

ISSN 1028-2335

№2
(147)
2025

ТЕОРІЯ І ПРАКТИКА МЕТАЛУРГІЇ

THEORY AND PRACTICE OF METALLURGY



ТЕОРІЯ І ПРАКТИКА МЕТАЛУРГІЇ

№2
(147)
2025

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
2025

THEORY AND PRACTICE OF METALLURGY

No. 2
(147)
2025

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
2025

УДК 669:620.2:621

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 – Пройдак Ю.С., д.т.н., проф., Український державний університет науки і технологій, Україна

Заступник головного редактора – Камкіна Л.В., д.т.н., проф., Український державний університет науки і технологій, Україна

Баюл К.В., д.т.н., проф., Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, Україна

Білодіденко С.В., д.т.н., проф., Український державний університет науки і технологій, Україна

Єрємін О.О., д.т.н., проф., Український державний університет науки і технологій, Україна

Зайчук О.В., д.т.н., проф., Український державний університет науки і технологій, Україна

Засельський В.Й., д.т.н., проф., Державний університет економіки і технологій, Україна

Малий Є.І., д.т.н., проф., Український державний університет науки і технологій, Україна

Сухий К.М., чл.-кор. НАН України, д.т.н., проф., Український державний університет науки і технологій, Україна

Сігарьов Є.М., д.т.н., проф., Дніпровський державний технічний університет, Україна

ZhouHua J., Doctor of Technical Sciences, Professor, School of Metallurgy, Northeastern University, Liaoning, China

Karbowniczek M., Professor, Dept. of Metal Engineering and Industrial Computer Science, AGH University of Science & Technology, Krakow, Poland

Gasik M.M., Doctor of Technical Sciences, Professor, Aalto University Foundation, Espoo, Finland

Sladkovskiy A.V., Doctor of Technical Sciences, Professor, Poland

Stovpchenko G.P., Doctor of Technical Sciences, Professor, Tianjin Heavy Industry research and Development Co, Ltd, Tianjin, China

Medovar L.B., Doctor of Technical Sciences, Professor, Tianjin Heavy Industry research and Development Co, Ltd, Tianjin, China

Lezhnev S.N., Doctor of Technical Sciences, Professor, Rudny Industrial Institute, Rudny, Kazakhstan

Volkova O., Technische Universität Bergakademie Freiberg, Freiberg, Germany

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 укладати 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.

UDC 669:620.2:621

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

EDITORIAL BOARD

Editor in Chief – Proidak Yu.S., D. Sc. (Tech.), Professor, Ukrainian State University of Science and Technologies, Ukraine

Deputy Editor-in-Chief – Kamkina L.V., D. Sc. (Tech.), Professor, Ukrainian State University of Science and Technologies, Ukraine

Baiul K.V., D. Sc. (Tech.), Professor, Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Sciences of Ukraine, Ukraine

Bilodidenko S.V., D. Sc. (Tech.), Professor, Ukrainian State University of Science and Technologies, Ukraine

Yeromin O.O., D. Sc. (Tech.), Professor, Ukrainian State University of Science and Technologies, Ukraine

Zaichuk O.V., D. Sc. (Tech.), Professor, Ukrainian State University of Science and Technologies, Ukraine

Zaselskyi V.Y., D. Sc. (Tech.), Professor, State University of Economics and Technologies, Ukraine

Malyi E.I., D. Sc. (Tech.), Professor, Ukrainian State University of Science and Technologies, Ukraine

Sukhyi K.M., Corresponding Member of the National Academy of Sciences of Ukraine, D. Sc. (Tech.), Professor, Ukrainian State University of Science and Technologies, Ukraine

Siharov Ye.M., D. Sc. (Tech.), Professor, Dniprovskiy State Technical University, Ukraine

ZhouHua J., Doctor of Technical Sciences, Professor, School of Metallurgy, Northeastern University, Liaoning, China

Karbowniczek M., Professor, Dept. of Metal Engineering and Industrial Computer Science, AGH University of Science & Technology, Krakow, Poland

Gasik M.M., Doctor of Technical Sciences, Professor, Aalto University Foundation, Espoo, Finland

Sladkovskiy A.V., Doctor of Technical Sciences, Professor, Poland

Stovpchenko G.P., Doctor of Technical Sciences, Professor, Tianjin Heavy Industry research and Development Co, Ltd, Tianjin, China

Medovar L.B., Doctor of Technical Sciences, Professor, Tianjin Heavy Industry research and Development Co, Ltd, Tianjin, China

Lezhnev S.N., Doctor of Technical Sciences, Professor, Rudny Industrial Institute, Rudny, Kazakhstan

Volkova O., Technische Universität Bergakademie Freiberg, Freiberg, Germany

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.

*Semiriahin S.V., Smirnov O.M., Skorobahatko Yu.P., Semenko A.Yu.***Production of chromium concentrate from press-filtration residue by means of heat treatment***Семірягін С.В., Смірнов О.М., Скоробагатко Ю.П., Семенко А.Ю.***Одержання концентрату хрому з прес-фільтраційного залишку за допомогою термічної обробки**

Abstract. The production of leather goods is an important industry that generates significant amounts of waste, including solid residues containing chromium compounds. Solid residues of leather production containing chromium are a valuable source for the production of chromium alloys, in particular chromium-based alloys used in metallurgy, as well as in various industries to create stainless steels and corrosion-resistant materials. The goal is to integrate the process of industrial waste recycling into production, which will reduce not only the environmental footprint but also create materials with high technological properties for further use in various industries. The methodology for producing chromium alloys from the solid residue of leather goods production is a complex and multi-stage process that includes preparation, heat treatment, chromium recovery, alloy manufacturing, and waste disposal. This approach not only reduces the environmental footprint, but also allows for the efficient use of secondary resources to produce high-quality metals and alloys. As a result of such production, significant environmental and economic benefits can be achieved, which will not only reduce costs but also ensure sustainable industrial development with minimal environmental impact. The scientific novelty of this methodology is the integration of modern technologies for processing leather waste to produce high-quality metal alloys that meet the requirements of modern industrial development. The practical significance of this method for the production of chromium alloys from the solid residue of leather products production is to save natural resources, improve the environmental situation, increase economic efficiency and promote sustainable development of both the metallurgical and leather industries. This allows us to make a significant contribution to sustainable economic growth with minimal environmental impact.

Key words: filter cake, heat treatment, diffractography, chromium oxide, halite.

Анотація. Виробництво шкіряних виробів є важливою галуззю промисловості, що супроводжується утворенням значних обсягів відходів, зокрема твердої фракції, яка включає залишки, що містять хромові сполуки. Тверді залишки виробництва шкіри, що містять хром, є цінним джерелом для одержання хромових сплавів, зокрема сплавів на основі хрому, які використовуються в металургії, а також в різних галузях для створення нержавіючих сталей та корозійностійких матеріалів. Мета роботи полягає в інтеграції процесу переробки промислових відходів у виробництво, що дозволить знизити не тільки екологічний слід, а також одночасно створювати матеріали з високими технологічними властивостями для подальшого використання в різних галузях. Методика виробництва сплавів хрому з твердого залишку виробництва шкіряних виробів є складним і багатоступеневим процесом, що включає підготовку, термічну обробку, відновлення хрому, виготовлення сплавів та утилізацію відходів. В результаті такого підходу можна не лише зменшити екологічне навантаження на навколишнє середовище, а й ефективно використовувати вторинні ресурси для виробництва високоякісних металів і сплавів. В результаті такого виробництва можна досягнути значних екологічних та економічних переваг, що дозволить не лише знижувати витрати, а й забезпечувати сталий розвиток промисловості з мінімальним впливом на навколишнє середовище. Наукова новизна даної методики полягає в інтеграції сучасних технологій переробки шкіряних відходів для виробництва високоякісних металевих сплавів, що відповідають вимогам сучасного розвитку промисловості. Практична значущість даного методу виробництва сплавів хрому з твердого залишку виробництва шкіряних виробів полягає в економії природних ресурсів, покращенні екологічної ситуації, підвищенні економічної ефективності та сприянні сталому розвитку як металургійної, так і шкіряної промисловості. Це дозволяє зробити значний внесок у забезпечення сталого економічного росту з мінімальним впливом на довкілля.

Ключові слова: фільтрокек, термічна обробка, дифрактографія, оксид хрому, галіт.

Introduction. Chromium is an important metal used to make alloys that have high corrosion resistance, strength and heat resistance. The most common applications for chromium alloys are in the steel, chemical, automotive and aerospace industries. Since chromium is a scarce metal, the production of chromium alloys containing waste from other industries,

such as leather goods, is becoming a promising area in metallurgy. Recycling of leather waste, especially those containing chromium, is an important issue for the leather industry, as improper waste management can lead to serious environmental pollution. Waste from leather production includes leather residues, trimmings, leather scraps, as well as waste containing

© Semiriahin S.V. – Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
Smirnov O.M. – Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
Skorobahatko Yu.P. – Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
Semenko A.Yu. – Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine



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

chromium compounds (as part of the tanning process), which can be toxic. Therefore, the development and implementation of efficient recycling methods is not only economically important, but also environmentally necessary.

Literature review and problem statement. The problem of utilization of chromium-containing leather goods production waste is one of the most pressing in the world. Taking into account the toxicity of chromium compounds and their ability to accumulate in ecosystems, it is necessary to develop effective and economically feasible methods for processing such waste [1], [2]. The main problems include the imperfection of existing technologies, environmental risks, economic constraints, and the need to develop innovative technologies.

The production of chromium alloys from solid tannery waste is based on the utilization of chromium components contained in tannery waste, such as chrome-plated leather trimmings or sludge from incineration. The main stages of the process include: tanning of leather waste, which involves fixing the protein structure of collagen to prevent decay and provide strength and elasticity, and obtaining filter cake after tanning, which is a dense precipitate consisting mainly of insoluble chromium complexes associated with organic residues. This precipitate can accumulate in sludge or be present as residues on the processed materials. Filter cake is characterized by a high content of Cr(III) in the form of oxides or coordination compounds, which makes it a potential raw material for further chromium recovery in production. To isolate filter cake from leather waste, mechanical methods (filtration or centrifugation) are used to separate the dense precipitate from the liquid phase containing dissolved chromium compounds. The resulting precipitate (filter cake) can be subjected to additional heat treatment (e.g., drying) to remove residual moisture and reduce organic impurities. This improves the quality of the filter cake, which contains a high percentage of Cr(III) in the form of oxides. Pure filter cake can serve as a valuable raw material for further chromium recovery, for example, it can be used to produce high-carbon ferrochromium alloys or as a component for the manufacture of other chemicals used in the tanning of new raw materials. Data on similar technologies for extracting chromium from leather waste confirm the effectiveness of thermal and chemical methods for producing filter cake [3]. Thus, the process of producing filter cake includes the preparation of waste after tanning, separation of dense precipitate and its further processing to obtain a product that can be effectively used for chromium processing and alloy production.

