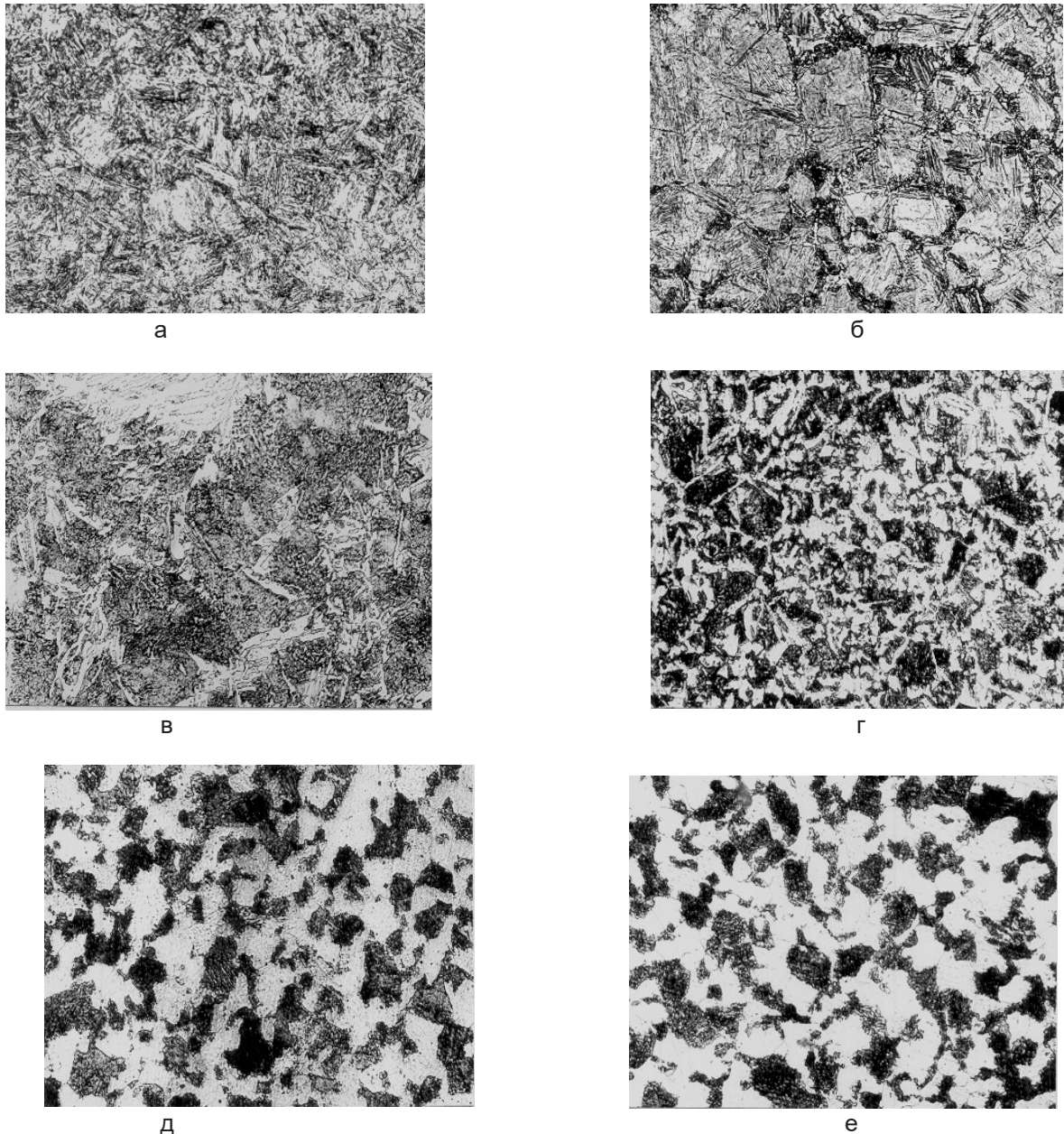


Рис. 3. Мікроструктура зразків диференціально-термічного аналізу сталі 30Г1Р, х500:
а – $V_{ox} \geq 250 \text{ } ^\circ\text{C/s}$; б – $V_{ox} = 100 \text{ } ^\circ\text{C/s}$; в – $V_{ox} = 50 \text{ } ^\circ\text{C/s}$; г – $V_{ox} = 0,5...1 \text{ } ^\circ\text{C/s}$; д, е – $V_{ox} \leq 0,5 \text{ } ^\circ\text{C/s}$;

Висновки. Вивчено критичні точки і виявлено особливості впливу швидкості охолодження недеформованого аустеніту на об'ємну частку структурних складових борвмісної сталі 30Г1Р у широкому діапазоні швидкостей охолодження. Отримано якісну і напівкількісну картину структуроутворення сталі 30Г1Р. Проведені дослідження критичних точок і кінетики розпаду аустеніту за безпе-

рвного охолодження можуть бути використані для розроблення різних режимів ТО з окремого нагрівання сталі. У результаті проведених досліджень експериментально підтверджена можливість розробки швидкісних режимів сфероїдизуючого відпалу низьковуглецевих сталей з отриманням рівномірного розподілу глобул цементиту у феритній матриці.

Перелік посилань

1. Парусов В.В., Парусов О.В., Сичков А.В. Прокат з борвмісних сталей для високоміцних кріпильних виробів: монографія, Дніпро, Арт-прес, 2010, 160 с.
2. Sobolenko M., Mamuzic I. Promising directions for comprehensive spheroidization of cementite in low-carbon steels for cold extrusion. 17th International Symposium of Croatian metallurgical society. SHMD 2024. Materials and metallurgy. Section "A". p. 308. – ISSN 0543-5846.
3. Долженков І.Є. Вплав пластичної деформації і інших предобробок на сфероїдизацію карбидів в сталях. *Теорія і практика металургії*. Дніпро. 2007. №1 (56). С. 66 – 68.

4. Іващенко В.П., Швачич Г.Г., Соболенко М.О. Новітні металургійні технології на основі використання продуктивних багатопроекторних обчислювальних комплексів. *Теорія і практика металургії*. 2013. № 3 – 4 (92 – 93). С. 78 – 87.
5. Долженков І.Є. Шляхи значного скорочення часу і покращення якості сфероїдизації карбідів у сталевій металопродукції. *Будівництво, матеріалознавство, машинобудування*. 2011. № 58. С. 262 – 267.
6. Гуль Ю.П., Соболенко М.О. Основи швидкісної сфероїдизації цементиту в низьковуглецевих сталях для холодної висадки. *Будівництво, матеріалознавство, машинобудування*. 2012. №64. 128 – 136.
7. Клименко О.П., Карнаух А.І., Буря А.І., Сітар В.І. Диференціально - термічний аналіз і технології термічної обробки. Монографія. Дніпро. Пороги. 2008. 323 с.
8. Карнаух А.І., Клименко О.П., Коломонець А.М., Величко Л.Ю. Застосування диференційного термічного аналізу при відпрацюванні параметрів технологічних процесів. *Обладнання і технології термічної обробки металів і сплавів*. Збірник доповідей 8 – го Міжнародного Конгресу, м. Харків. 2007. Том 1. С.22 – 29.
9. Соболенко М.О. Про проблему математичного моделювання параметрів швидкісної сфероїдизуючої обробки вуглецевих низьколегованих сталей. *Наукові вісті. Сучасні проблеми металургії*. Дніпро. 2007. № 10. С. 123 – 137.
10. Парусов, Е.І., Губенко, С.І., Клименко, О.П., Чуйко, І.М., Сагура, Л.В. Особливості кінетики розпаду аустеніту і закономірності формування структури сталі С82Д за безперервного охолодження. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. 2018. №2. С. 16 – 25. – ISSN 2312-2676.