Objective. To obtain a powder, which is considered to be a chromium concentrate (yield by weight 15-18%), from press-filtration residue (filter cake) by means of heat treatment.

Methods. To evaluate the effectiveness of the developed technological process in terms of the yield of 8% chromium oxide by weight after firing and obtaining chromium concentrate in the form of a finely dispersed powder by heat treatment.

Results. The production of chromium alloys from the solid residue of leather goods production is an important component of environmentally friendly and efficient waste management in modern metallurgy. The residues generated during leather processing, particularly after tanning, contain a significant amount of chromium in the form of various chromium compounds that require processing to reduce their toxicity and efficient use in industrial production. Recycling this waste to make chromium alloys not only reduces the negative impact on the environment, but also creates additional economic opportunities, as the resulting chromium compounds can be used in metallurgy, including for the production of stainless steel.

The first stage of processing involves the collection and preparation of solid waste containing chromium, such as solid tannery residues containing tanning agent residues, as well as liquid waste with chromium salts. In this study, the press-filtration residue (filter cake) of the water purification process of the tanning cycle was selected as the basic raw material containing chromium (Fig. 1). Due to the use of the basic chromium sulfate crystalhydrate compound $\text{Cr}_2(\text{SO}_4)_3 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ ($n = 3, 6, 9, 12, 14, 15, 17, 18$) in the solution, the filtrate has a sufficiently high concentration of chromium. Table 1 shows the chemical composition (on a dry weight basis), and Table 2 shows the results of the calorific value of the filter cake.



Fig. 1. Press-filter residue from the water treatment of the leather tanning process.

Table 1 - Chemical composition of press filter cake (filter cake).

Na ₂ O	MgO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	P ₂ O ₅	SO ₂	CaO	Cr ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	LE*
0.6-1.0	0.5-0.8	0.5-0.9	0.4-0.8	0.1-0.4	1.4-1.8	2.8-5.0	9-36	1.5-2.0	55-85

*The LE designation indicates the content of organic compounds and substances.

The total humidity of the filter cake is 25-30%.

Due to the presence of organic substances (animal fat residues, epithelium, tissues, etc.), filter cake has calorific properties that should be taken into account in the overall heat balance of thermal firing processes.

The data on the calorific value of filter cake are given in Table 2 (the studies were conducted using a calorimetric bomb).

Table 2 - Results of the study of the calorific value of the cake.

Name of the characteristic	Meaning	
Heat of combustion	MJ/kg	kcal/kg
Higher calorific value of the analytical sample	2.21	527
Higher calorific value in dry condition	2.53	605
Lower calorific value of the analytical sample	1.27	302
Lower calorific value in dry condition	1.82	434

At the first stage of the process firing, the filter cake solid waste is cleaned of contaminants and foreign materials, and then crushed to a fine state, which increases the efficiency of further processing stages. Mechanical methods, such as grinding or fractionation, can be used to prepare the material for the next thermal processing process.

Rotary kilns are one of the key types of equipment for the heat treatment of solid tannery residues containing chromium compounds, which ensure efficient burning, conversion of chromium into a form suitable for metallurgical processing (Cr₂O₃) and removal of organic impurities (Fig. 2).

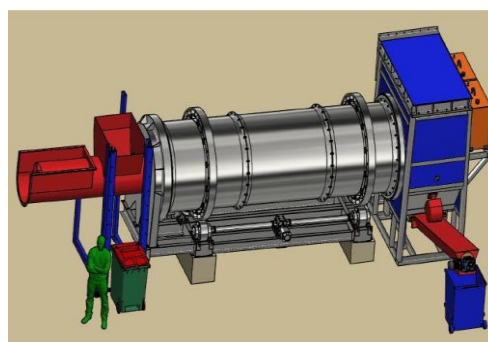
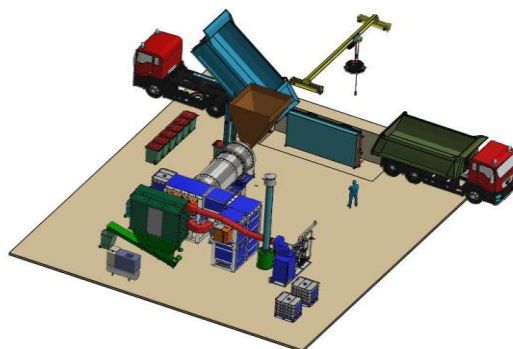


Fig. 2. Complex for firing leather production waste.

Table 3 shows the mode and results of laboratory firing with the determination of temperatures and specific mass loss. The resulting fired material is a crumbly

powdery material of dark green color. Fig. 3 shows a photo of the appearance of the fired material, and Table 4 shows the chemical composition.

Table 3 - Firing modes of the studied raw materials.

Sample number	Temperature. exposure time, °C	Crucible weight, g		Weight loss	
		to	after	g	%
1	200	79.00	78.18	0.82	4.00
2	300	76.74	75.10	1.64	8.00
3	400	80.67	77.73	2.94	15.00
4	500	80.96	77.73	4.92	25.00
5	600	77.79	71.38	6.41	32.00
6	700	81.12	72.88	8.24	41.00
7	800	81.61	70.84	10.77	54.00
8	900	77.42	65.45	11.97	60.00
9	1000	77.34	64.60	12.74	64.00



Fig. 3. Annealed chromium concentrate.

Table 4 - Generalized chemical composition of roasted chrome concentrate.

Na ₂ O	MgO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	P ₂ O ₅	SO ₂	CaO	Cr ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	others
2.0-3.0	1.5-2.5	1.3-1.8	0.5-0.9	0.4-0.7	2.5-3.5	6.0-9.0	78-83	2.0-3.5	0.1-0.5

The fired material was also examined to determine the list of inorganic compounds, crystalline phases detected in the bulk of the sample, by powder X-ray diffraction. The X-ray diffraction patterns were recorded in the range of $2\theta=5-70^\circ$ using a DRON 3M

diffractometer (Burevestnik, St. Petersburg) with CuK α and CoK α radiation ($\lambda=0.15418$ nm and $\lambda=0.1789$ nm, respectively) and a Ni filter. The recorded diffractograms are shown in Figs. 4-6.

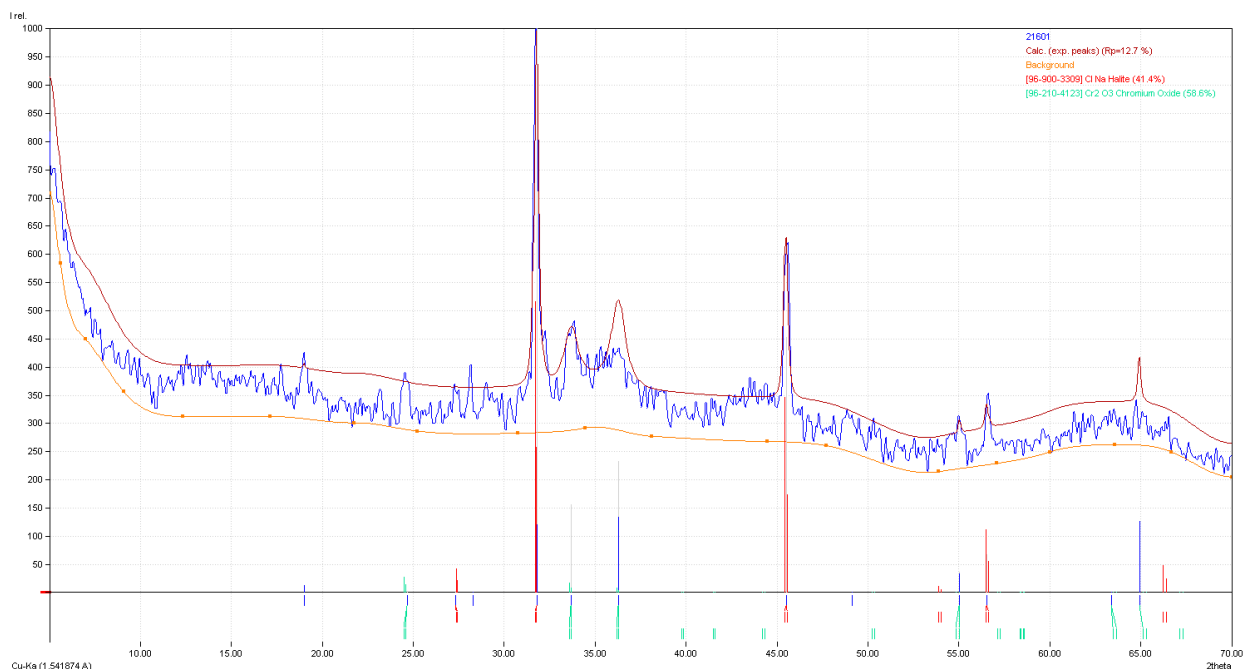


Fig. 4. Powder X-ray diffractogram, registered on CuK α radiation, of the main part of the sample (gray-green granules) with the results of comparison of signals with the crystallographic database.

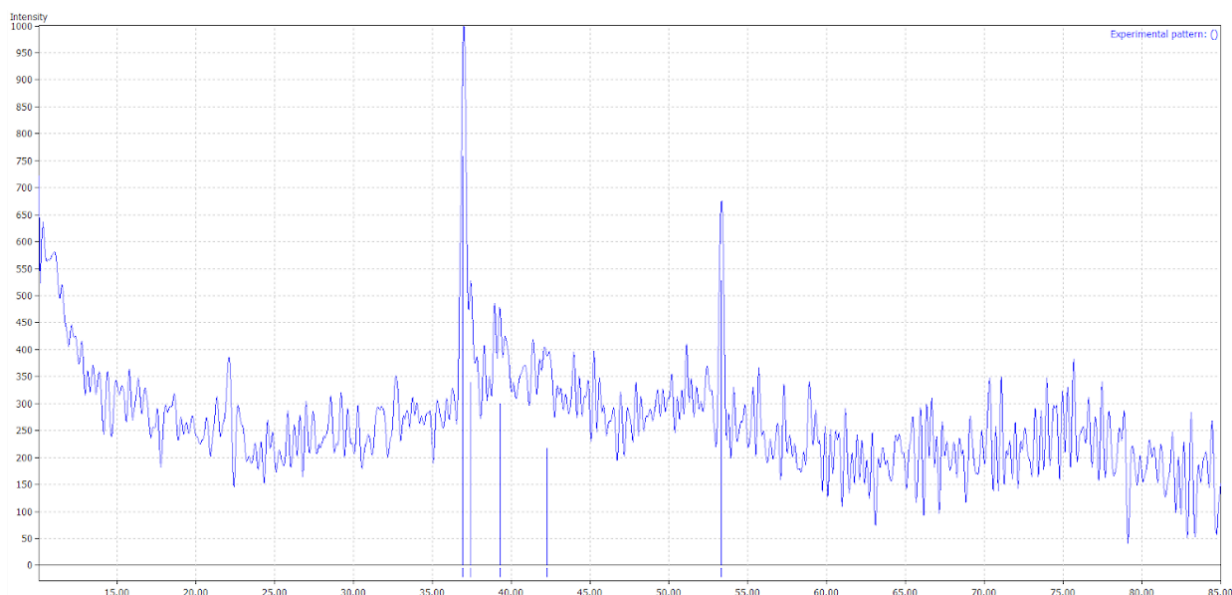


Fig. 5. Powder X-ray diffractogram, which is registered on CoK α radiation, of the main part of the sample (gray-green granules).

Powder X-ray diffractography revealed that the bulk of the sample consists mainly of substances that have a disordered structure or are composed of very small crystallites.

In addition, the main part of the sample contains crystalline phases of chromium oxide Cr₂O₃ and halite NaCl, the crystalline phase of halite is expressed by intense signals, and the crystalline phase of chromium oxide is expressed by less intense and slightly larger signals, indicating a small amount of crystalline oxide and relatively small sizes of its particles or crystallites.

Conclusions. In this work, the materials studied were the residues of press-filtration (filter cake) pulp from the tanning cycle in the technology of leather products production, due to the use of basic chromium sulfate, which is a valuable raw material for the isolation of chromium-containing compounds. Heat treatment is the main technological method for enriching the material in terms of chromium content. The processing temperature of the raw filter cake should be at least 700 °C. The powder yield, which can be considered a chromium oxide concentrate (COC), is in the range of 15-18% with a chromium oxide 7 Cr₂O₃ content of 0-80%.

Reference

1. Malek, A., Hachemi, M., & Didier, V. (2009). New approach of depollution of solid chromium leather waste by the use of organic chelates: Economic and environmental impacts. *Journal of Hazardous Materials*, 170(1), 156-162. <https://doi.org/10.1016/j.jhazmat.2009.04.118>.
2. Mu, C., Lin, W., Zhang, M., & Zhu, Q. (2003). Towards zero discharge of chromium-containing leather waste through improved alkali hydrolysis. *Waste Management*, 23(9), 835-843. [https://doi.org/10.1016/S0956-053X\(03\)00040-0](https://doi.org/10.1016/S0956-053X(03)00040-0).
3. Wenzel, B., Marcilio, N., Klug, J., Heck, N., & Godinho, M. (2012). Production of high carbon ferrochromium alloy from footwear leather waste ash through a carbothermic reduction. *Journal of the American Leather Chemists Association*, 107(11), 375-383.

Надіслано до редакції / Received: 10.02.2025

Прийнято до друку / Accepted: 30.05.2025

Gorobets A.P., Hrechukhyn A.A., Zhadanos O.V., Proidak A.Y.

Optimizing the chemical composition of the steel of arrow translations to increase the level of physical characteristics of metal products

Горобець А.П., Гречухин А.А., Жаданос О.В., Пройдак А.Ю.

Оптимізація хімічного складу сталі стрілочних перекладів для підвищення рівня металофізичних характеристик металопродукції

Abstract. The analysis of regulatory documents on the chemical composition and level of mechanical properties of austenitic high-manganese steel 110G13L for turnouts is performed. Using mathematical methods of statistics, correlation dependencies of the influence of impact toughness values on the strength characteristics of the metal are obtained. It is established that the values of tensile strength σ_b and impact toughness a_k are decisive factors for a set of strength-viscosity properties of castings made of steel 110G13L. The rational composition of the metal is substantiated, taking into account the manganese content ($\approx 12\%$) and the ratio of manganese to carbon (10.56-13.60) for the production of metal castings of group I according to GOST 7370-98.

Key words: turnouts, steel 110G13L, chemical composition, mechanical characteristics.

The publication is prepared based on the results of the project 2023.04/0037, "Development of a technology for remelting scrap military equipment in order to preserve valuable alloying elements in the smelting of special functional steels," funded by the National Research Foundation of Ukraine from the state budget.

Анотація. Виконано аналіз нормативних документів до хімічного складу та рівня механічних властивостей аустенітної високомарганцевої сталі 110Г13Л для стрілочних перекладів. З використанням математичних методів статистики, отримані кореляційні залежності впливу значень ударної в'язкості на характеристики міцності металу. Встановлено, що значення межі міцності σ_b та ударної в'язкості a_k є вирішальними факторами для комплексу міцнов'язкостних властивостей виливків із сталі 110Г13Л. Обґрунтовано раціональний склад металу з урахуванням вмісту марганцю ($\approx 12\%$) та відношення вмісту марганцю до вуглецю (10,56-13,60) для виробництва металу виливків I групи за ГОСТ 7370-98.

Ключові слова: стрілочні переклади, сталь 110Г13Л, хімічний склад, механічні характеристики.

Публікація підготовлена за результатами проекту 2023.04/0037 "Розробка технології переплаву брухту військової техніки з метою збереження дороговартісних легуючих елементів при виплавці сталей спеціального функціонального призначення", профінансованим Національним фондом досліджень України за кошти державного бюджету.

Introduction. The main operating conditions of railway transportation, characterized by a rapid increase in load stresses, dynamic loads, and train speeds, impose high demands on the metal quality of the upper track structure elements, especially on railway turnouts. One of the methods for improving the metallo-physical properties of railway turnouts is the optimization of the metal's chemical composition to enhance its mechanical strength.

Therefore, research aimed at stabilizing the metal's chemical composition by regulating the ratio of the main alloying elements has significant practical value for the production of railway metals.

Analysis of the operating conditions of the railway's upper track structure. Operation of the cross-shaped element under moving load due to its constructive features has significant differences depended upon the rail operation and other turnouts elements. The behavior of the cross-shaped element under

moving loads, due to its structural characteristics, varies significantly depending on the operation of the railway tracks and other turnout components.

The rolling trajectory over the frog has a gradient of up to $30-40^\circ$ or more; therefore, even at low travel speeds (40–50 km/h) and moderate axle loads, the level of dynamic impact on the frogs is several times higher than that on the rails.

In the case of high travel speeds the rolling process from the wing rail to the crossing nose usually accompanies of the wheel lifts from the crossing nose and sequent impact loads which describing of the high level of dynamic effect. At high travel speeds, the rolling process from the wing rail to the crossing nose is usually accompanied by wheel lifts from the crossing nose and the resulting impact loads, which reflect the high level of dynamic effects. As the wheels roll over the frog, complex contact conditions between these elements also arise. The width of the contact surfaces averages



5–7 mm, which is almost 10 times smaller than on the rails. Therefore, the overall level of contact stress in the frog rolling area is extremely high. The average value of tangential stresses at different periods of frog operation reaches 1715–2254 MPa, while the maximum value ranges from 2744 to 3626 MPa.

Literature Analysis and Problem Statement. In recent years, the issue of improving the durability of railway superstructure elements, particularly railway turnouts, has attracted considerable attention from researchers in various countries. In modern studies, the main focus has been on investigating microstructural changes, wear resistance, and the influence of the chemical composition of high-manganese steels on their operational properties.

Let us consider a number of recent investigations. In study [1], the mechanisms of dynamic recrystallization in high-manganese steels of types 70Mn17 and 120Mn13 were examined, and the microstructural transformations of high-manganese steel under the influence of friction and wear were analyzed. This made it possible to determine the effect of friction and temperature on the stability of the austenitic structure.

In study [2], a numerical model of wear in turnout elements under high-speed train movement was proposed, taking into account normal and tangential contact stresses. This approach enables the modeling of wear processes in turnout zones using contact models that consider both normal and tangential interactions, as well as train dynamics and rail profile renewal. The results demonstrate that stress-based models allow more accurate prediction of wear in turnout components.

Particular attention has also been paid to the issues of detecting structural defects and residual stresses. Thus, in study [3], modern non-destructive testing methods—specifically X-ray diffraction—were applied to analyze the stress–strain state of high-manganese railway crossings after service. Important data were obtained for assessing material degradation, crack initiation mechanisms, and the influence of residual stresses on durability.

In addition, studies [4] and [5] investigated the effect of manganese content on the microstructure and plastic properties of U71Mn-type steels, as well as models of plastic deformation and wear of the nose section of crossings. Publication [4] examines the influence of manganese concentration on the microstructure and mechanical properties of welded U71Mn rail joints, with particular attention to the role of MnS inclusions in crack initiation and the long-term performance of welds. This provides a valuable analogy regarding the influence of alloying and impurities on structural and mechanical properties.

In study [5], a semi-physical model was proposed to predict deformation and wear of the turnout nose without complete finite element modeling. Such a model is useful for engineering assessment and long-term performance analysis of turnout components.

Consequently, studies [4–5] confirm the importance of optimizing the ratio of basic alloying elements (Mn/C) to ensure high strength and impact toughness.

The study conducted at Sheffield Hallam University [6] analyzes the mechanisms of spalling formation on high-manganese railway crossings under cyclic wheel loading, revealing typical failure mechanisms closely related to the subject of this work.

Thus, the results of recent research are consistent with the objective of the present study — optimization of the chemical composition of 110G13L steel to improve the metallophysical characteristics of cast components used in railway turnouts.

Aim and Objectives of the Study. To determine the influence of variations in the chemical composition of turnout metal on the mechanical properties of metal products and to optimize the ratios of the main alloying elements in high-manganese steel in order to enhance the metallophysical properties of the elements of the upper track structure.

Research Methods. Analytical studies were conducted using statistical methods to process the mechanical property data of castings made from 110G13L steel, depending on variations in the chemical composition of the metal.

Scientific Significance. The influence of each mechanical property indicator on the strength and plasticity of high-manganese steel castings has been determined.

Practical Significance. Rational alloying of the metal within the grade composition of 110G13L steel ensures a high level of mechanical properties of the upper track structure metal in railway transport.

The high level of dynamic effects and the small size of the contact surfaces in the wheel rolling area over the frog lead to a relatively rapid loss of serviceability, which occurs as a result of the formation of contact-fatigue damage, unacceptable from the perspective of train operation safety. In domestic practice, monolithic railway frogs and turnout crossing noses are manufactured from austenitic high-manganese steel of grade 110G13L, the chemical composition of which, according to the requirements of the interstate standard GOST 7370-98 [7] and the regulatory documents of several countries, is presented in the table.