References

1. Parusov, V. V., Parusov, O. V., & Sichkov, A. B. (2010). *Rolled products from boron-containing steels for high-strength fasteners*. Art – pres
2. Sobolenko M., & Mamuzic I. (2024). Promising directions for comprehensive spheroidization of cementite in low-carbon steels for cold extrusion. *17th International Symposium of Croatian metallurgical society. SHMD 2024. Materials and metallurgy*. Section "A", 308
3. Dolzhenkov, I. E. (2007). The influence of plastic deformation and other pretreatments on the spheroidization of carbides in steels. *Theory and practice of metallurgy*, (1(56)), 66 – 68
4. Ivashchenko, V. P., Shvachich, G. G., & Sobolenko, M. O. (2013). New metallurgical technologies based on the development of productive rich-processor computing complexes. *Theory and practice of metallurgy*, ((3–4)(92–93)), 78 – 87
5. Dolzhenkov, I. E. (2011). Ways to significantly reduce the time and improve the quality of spheroidization of carbides in steel products. *Construction, materials science, mechanical engineering*, (58), 262 – 267
6. Gul, U. P., & Sobolenko, M. O. (2012). Fundamentals of high-speed spheroidization of cementite in low-carbon steels for cold heading. *Construction, materials science, mechanical engineering*, (64), 128 – 136
7. Klymenko, O. P., Karnaukh, A. I., Burya, A. I., & Sitar, V. I. (2008). *Differential - thermal analysis and thermal processing technologies*. Dnipro Thresholds
8. Karnaukh, A. I., Klymenko, O. P., Kolomoets, A. M., & Velichko, L. Yu. (2007). The use of differential thermal analysis when working out the parameters of technological processes. *Equipment and technologies for heat treatment of metals and alloys. Collection of reports of the 8th International Congress*, Kharkiv 2007. Vol. 1, 22–29.
9. Sobolenko, M. O. (2007). On the problem of mathematical modeling of parameters of high-speed spheroidizing processing of carbon low-alloy steels. *Scientific news. Modern problems of metallurgy*, (10), 123 - 137
10. Parusov, E. I., Gubenko, S. I., Klymenko, O. P., Chuyko, I. M., & Sagura, L. V. (2018). Peculiarities of the kinetics of austenite decay and patterns of structure formation of C82D steel under continuous cooling. *Bulletin of the Dnipro State Academy of Construction and Architecture*, (2), 16 - 25

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 15.08.2023

Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.11.2023

Stepanenko D.O., Stovpchenko G.P., Togobitskaya D.M., Lisova L.O.

Evaluating the structural state of fluoride-oxide melts and their interactions with steel to sensible selection of ESR slag

Степаненко Д.О., Стовпченко Г.П., Догобицька Д.М., Лісова Л.О.

Оцінка структурного стану фтористо-оксидних розплавів для вибору раціонального складу при їх взаємодії зі сталлю в процесі ЕШП

Purpose. Evaluation of the structural state of slag melts in the $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$ system with varying contents of SiO_2 (1; 2.5; 4 wt.%) and MgO (3; 6; 12 wt.%), based on their viscosity and electrical conductivity data, for a sensible selection of the optimal chemical composition that will ensure the efficiency of the electroslag process. **Methodology.** Correlation-regression analysis of the relationships between the properties of electroslag remelting slags and their chemical composition and temperature; adaptive segmented linear regression examination of the graphical dependence of the logarithms of viscosity (η) and electrical conductivity (χ) on temperature ($\ln(\eta, \chi) = f(1/T)$); thermodynamic modelling of the equilibrium composition of metal-slag-gas system phases using HSC Chemistry 9 software. **Scientific novelty.** A new approach is employed to assess the temperature ranges of structural changes induced by alterations in the energy barrier (activation energy) associated with the formation or dissociation of compounds and interactions between different types of ions. The approach is based on the analysis of temperature dependences of structure-sensitive properties (viscosity (η) and electrical conductivity (χ)) using the adaptive segment regression method. **Practical value.** The dependences of the temperatures of the structural state changes (T_1 – derived from viscosity data, T_2 – derived from electric conductivity) and the intervals between them (ΔT) on the chemical composition of the studied slags can be reliably represented by the parameter ρ – stoichiometry index (the ratio of cations (Ca^{2+} , Mg^{2+} , Si^{4+} , Al^{3+} , etc.) to anions (O^{2-} , F^- etc.)). The slag composition (wt.%) CaF_2 –31, Al_2O_3 –31, CaO –31, SiO_2 –4, MgO –3 provides suitably low values of phase transition temperatures $T_1 = 1454\text{K}$, $T_2 = 1153\text{K}$ and a wide range between them $\Delta T = 301\text{K}$ that make it is promising for energy effective ESR in short-collar mold with ingot withdrawing.

Key words: slag, melt, chemical composition, viscosity, electrical conductivity, temperature, structure, electroslag remelting.

Мета. Оцінити структурний стан шлакових розплавів системи $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$ з різним вмістом SiO_2 (1; 2,5; 4 мас%) і MgO (3; 6; 12 мас%) за даними їх в'язкості та електропровідності для обґрунтованого вибору раціонального хімічного складу, що забезпечить ефективність процесу електрошлакового переплаву (ЕШП). **Методика.** Кореляційно-регресійний аналіз зв'язку властивостей шлакових розплавів процесу електрошлакового переплаву з їх хімічним складом та температурою; аналіз графічної залежності логарифмів в'язкості (η) і електропровідності (χ) від температури ($\ln(\eta, \chi) = f(1/T)$) з використанням методу адаптивної сегментованої лінійної регресії; термодинамічне моделювання рівноважного фазового складу в системі метал-шлак-газ з використанням програмного забезпечення HSC Chemistry 9. **Наукова новизна.** Використано новий підхід до оцінки температурних інтервалів структурних змін, які спричинені зміною енергетичного бар'єру (енергії активації) утворення або дисоціації сполук та взаємодії між різними типами іонів, що відображається на температурних залежностях структурно-чутливих властивостей (в'язкості (η) та електропровідності (χ)) розплавів. **Практична значимість.** Обґрунтовано раціональний склад шлаку для ЕШП з вмістом в ньому компонентів (мас. %): CaF_2 – 31, Al_2O_3 – 31, CaO – 31, SiO_2 – 4, MgO – 3, який забезпечує бажані низькі значення температур фазового переходу $T_1 = 1454\text{K}$, $T_2 = 1153\text{K}$ та широкий інтервал між ними $\Delta T = 301\text{K}$. Встановлено зв'язок залежностей значень T_1 , T_2 та ΔT досліджуваних шлаків з їх хімічним складом, представленим параметром ρ – показник стехіометрії системи, що дорівнює відношенню кількості катіонів (Ca^{2+} , Mg^{2+} , Si^{4+} , Al^{3+} та ін.) до аніонів (O^{2-} , F^- та ін.) з коефіцієнтом детермінації 0,78; 0,95 та 0,86 відповідно.

Ключові слова: шлак, розплав, електрошлаковий переплав, в'язкість, електропровідність, температура, структура.