According to the data presented in Table 1, steel produced in foreign countries is characterized by narrower ranges of both main (Mn, C, Si) and impurity (P, S) elements. In foreign grades of steel, the manganese content varies within narrower limits — from 11.0% to 14.5%. In domestically produced high-manganese steel, silicon content ranges from 0.30% to 0.90%. Silicon displaces carbon from the solid solution and promotes the formation of large iron–manganese carbides inside the austenitic grains and, which is particularly dangerous, along their boundaries. An increased concentration of silicon in steel with average carbon and manganese content leads to the formation of a dendritic structure in the castings.

Table 1. Chemical Composition of High-Manganese Steel 110G13L [7, 8].

State/standard	Mass fraction of the chemical element				
	C	Mn	Si	S	P
GOST 7370-98	1,0-1,30	11,50-16,50	0,50-0,90	0,02	0,09
Czech Republic /CSN 422920	1,1-1,5	12,0-14,0	≤0,7	≤0,005	≤0,1
Germany/SEW 395*	1,1-1,3	11,5-13,5	≤0,5	≤0,003	≤0,06
Romania/STAS 3718	1,25-1,4	12,5-14,5	≤1,0	≤0,005	≤0,11
Poland /PN/H83160**	1,0-1,4	12,0-14,0	0,3-1,0	≤0,003	≤0,1
Finland/SFS 380	1,05-1,35	11,0	≤1,0	≤0,003	≤0,07
Japan, JLS G 5131(81)	0,9-1,3	11,0-14,0		<0,05	<0,10
Sweden/SS	1,0-1,35	11,0-14,0	≤1,0	<0,06	≤0,08
Spain/UNE 36253-71	1,0-1,4	11,5-14,0	≤1,0	≤0,06	≤0,1
Great Britain/ /BS3100(91)	1,0-1,35	11,0	≤1,0	≤0,05	≤0,06
Italy/ 3160(83)	1,0-1,4	10,0-14,0	≤1,0	≤0,05	≤0,1
China/5680-85	1,1-1,5	11,0-14,0	≤1,0	≤0,05	≤0,1
USA (ASTM A 128-64)	1,05-1,35	11,5-14,0	0,3-1,0	<0,050	<0,09

*Germany/SEW 395 Al cont. 0,055%, ** Poland/PN/H83160 cont. Cr ≤ 1,0,

*** Romania/STAS 3718 cont. Ni ≤0,88

The strength level and plastic properties, as well as their correlation - including the wear resistance—of high-manganese steel are determined by its chemical composition, the steelmaking method, heat treatment, and a number of other uncontrolled factors (such as the content of non-ferrous metal impurities, gases, etc.). The technical specifications of manufacturing plants allow fairly wide ranges in the content of basic and impurity elements in the metal (carbon,

manganese, silicon, sulfur, and phosphorus), which in most cases is not entirely justified and is one of the causes of instability in the mechanical property values.

The physicomechanical characteristics of cast metal made of steel grade 110G13L, depending on the indicators of mechanical properties according to GOST 7370-98, determine its classification into one of three quality groups (Table 2).

Table 2. Mechanical Properties of 110G13L Steel [7]

Name of the Indicator	Mechanical Properties of Grouped Metals		
	I	II	III
Tensile strength, σ_b , H/mm ² (kgf/mm ²)	more 880 (90)	From 780 (80) to 880 (90) inclusive	From 690 (70) to 780 (80) inclusive
Межа плинності, $\sigma_{0,2}$, H/mm ² (kgf/mm ²) no less	355 (36)	355 (36)	355 (36)
Yield strength, δ , %	More 30	More 25 to 30 inclusive	From 16 to 25 inclusive
Elongation, ψ , %	More 27	More 22 to 27 inclusive	From 16 to 22 inclusive
Impact toughness, KCU, J/sm ² (kgf·m / sm ²)	More. 2,5 (25)	More 2,0 (20) до 2,5 (25) inclusive	From 1,7(17) to 2,0(20) inclusive

Frogs with cast components made of high-manganese steel of Group 1 are used on main railway tracks in sections with the highest traffic load. To determine the influence of each mechanical property parameter on the strength and plastic characteristics of the metal, a correlation analysis of the physicomechanical properties of 110G13L steel was carried out. For this purpose, based on industrial data (200 heats), the coefficients of pairwise correlation were calculated (Table 3). The analysis of the statistical significance of the correlation coefficients showed that there are strong linear relationships between the parameters (σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ , KCU).

Table 3. Pairwise Correlation Coefficients of the Mechanical Properties of Currently Produced 110G13L Steel.

Mechanical properties \ Pairwise correlation coefficient	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	KCU	Rank of Importance
σ_b	1	0,95	0,89	0,94	0,98	2
$\sigma_{0,2}$	0,95	1	0,58	0,48	0,93	5
δ	0,89	0,58	1	0,96	0,91	3
ψ	0,24	0,48	0,96	1	0,94	4
KCU	0,98	0,93	0,91	0,94	1	1

Since impact toughness ranks first in the order of significance, the KCU indicator is a general property that makes it possible to calculate σ_b , $\sigma_{0.2}$, δ , and ψ based on the KCU value using the following expressions:

$$\sigma_b = 334,25 \text{ KCU} + 20,5 \quad (1)$$

$$\sigma_{0.2} = 201,60 \text{ KCU} + 18,7 \quad (2)$$

$$\delta = 7,1 \text{ KCU} + 6,8 \quad (3)$$

$$\psi = 7,645 \text{ KCU} + 7,01 \quad (4)$$

In addition to the chemical composition and physico-mechanical properties of 110G13L steel, one of the

most important acceptance characteristics is the metallophysical structure of the metal — a homogeneous austenitic structure without the formation of iron–manganese carbides $[\text{Mn}, \text{Fe}]_3\text{C}$ and carbophosphides. The presence of residual carbides (carbophosphides) in the structure of 110G13L steel leads to casting failures due to chipping. The metallophysical structure of austenitic manganese steel is determined by the temperature–time conditions of the steel's structural transformations (Fig. 1).

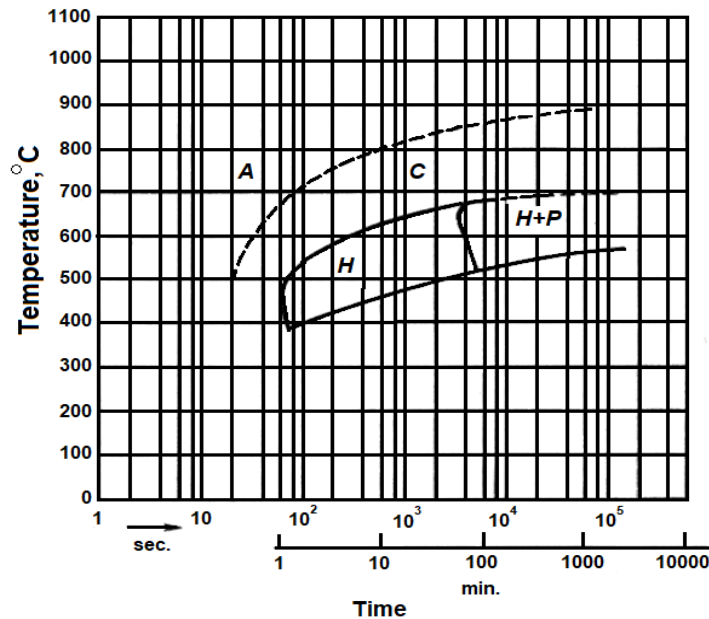


Fig. 1. Thermokinetic diagram of austenitic manganese steel (C – 1.29%, Mn – 13.3%). Austenitization at 1050°C for 15 minutes [9]: C – grain boundary carbide; H – needle-shaped carbide; P – pearlite

Reducing the carbon and manganese content to their minimum values within the grade chemical composition leads to an increase in the critical points A_{c3} , A_3 , and A_{r3} by 10–30°C. Conversely, increasing the C and Mn concentrations up to the grade limits lowers these temperatures by 10–30°C.

At PJSC Dniprovskiy Switch Plant [10], heat treatment is carried out according to the following regime: heating and prolonged isothermal holding at 1050–1100°C for 4–6 hours, depending on the weight of the product, followed by water quenching to obtain a homogeneous austenitic structure. During very slow cooling of the steel, precipitates of $[\text{Mn}, \text{Fe}]_3\text{C}$ carbide are formed.

Since manganese and carbon are the primary elements in the grade composition of the steel, determining the phase structure of the metal and its associated mechanical properties, the primary objective of the steelmaking process for frogs is to maintain a controlled content and ratio of these elements to produce castings with enhanced mechanical properties of Group 1 according to GOST 737.

A statistical analysis was performed on a dataset of the chemical composition and mechanical properties

of industrial steel melts, with a sample size of 300 heats. It was determined that steel with a manganese content of 15.5% could belong to the third quality group based on mechanical property indicators, while steel with a manganese content of 12.1% corresponds to the first group. As a result of the statistical processing, frequency distribution characteristics of manganese content and the Mn/C ratio were constructed. The results are presented in Table 3, from which it follows that the frequency distributions of Mn and the Mn/C ratio are close to a normal distribution of a random variable.

The data presented in Table 4 show that the largest number of melts (42.12%) in the studied dataset have manganese content limits of 13–14%.

Statistical processing of the data showed that the majority of melts in the sample (≈89%) have a $[\text{Mn}]/[\text{C}]$ ratio within the range of 10–13, with 45.99% of melts falling within the ratio $11.0 < [\text{Mn}]/[\text{C}] \leq 12.0$. The least common ratios are $9.0 < [\text{Mn}]/[\text{C}] \leq 10.0$, accounting for only 4.33%, and $13.0 < [\text{Mn}]/[\text{C}] \leq 14.0$, accounting for 5.99% (Table 4). It should be noted that the $[\text{Mn}]/[\text{C}]$ ratio for the first quality group lies within 10.56–13.50; for the second group, within 9.74–14.63; and for melts of the third quality group, it ranges from 9.30 to 13.45.

Table 4. Specific Fraction of Steel 110G13L Melt Groups Depending on [Mn] Content, % and the Mn/C Indicator.

Grouping of Melts by Manganese Content, wt. %	Number of Melts, pcs	Specific Fraction of the Melt Group of the Total Number of Melts, %	Grouping of Melts with Respect to [%Mn]/[%C]	Number of Melts, pcs	Specific Fraction of the Melt Group of the Total Number of Melts, %
11,0 <X≤12,0	18	5,99	9,0<X≤10,0	13	4,33
12,0 <X≤13,0	86	29,67	10,0<X≤10,0	61	20,33
13,0 <X≤14,0	134	42,12	11,0 <X≤12,0	138	45,99
14,0 <X≤15,0	50	16,67	12,0 <X≤13,0	68	22,66
15,0 <X≤16,0	8	2,67	13,0 <X≤14,0	18	5,99
16,0 <X≤17,0	4	1,33	14,0 <X≤15,0	2	0,7
Total	300	100	Total	300	100

When selecting the chemical composition of 110G13L steel for specific groups of castings, it is necessary to take into account the influence of carbon and manganese content within the grade composition on the mechanical property indicators. With a rational alloying regime, a significant reduction in manganese consumption is possible while maintaining or even improving the mechanical properties of the steel.