Introduction. Research into the physicochemical processes of electroslag remelting (ESR) and various electroslag technologies, invented by B. I. Medovar at the E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, has surged in recent years due to growing consumer demands for higher-quality ESR metal and the need to enhance production efficiency. The key to the efficiency of

the ESR technological process and the quality of the ingot lies in a well-founded choice of slag composition. A strong current flow generates heat in the slag melt, which is essential for melting and refining the consumable electrode metal from impurities like sulphur and non-metallic inclusions. In addition, the slag forms a thin film (slag skin) between a mould's inner surface and an ingot,

© Степаненко Д.О. – к.т.н., ІЧМ ім Некрасова
Стовпченко Г.П. – д.т.н., проф., Tianjin Heavy Industry
research and Development Co, Ltd, Тяньцзінь, Китай
Тогобицька Д.М. – д.т.н., проф. ІЧМ ім Некрасова
Лісова Л.О. – к.т.н., Інститут електроварування
ім.Є.О.Патона

© Stepanenko D.O. – Iron and steel institute of Z.I. Nekrasov
Stovpchenko G.P. – Tianjin Heavy Industry research and
Development Co, Ltd, Tianjin, China
Togobitskaya D.M. – Iron and steel institute of Z.I. Nekrasov
Lisova L.O. – E.O. Paton Electric Welding Institute



This is an Open Access article under the CC BY 4.0
license <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>

ensuring its smooth and even surface. Several other requirements for slags are formulated [1-3] depending on the functions that must be ensured when using them in ESR. Ensuring the fluidity of the slag melts at operating temperatures is essential in electroslag remelting processes. The slag must be readily fusible, with its melting point below (from 100 to 500 degrees, according to various estimations) the liquidus temperature of a remelted metal. Usually, the melting of multicomponent slags (except for the eutectic composition) occurs in a certain temperature range caused by structural changes. Two main methods for determining them are thermodynamic calculation and experiment [4-6].

The first method involves determining the equilibrium phase composition of the slag and how it changes depending on temperature, pressure, component concentration, and so on. The results' accuracy depends on the incoming information's reliability and completeness. In actual processes, controlling thermodynamic parameters, such as the partial pressure of gases and their chemical composition, proves challenging, which diminishes the accuracy of calculations and the determination of their melting points. The experimental determination of the melting point (Standard DIN 51730) involves visually observing the alteration in the sample's geometric size as it is heated. Temperatures are recorded while visually detecting the shapes of the sample as defined in the standard. The accuracy of measurements is influenced by subjective factors (such as an experimenter's experience) and objective factors (visually different melting behavior of slags with dissimilar chemical compositions). Moreover, the geometric shape of slag samples usually differs, thereby reducing the repeatability of results due to variations in melting.

The purpose and objectives of the research. A new approach was used to estimate the temperature ranges characterizing structural changes in the slag melt of the $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO-SiO}_2\text{-MgO}$ system. It is based on the approximation of the dependencies $\ln(\eta, \chi) = f(1/T)$ [7], using the adaptive segmented linear regression method and the modelling of linear segments (temperature ranges), where the activation energies of viscosity (E_η) and electrical conductivity (E_χ) are independent of temperature. The fulfilment of the condition $E_\eta, E_\chi \neq f(T)$ serves as evidence for the constancy of the melt structure; alterations in their values across different temperature ranges indicate a change in the structure [8-11].

The temperature stability intervals of the melt structure, as well as the temperatures at which changes in structural state occur, were determined based on the experimental data of viscosity and electrical conductivity of $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$ slags with varying contents of SiO_2 (1; 2.5; 4 wt.%) and MgO (3; 6; 12 wt.%) [12] to justify the rational composition of the slag. The equilibrium content of the components of the gas-slag-metal system (under the

technological conditions of electroslag remelting of Cr11MoV steel at PJSC Dnipropetsstal) was calculated to support the informed selection of ESR slag.

Research results. It is known that the physicochemical properties of slag melt, particularly viscosity and electrical conductivity, depend on the chemical composition and temperature, reflecting structural changes in a melt [13-17]. According to contemporary concepts [13], viscosity is determined by the content and type of polymer-forming anions, specifically $\text{Si}_x\text{O}_y^{2-}$, $\text{Al}_x\text{O}_y^{3-}$, and electrical conductivity more depend on the mobile cations (Ca^{2+} , Mg^{2+} , O^- , F^- etc.) concentrations. The basic equations for the mathematical description of the temperature dependence of viscosity (η) and electrical conductivity (χ) are expressions (1) and (2), accordingly, proposed by J. Frenkel [18].

$$\eta = A \cdot e^{\frac{E_\eta}{RT}}, \quad (1)$$

$$\chi = B \cdot e^{-\frac{E_\chi}{RT}}, \quad (2)$$

where: T – the absolute temperature (K); A and B – constants; R – the universal gas constant (8.314 J/(mol K)); E_η and E_χ are the activation energies of viscosity and electrical conductivity (J/mol), accordingly.

Formulas (1) and (2) illustrate the exponential dependence of the reaction rate constant on temperature, as the fundamental Arrhenius equation describes. According to these fundamental principles, the logarithmic relationships of viscosity ($\ln(\eta)$) and electrical conductivity ($\ln(\chi)$) concerning temperature ($1/T$) are valid under the following conditions:

$$A, B, E_\eta, E_\chi \neq f(T). \quad (3)$$

The viscosity of most slag melts deviates from the Arrhenius equation, as its activation energy changes inversely proportional with temperature increasing [15, 19-21]. Such a change in activation energy with temperature permits slag melts to be classified as structurally heterogeneous liquids exhibiting various types of chemical bonds between ions. Similar to the viscosity of slag melts, the deviation from condition (3) is similarly maintained for the temperature ($1/T$) dependence of the logarithm of electrical conductivity. Determining the temperature ranges at which condition (3) for $\ln(\eta, \chi) = f(1/T)$ will be satisfied holds both theoretical and practical significance for exploring the composition-structure-properties relationship of slag melts. To model the specified temperature ranges for ESR slags of the $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO-SiO}_2\text{-MgO}$ system (Table 1), the relevant values of viscosity (Fig. 1) and electrical conductivity (Fig. 2) were involved based on the experimental data of [12].

Table 1 – Chemical composition of slags in calculation

Slag Number	Content of components, wt. %				
	CaF ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	SiO ₂
1	31	31	31	3	4
2	31.5	31	32	3	2.5
1	32	32	32	3	1
4	31	31	31	6	1
5	29	29	29	12	1

The adaptive segmented linear regression method [7] was applied for calculations of the linear sections of the temperature dependences $\ln(\eta) = f(1/T)$, $\ln(\chi) = f(1/T)$ based on the experimental data on viscosity and electrical conductivity (Figs. 1

and 2) of the investigated slags. The temperatures of structural transitions T_1 and T_2 (Fig. 3, 4, and Table 2) were calculated and plotted against the original data for viscosity and electrical conductivity in Figures 1 and 2, respectively.

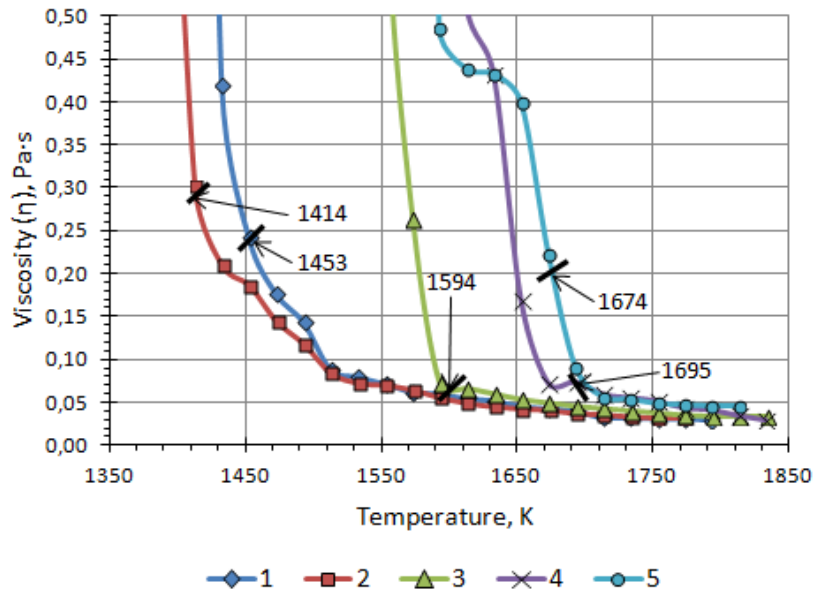


Figure 1 – Temperature dependence of slag viscosity (Table 1) [12]. Marks on the graphs are temperatures of structural transitions T_1 (Figs. 3, 4, and Table 2).

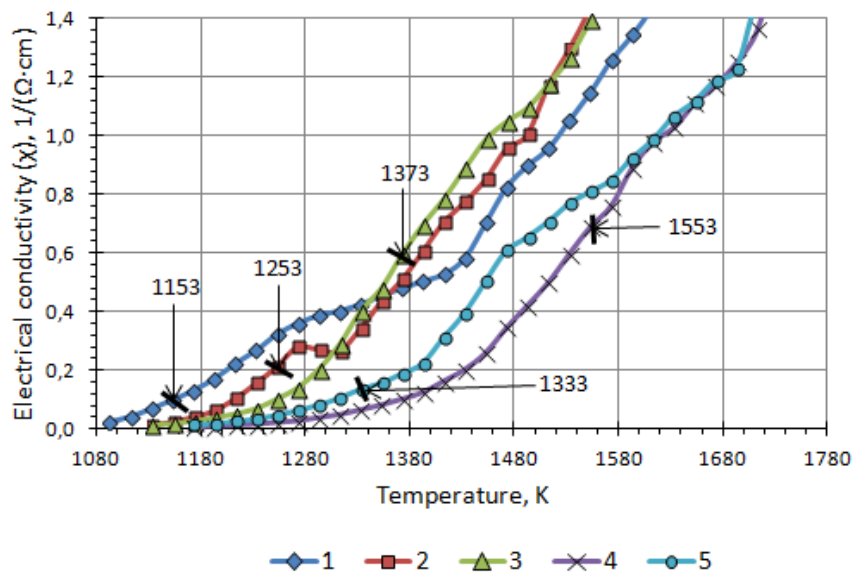


Figure 2 – Temperature dependence of slag electrical conductivity (Table 1) [12]. Marks on the graphs are temperatures of structural transitions T_2 (Figs. 3, 4, and Table 2).

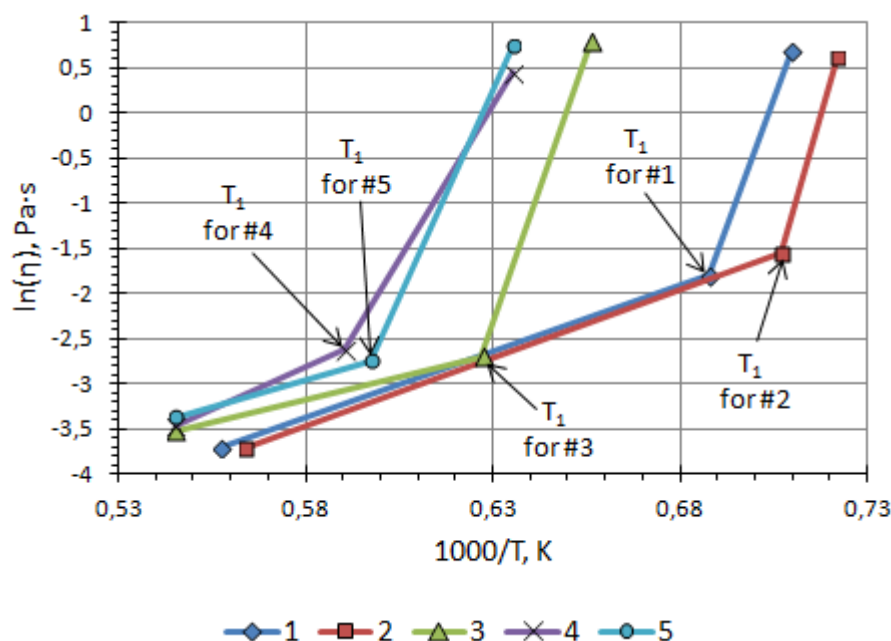


Figure 3 – Linear sections of temperature dependences of the logarithms of viscosity ($\ln(\eta)$) of slags (numbering according to Table 1).

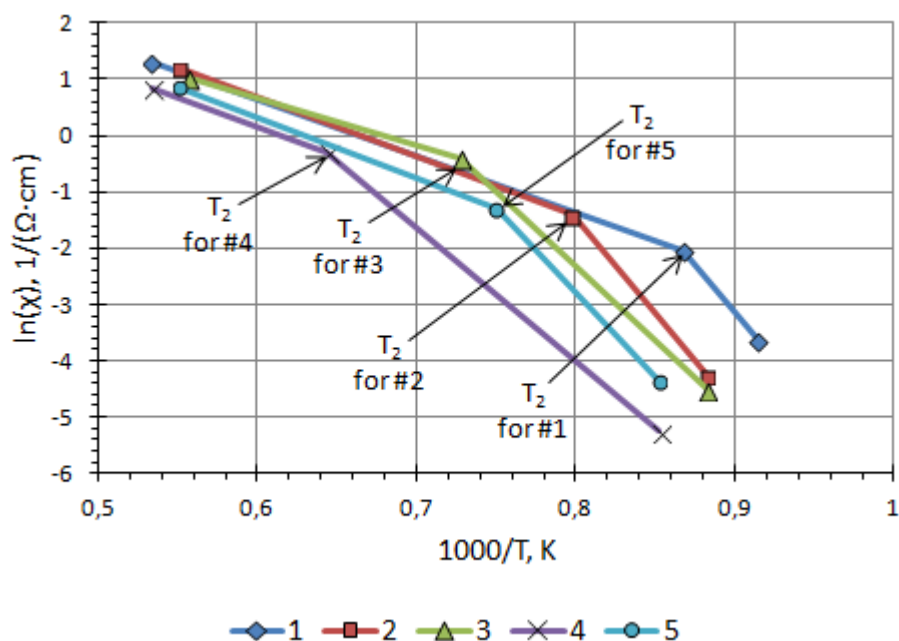


Figure 4 – Linear sections of temperature dependences of the logarithms of electrical conductivity ($\ln(\chi)$) of slags (numbering according to Table 1).