Conclusions. An analysis of regulatory documents concerning the chemical composition and mechanical property levels of austenitic high-manganese steel 110G13L for railway turnouts has been performed.

Using mathematical methods of statistics, correlation dependencies describing the influence of impact toughness values on the strength characteristics of the

metal were obtained. It was established that the tensile strength (σ_b) and impact toughness (a_k) values are the determining factors for the complex of strength and toughness properties of castings made of 110G13L steel.

A rational metal composition has been substantiated, taking into account the manganese content ($\approx 12\%$) and the manganese-to-carbon ratio (10.56–13.60), for the production of cast steel components of Group I according to GOST 7370-98.

Acknowledgment. The authors express their sincere gratitude to the staff of PJSC Dniprovskiy Switch Plant for providing materials and valuable assistance in conducting the research.

References

1. Liu, J. P., Zhao, S., Ma, S. N., Chen, C., Ding, H. H., Ren, R. M., & Liu, F. S. (2025). Research on the dynamic recrystallization mechanism of high manganese steel under severe wear conditions. *Wear*, 580–581, 206226. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2025.206226>.
2. Li, J., Hu, M., Wu, H., & Zhong, H. (2025). Numerical simulations and experimental analysis of high-speed turnout rails wear models. *Scientific Reports*, 15, 22680. <https://doi.org/10.1038/s41598-025-08065-4>.
3. Dhar, S., Danielsen, H. K., Xu, R., Zhang, Y., Grumsen, F. B., Rasmussen, C., & Juul Jensen, D. (2021). Residual strain-stress in manganese steel railway-crossing determined by synchrotron and laboratory X-ray. *Materials Science and Technology* (United Kingdom), 37(1), 6-13. <https://doi.org/10.1080/02670836.2020.1852749>.
4. Qiang, Y., Liu, X., Wang, S., Zhao, W., Jiang, Z., Wang, W., & Yuan, B. (2023). Failure mechanism and damage tolerance of turnout point rail in high-speed railway. *Engineering Failure Analysis*, 157(06), 107936. <https://doi.org/10.1016/j.eng-failanal.2023.107936>.
5. Davoodi, H., Sazgetdinov, K., Meierhofer, A., Scheriau, S., Ossberger, U., Müller, G., & Six, K. (2025). Wear and Plasticity in Railway Turnout Crossings: A Fast Semi-Physical Model to Replace FE Simulations. *Machines* January, 13(2), 105. <https://doi.org/10.3390/machines13020105>.
6. Luo, Q., Kitchen, M. Li, J., Li, W. & Li, Y. (2023). Experimental investigation on the spalling failure of a railway turnout made from Hadfield steel. *Wear*, 523, 204779.
7. Interstate standard GOST 7370-98 *Railway crossings of types P 75*. (1998). P. 50. Specifications.
8. Proidak, Yu. (2023). Influence of High Manganese Steel Chemical Composition on the Properties of Railway Switches Elements. *Transport Means - Proceedings of the International Conference*, 2023-October, pp 531-534.
9. Schroeder, A., Rose, A. (1972). Structure of steels. Translation from English. Metallurgy *Metallography of iron*. (2).
10. Gasik, M. I., Petrov, Yu. M., Semenov, I. A., et al. (1990). *Tekhnika Metallurgy of high-manganese steel*.



The publication is prepared based on the results of the project 2023.04/0037, "Development of a technology for remelting scrap military equipment in order to preserve valuable alloying elements in the smelting of special functional steels," funded by the National Research Foundation of Ukraine from the state budget.

Надіслано до редакції / Received: 02.03.2025
 Прийнято до друку / Accepted: 30.05.2025

Uhriumov Yu.D., Dobriak V.D., Mazur I.A., Uhriumov D.Yu.

Preparation of rolled products for processing at a pipe rolling unit

Угрюмов Ю.Д., Добряк В.Д., Мазур І.А., Угрюмов Д.Ю.

Підготовка розкату по переділах трубопрокатного агрегата

Abstract. Purpose. The aim of this work is to examine rolling processes with variable deformation modes by transferring part of this deformation from the mill under consideration to the preceding mill, as well as to develop a process for preparing the billet ends by transverse planetary burnishing with idle rolls. **Methodology.** Using the slip-line method, the forces acting on the idle rolls during transverse planetary burnishing of the billet end, as well as the torque and power of the burnishing process, were determined. The thinning of the wall at the front end of the billet during its preparation by transverse planetary burnishing with idle rolls was analytically established. **Findings.** One of the main reserves for further increasing productivity, saving metal, and improving geometric dimensions in the production of hot-rolled seamless pipes is the use of variable deformation modes across the wall thickness. Examples of additional operations carried out on various pipe-rolling mills are considered, demonstrating their high efficiency. For the design of a method for preparing the front ends of billets, planetary rolling processes applied in pipe-rolling production were analyzed. **Originality.** The method of transferring part of the deformation from the main mill to the preceding mill has been further developed, which significantly improves rolling conditions in the main mill and enhances its performance indicators. **Practical value.** The process of transverse planetary burnishing of billet ends appears highly promising and warrants further research and development. The results of this work can be applied in selecting the most rational method of metal preparation for rolling, taking into account the specific technology of a given pipe-rolling mill.

Key words: hot-rolled pipe, pipe-rolling mill, billet, mandrel, plug, end preparation, skew rolling piercer, transverse planetary burnishing, slip-line method, rolling force, rolling torque, rolling power, productivity.

Анотація. Мета. Метою цієї роботи є дослідження процесів прокатки зі змінними режимами деформації шляхом передачі частини цієї деформації з розглянутого стану на попередній, а також розробка процесу підготовки торців заготовок поперечним планетарним вигладжуванням холостими валками. **Методика.** За допомогою методу ковзання визначалися сили, що діють на холості валки під час поперечного планетарного вигладжування торця заготовки, а також крутний момент і потужність процесу вигладжування. Аналітично встановлено стоншення стінки на передньому кінці заготовки під час її підготовки поперечним планетарним вигладжуванням холостими валками. **Результати.** Одним з основних резервів подальшого підвищення продуктивності, економії металу та покращення геометричних розмірів у виробництві гарячекатаних безшовних труб є використання змінних режимів деформації по товщині стінки. Розглянуто приклади додаткових операцій, що виконуються на різних трубопрокатних станах, що демонструють їх високу ефективність. Для розробки методу підготовки передніх торців заготовок проаналізовано процеси планетарної прокатки, що застосовуються в трубопрокатному виробництві. **Оригінальність.** Розроблено метод передачі частини деформації з основного стану на попередній, що значно покращує умови прокатки в основному стані та підвищує його продуктивні показники. **Практична цінність.** Процес поперечного планетарного вигладжування торців заготовок є дуже перспективним і потребує подальших досліджень і розробок. Результати цієї роботи можуть бути застосовані при виборі найбільш раціонального методу підготовки металу до прокатки з урахуванням специфіки технології даного трубопрокатного стану.

Ключові слова: гарячекатана труба, трубопрокатний стан, заготовка, оправка, пробка, підготовка торців, косопрокатний пробивний стан, поперечне планетарне вигладжування, метод ковзання, сила прокатки, крутний момент прокатки, сила прокатки, продуктивність.

Introduction. The production of hot-rolled seamless pipes of a wide dimensional and grade range is carried out on various pipe-rolling mills (PRMs), the characteristics of which are defined by the main rolling mill, which deforms the billet on a mandrel into a rough pipe. Different types of rolling mills are known, including pilger mills, continuous mills, automatic mills, Assel three-roll mills, rail mills, Disher mills, and others [1]. The bulk of hot-rolled pipe production is performed on PRMs equipped with pilger, continuous, automatic, and Assel three-roll mills.

One of the principal directions in the advancement of metallurgy worldwide is resource conservation and

environmental protection [1], which necessitates the improvement of existing technological processes as well as the creation of new ones, in line with scientific and technological progress. Due to intense competition in global pipe markets, the key indicators of production efficiency are competitive cost and product quality.

Studies conducted in [2] have shown that one of the main reserves for further increasing productivity, saving metal, and improving dimensional accuracy in the production of hot-rolled seamless pipes is the use of variable deformation regimes across the wall thickness. In particular, variation of wall thickness along the



pipe length in mills incorporated into PRMs of different types can be realized either by adjusting the roll gap or by shifting the mandrel during rolling. The method of transferring part of the deformation from the main mill to the preceding mill has been further developed, which significantly improves rolling conditions in the main mill and enhances its performance indicators. Examples of such technology include various operations for preparing the front and rear ends of billets and shells prior to pipe rolling.

In general, the technological process in a PRM consists of four production modules (fig. 1): module 1 – metal preparation for rolling; module 2 – billet piercing to obtain a hollow shell; module 3 – rolling of the rough pipe; module 4 – production of the finished pipe.

Each module includes the following main operations:

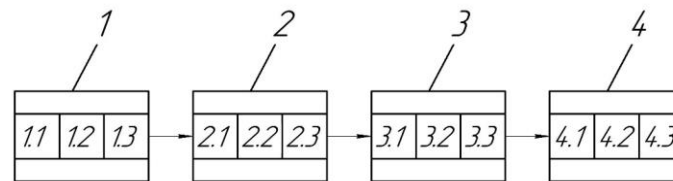


Figure 1 – Generalized technological scheme of pipe production on PRM of various types.

Features of pipe production on different PRMs [1]. The process of producing pipes on PRMs with pilger mills has gained widespread use worldwide for manufacturing pipes with outer diameters ranging from 60 mm to 800 mm, which is determined by the roll diameters of the pilger mill. These units allow the production of pipes from various types of initial billets, including ingots from stationary casting, continuously cast billets (CCB), as well as centrifugally cast, rolled, forged, and other billets. One of the advantages of producing pipes on these PRMs is the possibility of obtaining thick-

Module 1: 1.1 – division of the billet into measured sections; 1.2 – heating of the billet to the hot deformation temperature; 1.3 – hydraulic scale removal;

Module 2: 2.1 – piercing of the billet into a shell on a skew-roll mill; 2.2 – piercing of the billet into a cup on a press and subsequent elongation; 2.3 – preheating of the hollow billet (cup);

Module 3: 3.1 – rolling of pipes on various mills of periodic (pilger) and longitudinal (automatic, continuous, etc.) rolling; 3.2 – rolling of pipes on screw rolling mills (Assel, Diescher, and planetary mills); 3.3 – additional reeling of pipes;

Module 4: 4.1 – heating of pipes; 4.2 – calibration (reducing, reducing with stretching); 4.3 – hot and cold straightening of pipes.

walled pipes of considerable length, as well as profiled pipes made from various steels and alloys. On PRMs with pilger mills, it is economically feasible to produce both small and large batches of pipes. At the same time, this process is characterized by increased metal consumption due to technologically unavoidable losses in the final trim: the starter and pilger head.