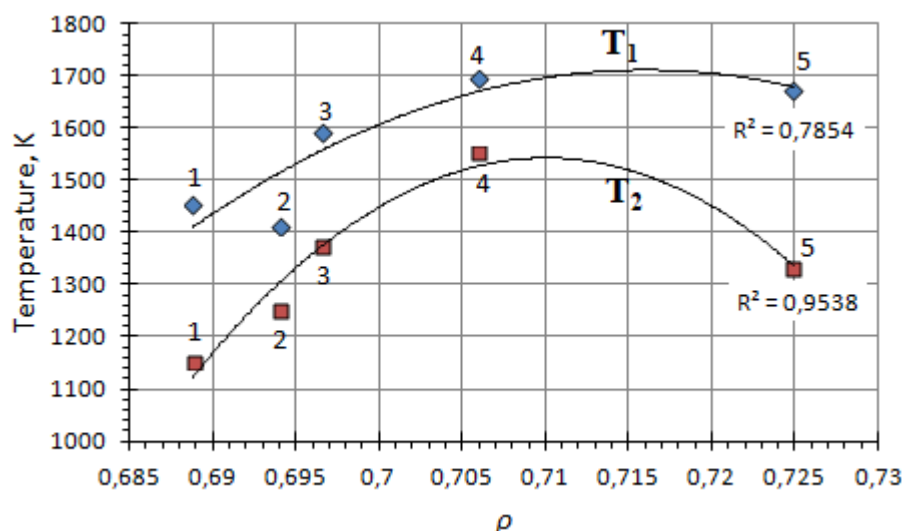
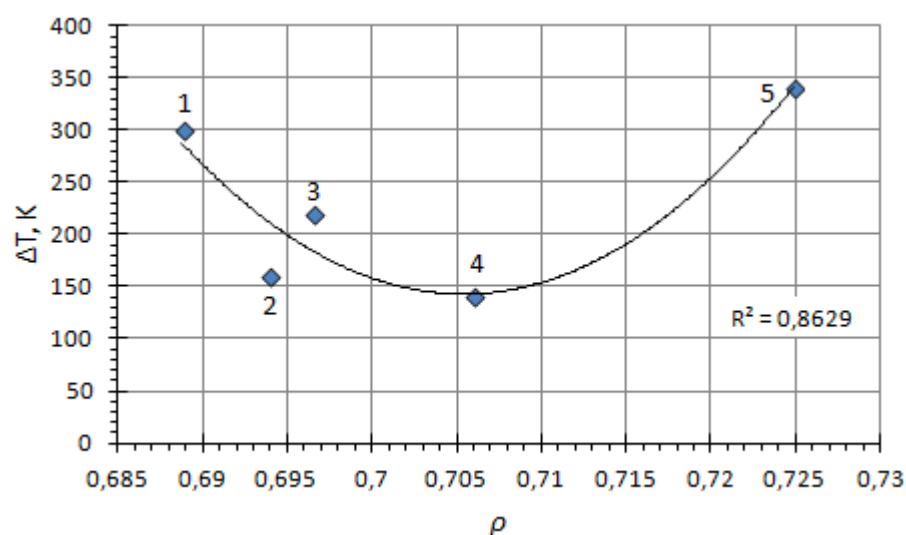
From the calculation results (Fig. 3 and 4) it is evident that $\ln(\eta, \chi) = f(1/T)$ dependencies have high-temperature and low-temperature linear sections with particular values of temperature intervals. The consistency of activation energies and structure are characteristic of these linear sections. The temperatures that are common to the high-temperature and low-temperature sections for both $\ln(\eta) = f(1/T)$ (designation T_1 in Fig. 3) and $\ln(\chi) = f(1/T)$ (designation T_2 in Fig. 4) have

theoretical and practical value. The corresponding values of T_1 and T_2 and the difference between them (ΔT) are presented in Table 2.

Figures 5 and 6 illustrate the graphical relationships of the values of T_1 , T_2 , and ΔT for the studied slags in relation to their chemical composition, represented by the parameter ρ - an indicator of the stoichiometry of a system, which means the ratio of cations (Ca^{2+} , Mg^{2+} , Si^{4+} , Al^{3+} , etc.) to anions (O^{2-} , S^{2-} , F^- , etc.) [22].

Table 2 – Temperatures T_1 and T_2 received by the adaptive segmented linear regression method from dependencies $\ln(\eta, \chi) = f(1/T)$

Slag Number	ρ	T_1 , K	T_2 , K	ΔT , K
1	0,688	1454	1153	301
2	0,694	1414	1253	161
3	0,697	1594	1373	221
4	0,706	1695	1553	142
5	0,725	1674	1333	341

Figure 5 – Dependence of temperatures T_1 and T_2 on the slag stoichiometry index – ρ . The numbers on the graphs correspond to the slags listed in Table 2.Figure 6 – Dependence of ΔT as the difference between T_1 and T_2 on the slag stoichiometry index - ρ . The numbers on the graphs correspond to the slags listed in Table 2.

It is shown that slag #1 (Tables 1, 2) has the lowest phase transition temperatures $T_1 = 1454$ K, $T_2 = 1153$ K and a wide range between them $\Delta T = 301$ K, making it a good candidate for ESR in view of the above-substantiated requirements specified above.

Thermodynamic calculations. Using the HSC Chemistry 9 software, the equilibrium compositions for the thermodynamic gas-slag-metal system were calculated during electroslag remelting of Cr11MoV steel (Table 3) under slags (Table 1) in an inert gas atmosphere (argon) and a temperature of 1873 K [12].

Table 3 – Chemical composition of steel Cr11MoV, which is accepted in calculations

Component	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Cu	Ni	S
Content, wt. %	0,15	0,5	0,7	11	0,7	0,3	0,3	0,3	0,025

It is accepted that the specific consumption of slag is 44 kg per ton of metal (ingot 4300 kg in weight). Thermodynamic calculations of the equilibrium content of the components of the gas-slag-metal system have shown that the content of

active components of the slag and metal phases is subject to significant changes (Table 4). They are redistributed between the phases (the initial values (before interaction) and final (after it) ones are shown in Figures 7-11).

Table 4 – Equilibrium content of the most active and variable components of the slag, gas, and metal phases at 1873 K.

Slag Number	Content of components, wt.%					
	Metal		Gas		Slag	
	Si	Al	CO	Mn	MnO	FeO
1	0,494	0,019	0,28	0,06	0,04	0,01
2	0,500	0,012	0,37	0,07	0,06	0,01
3	0,503	0,009	0,46	0,04	0,07	0,02
4	0,494	0,019	0,27	0,05	0,04	0,01
5	0,495	0,018	0,27	0,05	0,05	0,01

The formation of MnO and FeO oxides in the equilibrium composition indicates the slag's oxidising effect on the metal. A sign of this is also the

oxidation of aluminium, which is accompanied by an increase in the Al_2O_3 content in the slag (Fig. 7) and is minimal for slags #1 and #4.

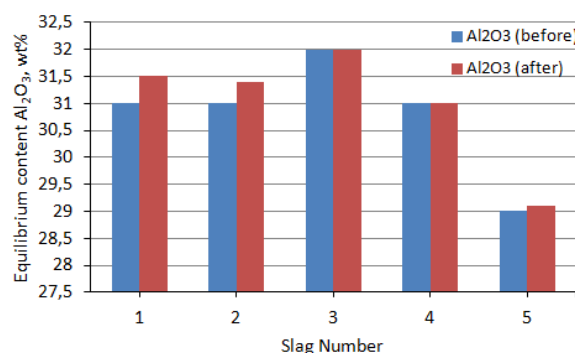


Figure 7 – Comparison of initial (before interaction between slag and metal) and final (after it) Al_2O_3 content.

The most remarkable oxidation of aluminium is associated with increased SiO_2 content (slags #2 and #3). Increased MgO content within the studied limits has almost no effect. A decrease in the CaO

content in the equilibrium composition occurs for all slags, which may be associated with calcium sulfide formation, promoting metal desulfurization (Fig. 8).

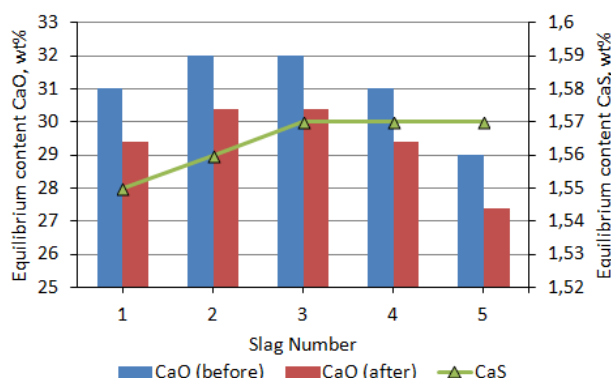


Figure 8 – Change in the content of CaO and CaS in the slag phase.

The highest amount of CaS compound (1.57 wt.%) is shown for systems with slags #1, #4, and #5, which indicates that the increase in magnesium content from 3 to 12 wt.% does not affect the

formation of sulfides. The desulfurization capacity of the slag decreases with an increase in the silica content from 1 to 4 wt.%.

Insignificant evaporation of magnesium and decreased MgO content in the slag are also predicted (Fig. 9).

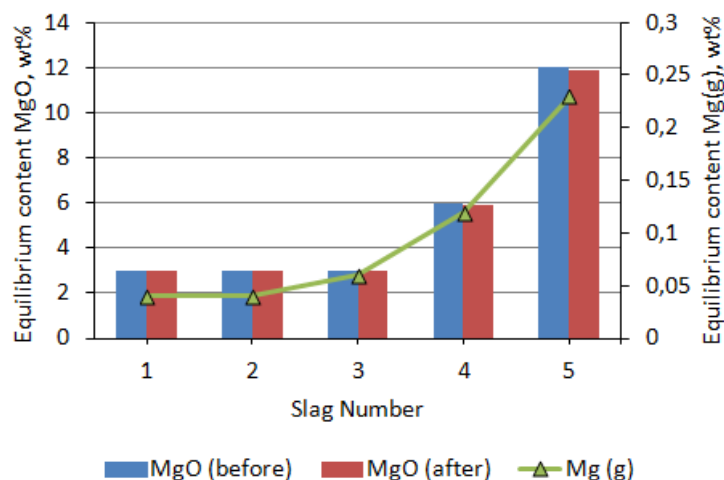


Figure 9 – Change in MgO content in slag and Mg vapor content in the gas phase.

It should be noted that increasing the SiO₂ content to 4 wt.% with a constant MgO content (3 wt.%) reduces its evaporation to the gas phase (the lowest value is 0.04 wt.% for slag #3). The

formation of CaF₂ vapors in the gas phase is also predicted, which naturally decreases with the lowering of its content in the slags (Fig. 10).

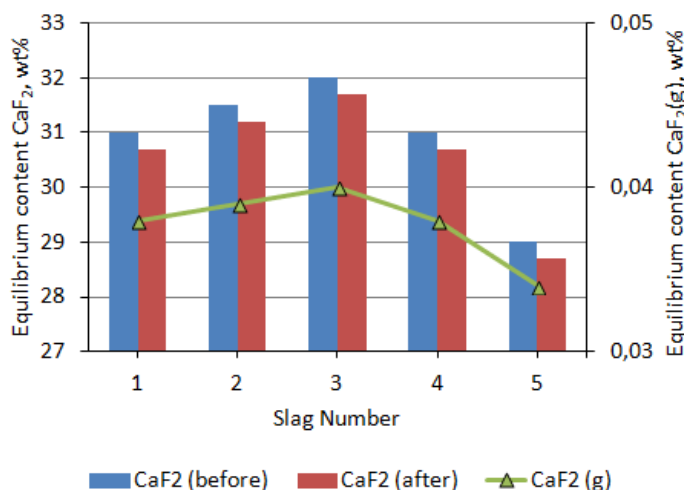


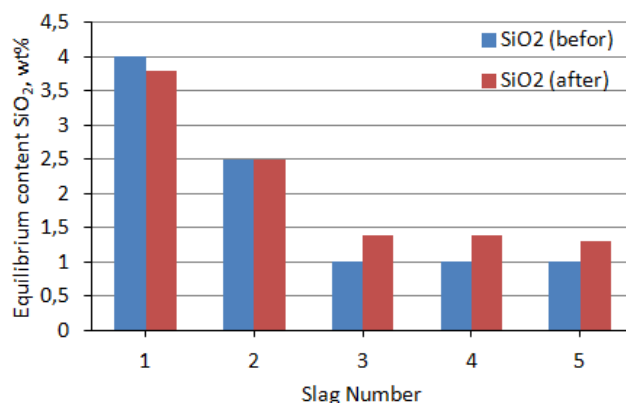
Figure 10 - Change in CaF₂ content and its evaporation.

The use of all slag compositions with 1 wt.% SiO₂ demonstrated negligible oxidation of silicon from the metal composition. With a slag content of 2.5 wt.% SiO₂, the silicon content in the metal and silicon oxide in the slag remain nearly at the initial level (Fig. 11). With a content of 4 wt.% SiO₂, there is an insignificant reduction of silicon in the metal observed.

The equilibrium chromium content in steel has remained almost unchanged, and the amount of chromium oxide in the slag phase is insignificant. The highest value of 3.4 to 3.7×10^{-5} wt.% is predicted for slag #3, while the minimum is for slags #1 and #5 (4 to 8×10^{-6} wt.% and 5 to 7×10^{-6} wt.%, respectively). Thermodynamic calculations have demonstrated the fundamental feasibility of using all the studied slags from the

CaF₂-Al₂O₃-CaO-SiO₂-MgO system for remelting Cr11MoV steel while maintaining the original composition within acceptable limits.

The results were validated by the pilot industrial test at Dniprospeetsstal [23] involving the electroslag remelting of ingots (565×565 mm, 4300 kg) made from high-alloy steel Cr11MoV, which also demonstrated full compliance with standard requirements. In comparison to the slag ANF-6 (70 % CaF₂, 30 % Al₂O₃) utilized at Dniprospeetsstal, there was a reduction in metal contamination with oxide ribbon non-metallic inclusions by 0.5 points, an increase in relative elongation by 12.5 %, and a decrease in energy consumption by 17 % resulting from the lower electrical conductivity of the proposed slag.

Figure 11 – Change in SiO₂ content in the slag phase

By employing a new method to evaluate the structure of slag melts, the composition of slag #1 is marked as exhibiting low structural transition temperatures (based on the viscosity and electrical conductivity temperature curves) alongside a broad interval between the phase transformation points. This slag is promising for ESR with a short-collar mold, where the long-term presence of liquid slag with an unaltered structure is crucial for achieving a smooth ingot surface. The researched slags of the CaF₂-Al₂O₃-CaO-SiO₂-MgO system are recommended as a replacement for ANF-6 slag in the electroslag remelting of high-alloy steels to enhance energy efficiency and reduce costs, owing to the twofold lower content of calcium fluoride.

Conclusions

A new approach for estimating the temperatures of structural state changes in slag melts based on approximating the adaptive segmented linear regression of $\ln(\eta, \chi) = f(1/T)$ dependencies and modelling linear segments (temperature intervals) in which the activation energies of viscosity (E_η) and electrical conductivity (E_χ) are unrelated of temperature was applied.