The average value of the metal consumption coefficient (MCC) for hot-rolled oil pipelines and general-purpose pipes, according to SE “UkrDIPROMEZ” is presented in table 1.

Table 1 – MCC (t/t) for hot-rolled oil pipeline and general-purpose pipes on different types of PRMs

Type of pipes	With automatic mill «140»	With Pilger mill	With three-roll rolling mill	With continuous mill «30-102»
Carbon	1,067–1,083	1,20	1,060	1,066–1,077
Alloyed	1,087–1,103	1,24	1,080	1,087–1,091
High-alloy	1,107	1,32	1,100	–

According to the data presented in table 1, the highest metal losses are observed on PRMs with pilger mills, which is associated with the presence of the starter and pilger head, which are removed during rolling. In this case, metal losses in the starter account for 20–25%, and in the pilger head 75–80% of the total technological trim on the pilger mill. The main metal loss in the trim occurs during the rolling of thin-walled $\frac{D}{S} = 12,5 \div 40,0$ and extra-thin-walled $\frac{D}{S} > 40,0$ pipes.

On PRMs with Assel three-roll mills, pipes are obtained with a ratio $\frac{D}{S} < 11,0$, that results in an MCC value significantly lower than on PRMs with pilger mills. These pipes are mainly used as billets for the production of ball bearings.

PRMs with automatic mills have gained the widest global use due to their versatility in producing pipes of a wide range of sizes and grades. They are economically feasible for rolling both large and small batches of pipes. The MCC values on these PRMs are comparable to those on continuous mills and three-roll mills.

Over the last 50 years, PRMs with continuous mills have experienced the greatest development worldwide due to their high productivity, high pipe quality, and degree of automation. They are used to produce high-precision pipes with diameters up to 426 mm.

Increased metal losses during pipe production on PRMs with automatic and continuous mills occur when using the pipe reducing technology with stretching, which leads to increased trimming of thickened pipe ends.

Problem statement. Further improvement of the hot-rolled seamless pipe production process to enhance its technical and economic performance is associated with the use of variable deformation modes by adjusting the main rolling parameters, as well as by transferring part of the deformation from the main mill to the preceding mill.

Aim and objectives of the research. The aim of this work is to consider the second approach, analyze solutions for preparing the ends of the billet on different PRM mills, and develop a process for preparing billet ends using planetary rolling with idle rolls.

Research results. To improve the hot-rolled pipe production process on different types of PRMs, it is advisable to perform additional operations on the

preceding mill to reduce deformations on the mill under consideration. A structural diagram of the main operations on the PRM is shown in fig. 2. The main operations include the following: 1 – preparation of the billet for piercing on a skew-roll mill; 2 – piercing of the billet into a shell on the skew-roll mill; 3 – rolling of the shell into a rough pipe (first pass); 4 – rolling of the rough pipe (second pass); 5 – production of the finished pipe.

Let us consider the use of additional operations performed on the preceding mill to improve the rolling process on the main (subsequent) mill. The additional operations listed are not exhaustive, as the number of such operations is quite large. New additional operations allow the expansion of the structural diagram presented in fig. 2.

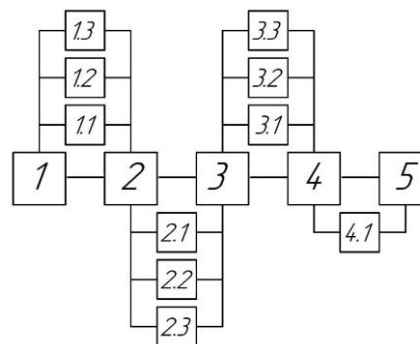


Figure 2 – Structural diagram of the main operations on the PRM with metal preparation in preceding operations

Preparation of the billet for piercing on the skew-roll mill: 1.1 – profiling of the ends and centering of the billet faces; 1.2 – preliminary upsetting of the CCB on the radial-shear rolling mill (RSR); 1.3 – profiling of the cylindrical surface of the billet.

Piercing of the billet into a shell on the skew-roll mill: 2.1 – preparation (profiling) of the shell ends; 2.2 – preparation of the rear ends of the shells; 2.3 – obtaining shells with longitudinal wall thickness variation.

Rolling of the shell into a rough pipe (first pass): 3.1 – rolling of the pipe with thinned ends on the pilger mill; 3.2 – thinning of the front ends of the pipes on the automatic mill; 3.3 – thinning of the pipe ends on the continuous mill.

Rolling of the rough pipe (second pass): 4.1 – changing the roll gap of the rolling mill along the pipe length.

Let us consider examples of performing additional operations (positions 1.1–1.3, fig. 2) to improve the piercing of the billet on the skew-roll mill.

The process of filling and releasing the deformation zone during skew-roll piercing is accompanied by intensive transverse deformation of the front and rear ends of the billet. This is explained by the absence, during these periods of the process, of so-called «rigid ends» that restrain transverse deformation. As a result, axial drawing occurs at the front and rear faces, the magnitude of which depends on the upsetting and the number of deformation cycles. At the end of the piercing process, the number of deformation cycles of the

metal in front of the mandrel tip increases, raising the likelihood of opening the axial cavity. The formation of such a cavity leads to internal defects at the ends of the shells and pipes.

Studies [3, 4] have shown that profiling the front and rear ends of billets with a spherical convex surface allows the introduction of the necessary metal volume for the mandrel tip, which acts as a «rigid end» and restrains transverse metal deformation. This improves gripping conditions, reduces the number of deformation cycles, decreases axial drawing, increases the accuracy of the shell and pipe ends, and reduces the number of internal end laps [5]. It should be noted that such preparation of billet ends in the PRM line is problematic without introducing an additional operation and installing the corresponding equipment. This can be considered a factor limiting the implementation of such a billet-end preparation process in production. A known proposal for preparing the rear ends of billets during piercing on the skew-roll mill [6] involves initially centering the front end of the billet while supporting the rear end with an additional centering head, and centering the rear end of the billet at the moment it enters the piercing roll gap. This method of billet preparation allows increasing the processing accuracy of the resulting products by eliminating misalignment between the billet and the piercing axis. To center the axial drawing at the rear end, the centering head is pressed with a force that prevents it from pushing out of the drawing and moves at the same speed as the billet end. This

method improves the accuracy of the pierced product ends and, consequently, reduces metal consumption due to technological trimming.

At «UralNDTI», it was proposed to pierce billets with a wavy profile on the lateral surface [7]. The intermittent contact of the metal with the rolls and the fine deformation significantly reduce the negative influence of frictional backing forces, creating conditions for predominant metal flow in the axial direction. Experimental studies on piercing billets with a wavy profile demonstrated an increase in the critical upsetting by $2,8 \div 4,0$ times and a reduction of the energy-force parameters of the piercing process by $18 \div 30\%$ compared to the existing parameters for piercing cylindrical billets [7].

Let us consider examples of performing additional operations (positions 2.1–2.3, fig. 2) to improve the rolling of the rough pipe (first pass). To enhance hot pilger pipe rolling in the unstable «starter» mode, the preparation of the front ends of shells is known to be applied [8]. Improvement of the starter mode conditions occurs due to the transfer of part of the metal deformation to the preceding mill, for example, the piercing mill. This allows reducing metal losses in the trim at the front (starter) end of the pipe and shortening the duration of the starter mode, thereby increasing the productivity of the pilger mill.

Expansion of the size range at the stage of increasing $\frac{D}{S}$ the pipes rolled on PRMs with Assel three-roll mills is achieved by thinning the rear end of the shell during its piercing on the skew-roll mill. Reducing deformation when rolling the rear ends of shells on the Assel three-roll mill decreases transverse deformation, which allows rolling the main part of the pipe with a thinner wall [9].

On PRMs with the automatic mill 350, a new rolling technology has been developed and implemented, which reduces longitudinal wall thickness variation of pipes, averaging $0,2 \div 0,5$ mm. This variation is primarily caused by temperature differences along the length of the shell formed during billet piercing, which induces changes in the elastic deformation of the automatic mill working stand. The new technology [10] involves rolling shells on the piercing mill with wall thickness increasing from the front to the rear end by expanding the rolls during piercing. During subsequent rolling of these shells on the automatic mill, increasing billet compression compensates for the temperature gradient along the shell, stabilizing roll forces and the gap between them.

To implement the piercing process, a tensioning device equipped with a program-controlled automatic system was developed. The system ensures the specified radial displacement of the rolls. Reducing longitudinal wall thickness variation allowed a decrease in average wall thickness by $0,044$ mm, correspondingly reducing metal consumption by 5 kg per ton of finished pipe.

Let us consider examples of performing additional operations (positions 3.1–3.3, fig. 2) to improve the rough pipe rolling (second pass).

A known technology [11] involves rolling pipes on the pilger mill with thickened ends corresponding to the starter end and the pilger head. By reducing metal deformation, metal losses in the starter end and pilger head are significantly reduced. In addition, this ensures the removal of the pipe from the mandrel during rolling of thin-walled pipes with $\frac{D}{S} = 12,5 \div 40,0$.

The preparation of pipe billets for reducing on the preceding stages of the technological process has been considered in works [12, 13] and others. One of the main approaches to reducing metal waste during hot pipe reducing is to vary the deformation along the pipe length. In this case, deformation is redistributed between two stages of the technological process: in the part of the pipe where the required degree of deformation cannot be achieved in the reducing mill, it is increased at the preceding PRM stage.

The most effective method realizing this approach is to change the deformation zone by converging or diverging the working rolls directly during pipe rolling. Two methods of implementing this approach are known: on existing equipment outside or in addition to the main technological process, and on existing equipment within the normal technological flow.

On PRMs with the automatic mill 140, when rolling rough pipes with diameters of $84 \div 118$ mm and wall thicknesses of $3,4 \div 12$ mm, their ends were thinned over a length of $600 \div 1800$ mm, with additional wall compression at the ends of $0,25 \div 1,0$ mm. During subsequent reducing with stretching into pipes with diameters of $28 \div 76$ mm and wall thicknesses of $3,2 \div 12$ mm, a metal saving of 900 t/year was achieved. The increase in length of the reduced and calibrated pipes was within $2,7 \div 5,4\%$ and $2,8 \div 4,6\%$, respectively, and metal savings were also achieved due to reducing the billet length when rolling pipes of measured length by 5% [14].

Let us consider an example of performing an additional operation (position 4.1, fig. 2).

On PRMs with the automatic mill 350, the transverse wall thickness variation of the pipe ΔS_k end sections is $1,5 \div 2,0$ times greater than the variation in their middle section. M.I. Khanin proposed that, to utilize the tolerance range of thickened pipe ends on PRMs with automatic mill 350, the wall thickness of the pipe should be adjusted at the final stage of its shaping on the rolling mill [15].

For this purpose, during the rolling of the pipe end sections, it is necessary to change the distance between the rolls: the rolls are converged at the front end of the pipe and diverged at the rear end. It is advisable to implement roll displacement during rolling using the pressure device of the rolling mill. The rolling technology on the rolling mill is as follows [15]. After the front end of the pipe exits the rolls by $0,4 \div 0,6$ m, the rolls are converged by a specified amount using the mill's pressure device, increasing wall compression by $\Delta = 0,1 \div 0,3$ mm. The middle section of the pipe is rolled at a constant distance between the rolls, which differs from the initial distance by the amount of their convergence.

As the rear end of the pipe approaches the deformation zone, the rolls are diverged back to their original position. The completion of roll divergence should correspond to a distance of $0,4 \div 0,6$ m from the rear pipe end to the deformation zone. The rear end of the pipe is rolled according to the mill setting specified in the rolling schedule. Roll movement during rolling should be performed in automatic mode.

Methods for preparing the front ends of shells before rolling. These methods are discussed in detail in [8]. Preparation of the front ends of shells is known primarily on the skew-roll piercing mill and in the off-line charging section of the pilger mill. The most rational method for preparing shell ends on the piercing mill is compression using idle rolls at the exit side of the stand on the mandrel, utilizing the forces of the piercing process. Studies of this process on PRMs with pilger mills at $6 - 12'' \times 5 - 12''$ and at PJSC «Interpipe-NTZ» showed its high efficiency, increasing the productivity of the pilger mill by $3 \div 4\%$ and reducing metal consumption by $1,5 \div 2,5\%$. Examples of preparing the front ends of shells in the off-line charging section of the pilger mill include deformation of the shell front end on a temporary mandrel using a four-ram hydraulic press and on a planetary-type rolling machine. The most promising direction is the use of planetary skew-roll (transverse) mills. In planetary skew-roll mills, the rolls rotate planetarily around a stationary billet, continuously deforming it in a steady-state mode. Further research on the process of skew-roll (transverse) planetary rolling is necessary for the preparation of the front ends of shells.

Planetary rolling processes in pipe production. Let us consider the main directions of using the planetary rolling process by deforming metal in idle rolls located in a cassette that rotates.

Rolling in three-roll (PSW) and four-roll (KRM) planetary mills [1]. Planetary skew-roll mills differ from traditional screw rolling mills in that the work stand with rolls rotates around the pipe, rather than the pipe itself rotating. Rolling in a rotating stand was first used to produce rods and pipes of a wide range of grades from

non-ferrous metals. The production of seamless pipes was initiated on the PSW mill in 1974. On the PSW mill, pipes with an outer diameter of 70–219 mm and wall thickness of 4,5–6,0 mm are produced, with a ratio of $\frac{D}{S} = 8 \div 35$. The elongation coefficient can reach $\mu = 15$.

The company «KOCKS» developed a «new» technology for producing seamless pipes through a continuous process of transforming a hollow billet into a hot-rolled pipe (STP process), which uses a four-roll elongator (KRM) whose rolls rotate around the billet. As a result, the KRM mill is capable of rolling shells (rough pipes) up to 50 m in length. While the rear part of the hollow billet is transformed into a shell on the KRM mill, the front part begins forming into the finished pipe in the reducing-elongation mill. The reducing-elongation mill, equipped with adjustable stands, is a continuation of developments of traditional PPC mills, based on the positive experience of three-roll reducing and calibrating mills used for rolling wire and rods, and meets the requirements of the pipe market.

Elongation in the KRM mill, reduction in the reducing-elongation mill, and cutting of pipes on a flying saw occur simultaneously on the same billet, eliminating additional heating. This technology increases profitability and productivity while also expanding the pipe assortment.

1. The use of planetary skew-roll mills as expansion stands is known [16].

2. The principle of planetary rolling was applied in [17] for developing a method for preparing the front ends of shells before pilger rolling. In the proposed process (fig. 3), preparation of the shell end is performed on a temporary short cylindrical mandrel, which is removed after preparing the front end of the shell and charging it with the mandrel. The installation for planetary rolling of shell ends is located in the off-line charging section and serves both pilger mills, reducing capital costs.

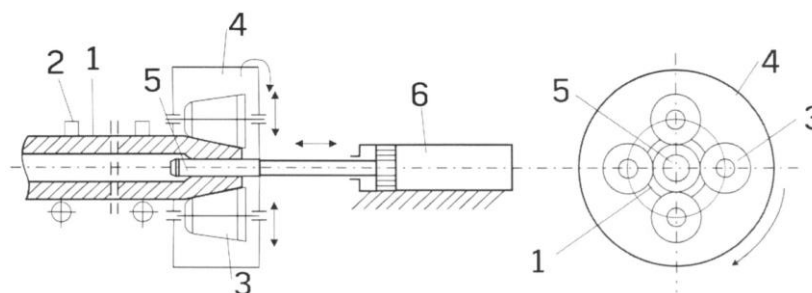


Figure 3 – Preparation of the front end of the shell on a planetary-type rolling machine:

1 – shell; 2 – shell clamp; 3 – idle compression rolls; 4 – die plate; 5 – mandrel; 6 – mandrel hydraulic drive;

3. Preparation of the front ends of billets before the skew-roll piercing PRM with a three-roll mill using a planetary rolling device was proposed by G.M. Kushchinsky in the late 1960s [18]. A feature of this installation is the simultaneous centering of the billet's front

end during its preparation. G.M. Kushchinsky's research demonstrated the feasibility, possibility, and effectiveness of such billet preparation.

4. Several processes for using planetary rolling in cold deformation of pipes are known. At SE «NDTI»

and NMetAU, in order to expand the assortment in the production of bearing pipes with diameters less than 50 mm, a new process of mandrel-less cold transverse-helix rolling was proposed, performed in a planetary stand with a differential drive. Works [19, 20] in the field of screw rolling on planetary hot- or cold-rolling pipe mills demonstrated the effectiveness of this new production method. The main technological feature of planetary screw rolling mills is the ability to deform the

metal gradually. This is achieved through a special drive arrangement of the mill: the use of a differential gearbox and two main motors (one motor for roll rotation and one for stand rotation). Cold screw rolling was performed on a three-roll planetary mill installed at SE «NDTI» with roll feed α angles of $3^{\circ}30'$ and 7° , and a stand rotation speed of $n_{\text{кр}} = 5 \text{ s}^{-1}$ and 10 s^{-1} .

The scheme of the planetary mill is shown in fig. 4.

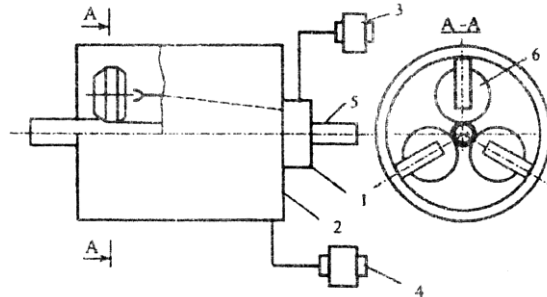


Figure 4 – Planetary screw rolling mill: 1 – central gear of the differential gearbox; 2 – working stand; 3 – roll motor (central gear); 4 – stand motor; 5 – pipe being rolled; 6 – working roll

Pipes with dimensions $32 \times 3,0$ mm, $32 \times 4,0$ mm, and $36,6 \times 4,7$ mm were rolled in a single pass with the following deformation degrees: $32 \times 3,0$ mm – 4–18% relative deformation (ε) and 1,0–5,8 mm absolute deformation (Δd); $32 \times 4,0$ mm – 3–22% relative deformation (ε) and 1,0–7,0 mm absolute deformation (Δd); $36,6 \times 4,7$ mm – 4–18% relative deformation (ε) and 1,5–6,6 mm absolute deformation (Δd).

The productivity of the cold mandrel-less screw rolling process depends on the rotational speed of the planetary stand, the feed angle of the working rolls, and the degree of pipe deformation by diameter, and ranges from 100 to 250 m/h at a total power of 24 kW. The dimensional accuracy of finished bearing pipes is 0,1–0,3 mm by diameter and 4–5% by wall thickness, meeting the requirements of standards for bearing pipes. The surface finish of pipes after cold planetary rolling can reach $Ra = 1 \div 2 \mu\text{m}$. The quality of the internal surface is not deteriorated.

In Japan, rotational pipe calibration has been developed, which provides increased dimensional accuracy, surface quality, and is characterized by low capital and operating costs [21]. The device for rotational calibration contains a housing with rollers that roll along the pipe surface, being installed at a certain angle to the pipe axis. The rollers rotate freely on their axes and are equipped with drives – the rotation of the housing itself provides the drive. The housing moves along the pipe similarly to a nut moving along a thread, as it slides onto the pipe and moves along a spiral trajectory. This ensures that the entire pipe surface is uniformly processed.

By changing the relative angular position of the rollers, the gauge diameter can be adjusted. Each of the two roller housings is mounted on separate carriages. In the second housing, the rollers are installed at an

angle of opposite sign relative to the rollers of the first housing. Both housings rotate in mutually opposite directions, which is necessary to prevent twisting of the pipe in the section between the calibration mill and the welding position. Both carriages are rigidly connected to each other and mounted on guides. The entire assembly of carriages, roller housings, electric motors, and gearboxes can freely move along the guides parallel to the pipe axis (fig. 5). One feature of the rotational calibration method is that the gauge diameter, formed inside the roller housing, is continuously adjustable within the range between the upper and lower limits inherent to that housing. Figure 6 shows the change in diameter corresponding to the variation of the roller installation angle relative to the pipe axis. This allows for a reduction in the tool inventory, as a single pair of roller housings can calibrate several pipe diameters.

The pipe passing through the RSM calibration mill is processed uniformly along its entire length.

Currently, the range of pipes suitable for calibration on the RSM mill is limited to an outer diameter of $30 \div 650$ mm and a wall thickness of $0,8 \div 16$ mm. The RSM calibration mill has the following advantages: high-precision adjustment of pipe tension between the welding machine and the calibration mill; on-the-fly gauge adjustment; the possibility of producing shaped pipes; improved surface roughness of pipes by approximately 30%; quick tool replacement without additional costs; gradual and uniform deformation of the pipe material; a 50% reduction in energy consumption; the possibility of use outside the PRM line; and others.