The temperatures of the structural state changes (T_1 and T_2), along with the interval between them (ΔT), were determined based on experimental data

on the viscosity and electrical conductivity of ESR slags from the CaF₂-CaO-Al₂O₃ system, which contains SiO₂ (1; 2.5; 4 wt.%) and MgO (3; 6; 12 wt.%).

The relationships between structural changes and the composition of the studied slags were identified using the stoichiometry indicator ρ (the ratio of cations (Ca²⁺, Mg²⁺, Si⁴⁺, Al³⁺, etc.) to anions (O²⁻, S²⁻, F⁻, etc.)), which describes the dependencies of T_1 , T_2 , and ΔT values on the chemical composition of slags, with determination coefficients of 0.78, 0.95, and 0.86, respectively.

The slag containing (wt.%) CaF₂– 31, Al₂O₃– 31, CaO– 31, SiO₂–4, MgO–3 is promising to facilitate the smooth ingot surface formation in short-collar mold ESR, due to providing the suitably low values of phase transition temperatures $T_1 = 1454$ K, $T_2 = 1153$ K, and the wide range between them $\Delta T = 301$ K.

Thermodynamic calculation shows that additions of SiO₂ affect the properties of studied slags much more than MgO. Increasing SiO₂ from 1 to 4 wt.% in the studied system results in metal component oxidation, diminishes MgO evaporation from slags, and reduces their desulphurization ability.

References

1. Medovar, L. B., Stovpchenko, A. P., Lisova, L. A., Dzhyanh, Dzh. (2012). Sovremennue trebovaniya k protsessam y shlakam elektroshlakovoho pereplava. *Metallurhicheskaia i hornorudnaia promushlennost*, (7), 297–301
2. Medovar, B. Y. et al. (1988) *Elektroshlakovaia tyhelnaia plavka i razlyvka metalla* [Paton B. E. (Ed.)]. Naukova Dumka
3. Stovpchenko, G. P., Lisova, L. O., Goncharov, I. O., & Gusiev, I. V. (2018). Physico-chemical properties of the ESR slags system CaF₂-Al₂O₃-(MgO, TiO₂). *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 89 (2), 64-72. <https://doi.org/10.5604/01.3001.0012.7110>
4. Guo, C., Shang, S., Du, Z., Jablonski, P. D., Gao, M. C., & Liu, Z.-K. (2015). Thermodynamic modeling of the CaO–CaF₂–Al₂O₃ system aided by first-principles calculations. *Calphad*, 48, 113-122. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2014.12.002>
5. Ju, J., Gu, Y., Zhang, Q., & He, K. (2023). Effect of CaF₂ and CaO/Al₂O₃ ratio on evaporation and melting characteristics of low-fluoride CaF₂-CaO-Al₂O₃-MgO-TiO₂ slag for electroslag remelting. *Ironmaking & Steelmaking*, 50(1), 13-20. <https://doi.org/10.1080/03019233.2022.2079938>

6. Hou, D., Pan, P., Wang, D., Hu, S., Wang, H., & Zhang, G. (2021). Study on the Melting Temperature of CaF_2 - CaO - MgO - Al_2O_3 - TiO_2 Slag under the Condition of a Fixed Ratio of Titanium and Aluminum in the Steel during the Electroslag Remelting Process. *Materials*, 14, 6047. <https://doi.org/10.3390/ma14206047>
7. Togobytska, N., Stepanenko, D., & Möhs, C. (2023). Adaptive segmented regression for the modeling of temperature-dependent material properties. *22nd ECMI Conference on Industrial and Applied Mathematics*. 23-30 June 2023 – Wrocław, Poland, 327. <https://ecmi2023.org/book-of-abstracts>
8. Kwack, T., Um, H., & Chung, Y. (2023). Activation Energy of Alumina Dissolution in FeO-Bearing Slags. *Metals*, 13, 1702. <https://doi.org/10.3390/met13101702>
9. Yang, D., Zhou, H., Wang, J., et al. (2021). Influence of TiO_2 on viscosity, phase composition and structure of chromium-containing high-titanium blast furnace slag. *Journal of Materials Research and Technology*, 12, 1615-1622. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.03.069>
10. Li, T., Sun, C., Song, S., & Wang, Q. (2019). Influences of Al_2O_3 and TiO_2 Content on Viscosity and Structure of CaO -8% MgO - Al_2O_3 - SiO_2 - TiO_2 -5% FeO Blast Furnace Primary Slag. *Metals*, 9, 743. <https://doi.org/10.3390/met9070743>
11. Sajid, M., Bai, C., Aamir, M., et al. (2019). Understanding the Structure and Structural Effects on the Properties of Blast Furnace Slag (BFS), *ISIJ International*, 59(7), 1153-1166. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2018-453>
12. Lisova, L. O., Stovpchenko, G. P., Goncharov, I. O. et al. (2020). Thermodynamics of interaction and physical properties of 30 CaF_2 /30 CaO /30 Al_2O_3 system slags with addition of SiO_2 and MgO in different ratios in electroslag remelting. *Suchasna elektrometalurgiya*, 1, 8-13. <https://doi.org/10.37434/sem2020.01.01>
13. Min, D. J., & Tsukihashi, F. (2017). Recent advances in understanding physical properties of metallurgical slags. *Met. Mater. Int.* 23, 1–19. <https://doi.org/10.1007/s12540-017-6750-5>
14. Stepanenko, D. A., Volkova, O., Heller, H. P. et al. (2017). Selecting optimal slag conditions in the blast furnace. *Steel Transl.*, 47, 610–613. <https://doi.org/10.3103/S0967091217090133>
15. Stepanenko D. (2023). Calculation of activation energy of viscosity for evaluation of metallurgical slag melts structure. *Lithuanian Journal of Physics*, 63(1), 40-45. <https://doi.org/10.3952/physics.2023.63.1.6>
16. Stovpchenko, G., Togobitskaya, D., Lisova, L., Stepanenko, D., & Medovar, L. (2022). Predictive models for molten slags viscosity and electrical conductivity based on directed chemical bonds concept. *Ironmak. Steelmak.*, 49(6), 572–580. <https://doi.org/10.1080/03019233.2022.2026043>
17. Zhang, L., Jiang, K., Xie, F., & Lu, D. (2023). Relation between Viscosity and Conductivity of CaO - MgO - FeO - Al_2O_3 - SiO_2 System for Copper Smelting Slags. *Metals*, 13, 786. <https://doi.org/10.3390/met13040786>
18. Frenkel, Ya. Y. (1975). *Kynetycheskaia teoriia zhydkostei*. Nauka
19. Sukenaga, S., Gueguen, Y., Celarie, F., et al. (2024). Effect of calcium and potassium oxide addition on the viscosity and fragility of a calcium aluminosilicate melt. *Journal of the American Ceramic Society*, 107(6), 3822-3836. <https://doi.org/10.1111/jace.19722>
20. Hunt, A. G. (2000). Fragility of liquids using percolation-based transport theories: Correlation between limiting slope of the viscosity and non-exponentiality of relaxation. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 274(1–3), 93-101. [https://doi.org/10.1016/S0022-3093\(00\)00206-4](https://doi.org/10.1016/S0022-3093(00)00206-4)
21. Nascimento, M. L. F., & Aparicio, C. (2007). Viscosity of strong and fragile glass-forming liquids investigated by means of principal component analysis. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 68(1), 104-110. <https://doi.org/10.1016/j.jpcs.2006.09.013>
22. Prykhodko, E. V., Tohobytskaia, D. N., Khamkhotko, A. F., & Stepanenko, D. A. (2013). *Prohnozyrovanyie fizyko-khymycheskykh svoistv oksydnih system*. Porohy
23. Stovpchenko, H. P., Davydchenko, S. V., Lisova, L. O., Husiev, Ya. V., & Medovar, L. B. (2020). Doslidzhennia tekhnolohichnosti ta efektyvnosti novoho sh laku dlia elektroshlakovoho pereplavu. *Suchasna elektrometalurhiia*, (3), 11-17. <https://doi.org/10.37434/sem2020.03.01>

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 28.08.2023

Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.11.2023

ЗМІСТ

ВЕЛИЧКО О.Г., СУХИЙ К.М., ДЖОШУА Я.

ВІБРАЦІЙНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТА ДИНАМІЧНИЙ КОНТРОЛЬ ВАКУУМНОЇ ОБРОБКИ.....5

ГРЕК О. С., ВЕЛИЧКО К.О.

ІНДУКЦІЙНА ПІЧ - УНІВЕРСАЛЬНИЙ МЕТАЛУРГІЙНИЙ АГРЕГАТ ДЛЯ ТВЕРДОФАЗНОГО ВІДНОВЛЕННЯ ТА ПЛАВЛЕННЯ СТАЛІ І ВИСОКО ВУГЛЕЦЕВОГО ФЕРОМАРГАНЦЮ13

ГОЛУБ І. В., БІЛА О.В, НОСКО О.А., КОВЗІК А.М.

ДОСЛІДЖЕННЯ ПОВЕДІНКИ АЗОТУ ПРИ ОБРОБЦІ МЕТАЛУ22

ЗАСЕЛЬСЬКИЙ В. Й., ПОПОЛОВ Д. В.

МАТЕМАТИЧНА МОДЕЛЬ РУХУ СІЯЧОЇ ПОВЕРХНІ ГРОХОТУ В УМОВАХ ЇЇ УДАРНО-ВІБРАЦІЙНОЇ ДІЇ.....31

БАЛАКІН В. Ф., СТАСЕВСЬКИЙ С. Л., УГРЮМОВ Ю. Д., БАЛАХАНОВА Т. В., УГРЮМОВ Д. Ю.

МЕТАЛОЗБЕРІГАЮЧА ТЕХНОЛОГІЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ТОВСТОСТІННИХ ТРУБ З БЕЗПЕРЕРВНОЛИТОЇ ЗАГОТОВКИ НА ПІЛІГРИМОВОМУ СТАНІ40

КОЛБІН М.О. ІГНАТЬЄВ В.С., ГОЛОВАЧОВ А. М. ЯРОШЕНКО Я. О., ЛОСЕВ Р.Р.

ТЕРМОДИНАМІЧНИЙ АНАЛІЗ МАГНІЄТЕРМІЇ В РОЗПЛАВІ СОЛЕЙ ПРИ ВИРОБНІЦТВІ ТИТАНУ47

СОБОЛЕНКО М.О., РОМАНОВА Н.С.

КІНЕТИКА РОЗПАДУ АУСТЕНІТУ ПРИ БЕЗПЕРЕРВНОМУ ОХОЛОДЖЕННІ НЕДЕФОРМОВАНОЇ БОРВМІСНОЇ СТАЛІ 30Г1Р51

СТЕПАНЕНКО Д.О, СТОВПЧЕНКО Г.П., ДОГОБИЦЬКА Д.М., ЛІСОВА Л.О.

ОЦІНКА СТРУКТУРНОГО СТАНУ ФТОРИСТО-ОКСИДНИХ РОЗПЛАВІВ ДЛЯ ВИБОРУ РАЦІОНАЛЬНОГО СКЛАДУ ПРИ ЇХ ВЗАЄМОДІЇ ЗІ СТАЛЮ В ПРОЦЕСІ ЕШП.....57

ЗМІСТ66

CONTENT67

CONTENT

VELYCHKO O.G., SUKHYY K.M., JIANG ZHOUHUA

VIBRATION CHARACTERISTICS AND DYNAMIC CONTROL OF VACUUM TREATMENT 5

GREK O.S., VELYCHKO K.O.

INDUCTION FURNACE - A UNIVERSAL METALLURGICAL UNIT FOR SOLID-PHASE REDUCTION AND MELTING OF STEEL AND HIGH-CARBON
 FERROMANGANESE 13

HOLUB I.V. , BILA O.V., NOSKO O.A., KOVZIK A.M.

STUDY OF NITROGEN BEHAVIOR DURING METAL PROCESSING 22

ZASELSKYI V.Y., POPOLOV D.V.

A MATHEMATICAL MODEL OF THE MOTION OF THE SCREENING SURFACE UNDER THE CONDITIONS OF ITS IMPACT VIBRATION ACTION 31

BALAKIN V.F., STASEVSKY S.L., UGRYUMOV Yu.D., BALAKHANOVA T.V., UGRYUMOV D.Yu.

METAL-SAVING TECHNOLOGY FOR MANUFACTURING THICK-WALLED PIPES FROM CONTINUOUSLY CAST BILLETS ON A PILGRIM MILL 40

KOLBIN M.O., IHNATIEV V.S., HOLOVACHOV A.M., YAROSHENKO Ya.O., LOSEV R.R.

THERMODYNAMIC ANALYSIS OF MAGNESIOTHERMY IN A SALT MELT DURING TITANIUM PRODUCTION 47

SOBOLENKO M.O., ROMANOVA N.S.

KINETICS OF AUSTENITE DECAY DURING CONTINUOUS COOLING OF UNDEFORMED BORON-CONTAINING STEEL 30G1R 51

STEPANENKO D.O., STOVPCHENKO G.P., TOGOBITSKAYA D.M., LISOVA L.O.

EVALUATING THE STRUCTURAL STATE OF FLUORIDE-OXIDE MELTS AND THEIR INTERACTIONS WITH STEEL
 TO SENSIBLE SELECTION OF ESR SLAG 57

3MICT 66

CONTENT 67

ТЕОРІЯ І ПРАКТИКА МЕТАЛУРГІЇ

науково-виробничий журнал

Засновники: Український державний університет науки і технологій
Відділення матеріалознавства і металургії
Академії інженерних наук України

Видавець: Український державний університет науки і технологій
Головний редактор проф. Проїдак Ю.С.
Зам. головного редактора д.т.н., проф. Камкіна Л.В.

Комп'ютерна верстка- Безшкурєнко О.Г.

Адреса і місцезнаходження видавця:
Український державний університет науки і технологій,
вул. Лазаряна, 2, м. Дніпро, 49010, Україна.
Тел.: +38-056-373-15-44, **Email:** office@ust.edu.ua

Сайт наукового видання: <https://tpm.ust.edu.ua/>

Підписано до друку 21.11.2023 року.
Формат 60x84 1/8. Тираж 100 примірників.

THEORY AND PRACTICE OF METALLURGY

Scientific and Production Journal

Founders: Ukrainian State University of Science and Technologies
Department of Materials Science and Metallurgy
of the Academy of Engineering Sciences of Ukraine

Publisher: Ukrainian State University of Science and Technologies
Editor-in-Chief prof. Proidak Yu.
Honorable Editor Ph.D., prof. Kamkina L.

Page layout by O.H. Bezhkurenko

Publisher's address and location:
Lazariana Str., 2, Dnipro, 49010, Ukraine
Phone: +38-056-373-15-44, **Email:** office@ust.edu.ua

Journal website: <https://tpm.ust.edu.ua/>

Signed for printing 21/11/2023.
Format 60x84 1/8. Edition of 100 copies.