A known method of continuous cold pipe rolling [22] involves deforming the hollow billet 1 in a gauge formed by grooved rolls 2 on a mandrel 3, and in a consecutively arranged housing 4 that rotates around the rolling axis, where planetary rolling of the billet with idle rolls is carried out (fig. 7).

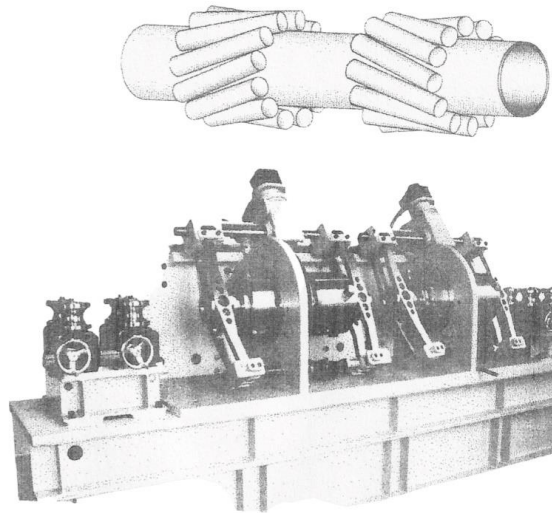


Figure 5 – General view of the installation for rotational pipe calibration

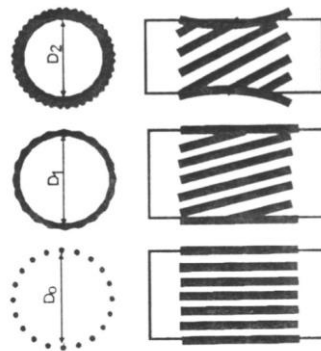


Figure 6 – Diagram of gauge diameter adjustment inside the roller housing

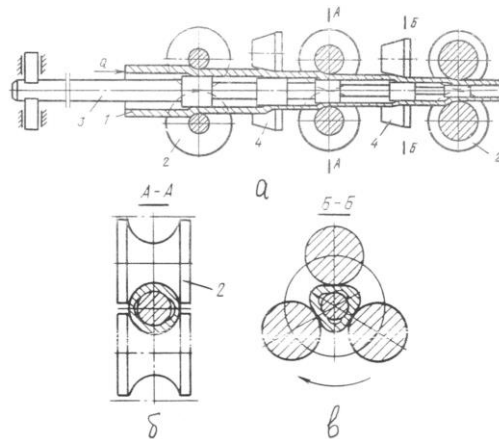


Figure 7 – Scheme of continuous cold pipe rolling [23]:
 a) general view; b and c) cross-sections A–A and B–B, respectively;
 1 – hollow billet; 2 – grooved roll; 3 – mandrel; 4 – housing with idle rolls

Each cross-section of the billet is compressed in both diameter and wall thickness first by the longitudinal rolling rolls, then by the transverse rolling rolls, followed again by the longitudinal rolling rolls, and so on. In this process, the ratio of relative deformations in wall thickness in consecutively arranged gauges – formed by the grooved rolls of the longitudinal rolling and in the planetary housing with idle rolls rotating around the

rolling axis – is $0,5 \div 0,9$. This ensures a reduction in the degree of work hardening and mitigates the higher plastic properties of the metal, i.e., it increases the deformability of the metal and the productivity of the process due to significantly higher elongation coefficients ($3,0 \div 3,8$).

Selection of the planetary scheme for rolling the front ends of billets and the parameters of the rollers.

Planetary rolling of the front ends of billets (shells) with rollers can be carried out according to several schemes. Combined rolling with radial feed of the rollers is fairly complex, as it requires an adjustable stop for axial fixation of the billet relative to the rollers. In addition, for radial feed of the rollers during rotation of the roller cassette around the billet, either a collector device or flexible hoses for fluid supply are needed. Therefore, the second rolling scheme is considered more practical, in which the roller cassette moves axially along the billet to deform its front end.

Furthermore, planetary rolling of the billet end can be performed with a varying number of rollers. The number of rollers determines the rotation angle of the cassette, in which the rollers are positioned with the ability to move radially from the initial position to form a conical shape at the billet end.

If one roller is used, then to form the cone it must make one full rotation around the billet plus an additional rotation corresponding to the indentation depth Δh . If two rollers are used in the cassette, positioned diametrically, the cassette must make one full rotation to form the cone. If three rollers are used, positioned at an angle of 120° to each other, the cassette must rotate

by 240° . If four rollers are used, positioned at an angle of 90° to each other, the cassette must rotate by 180° , i.e., half a turn, to form the cone. We adopt a cassette with four rollers.

Determination of deformation tool parameters. These parameters include the diameter and width of the rollers.

The roller diameter is selected by analogy with the selection of rolling roll diameters. As is known, the working diameter of rolling rolls is determined taking into account the allowable bite angle according to the formula

$$D = \frac{\Delta h}{1 - \cos \alpha_3}, \quad (1)$$

where Δh – is the absolute indentation; α_3 – is the bite angle, which should not exceed 30° , we adopt a bite angle of 15° .

The absolute indentation for the minimum billet diameter of $\varnothing 110$ mm, as shown in fig. 8, is $\Delta h = L_K \cdot \operatorname{tg} 5^\circ = 50 \cdot 0,0875 = 4,4$ mm.

The absolute indentation for the maximum billet diameter of $\varnothing 230$ mm, as shown in fig. 8, is $\Delta h = L_K \cdot \operatorname{tg} 5^\circ = 70 \cdot 0,0875 = 6,1$ mm.

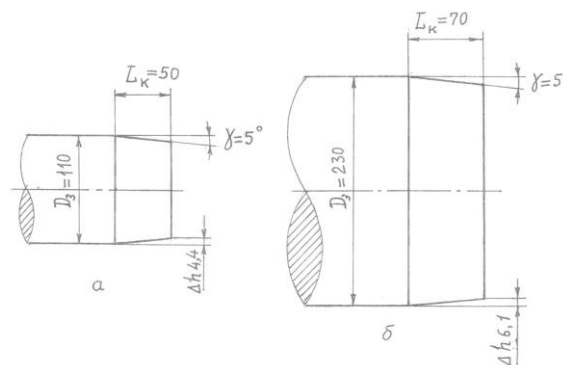


Figure 8 – Billets with profiled front ends:
a) diameter $\varnothing 110$ mm; b) diameter $\varnothing 230$ mm

Then, according to formula (1), the roller diameter should be:

$$\begin{aligned} & \text{– for the minimum billet } \varnothing 110 \text{ mm} \\ & D \frac{4,4}{1-0,9659} \text{ mm}_{min}; \\ & \text{– for the maximum billet } \varnothing 230 \text{ mm} \\ & D \frac{6,1}{1-0,9659} \text{ mm}_{max}. \end{aligned}$$

We adopt the roller diameter at the billet end face plane as $D = 200$ mm.

When determining the roller width, it should be taken into account that the end of the cylindrical billet takes a conical shape and elongates in the axial direction during rolling with conical rollers (fig. 9). Let us determine the length L_3 of the billet end, which transitions into the specified cone length L_K . We consider the volumes of two bodies: a cylinder with a diameter of D_3 and a height of L_3 and a truncated cone with a base of D_3 and a height of L_K . From this, we obtain the ratio

$$L_3 = L_K - 2 \cdot \frac{L_K^2 \cdot \operatorname{tg} \gamma}{D_3} + 1,3 \cdot \frac{L_K^3 \cdot \operatorname{tg}^2 \gamma}{D_3^2}.$$

The calculation showed that the third term can be neglected with an error of less than 1%. Based on this, we obtain the formula

$$L_3 = L_K - \frac{2 \cdot L_K^2 \cdot \operatorname{tg} \gamma}{D_3}. \quad (2)$$

From expression (2), the length L_3 for the minimum billet with the initial data: $D_3 = 110$ mm; $L_K = 50$ mm; $\gamma = 5^\circ$ will be equal to $L_3 = 50 - \frac{2 \cdot 50^2 \cdot \operatorname{tg} 5^\circ}{110} = 46$ mm.

From expression (2), the length L_3 for the maximum billet with the initial data: $D_3 = 110$ mm; $L_K = 70$ mm; $\gamma = 5^\circ$ will also be equal to $L_3 = 70 - \frac{2 \cdot 70^2 \cdot \operatorname{tg} 5^\circ}{110} = 66,3$ mm. Then, the roller width is taken from the expression $b_p = L_K + \Delta b_1 + \Delta b_2$. Where Δb_1 is used to position the billet relative to the rollers before the start of rolling. We adopt initial approximate values Δb_1 and Δb_2 as 15 mm. Consequently, the roller width will be $b_p = L_K + 30$.

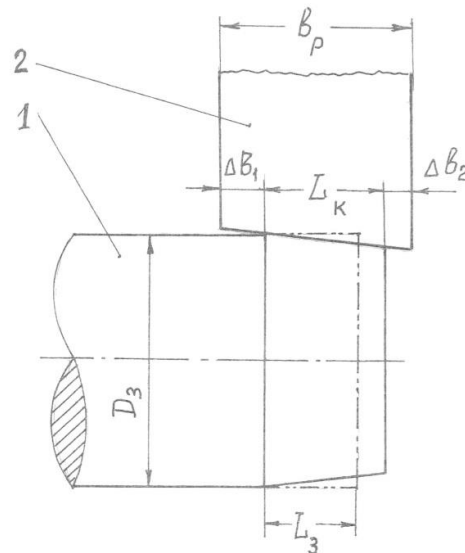


Figure 9 – Diagram of roller contact with the billet at the moment of indentation completion: 1 – billet; 2 – roller

Determination of the forces acting on the roller during the rolling process. The forces acting during the planetary rolling process are determined at the moment of maximum roller penetration into the billet. Fig. 10 shows the force diagram acting on a stationary billet from the idle roller when it is inserted by a distance Δh and the roller cassette is rotated by an angle of 90° counterclockwise. The diagram shows the minimum billet with a diameter of $\varnothing 110$ mm and a roller of $\varnothing 200$ mm. The magnitude Δh is maximal at the billet's end face and decreases to zero at the point where the billet first contacts the roller. The action of the billet on the roller can be represented as a single resultant force P ,

applied at point A, in the middle of the contact arc CD . If the friction forces in the roller trunnions are neglected, this resultant must pass through the roller axis – point O_1 . When friction in the roller trunnions is considered, the direction of the resultant force P changes so that it passes along the tangent to the friction circle. Then, the torque required to rotate the roller is

$$M_p = P \cdot \mu \cdot \frac{d}{2} = P \cdot \rho, \quad (3)$$

where: $\rho = \frac{\mu \cdot d}{2}$ – radius of the friction circle; μ – coefficient of friction in the roller trunnions; d – diameter of the roller trunnions.

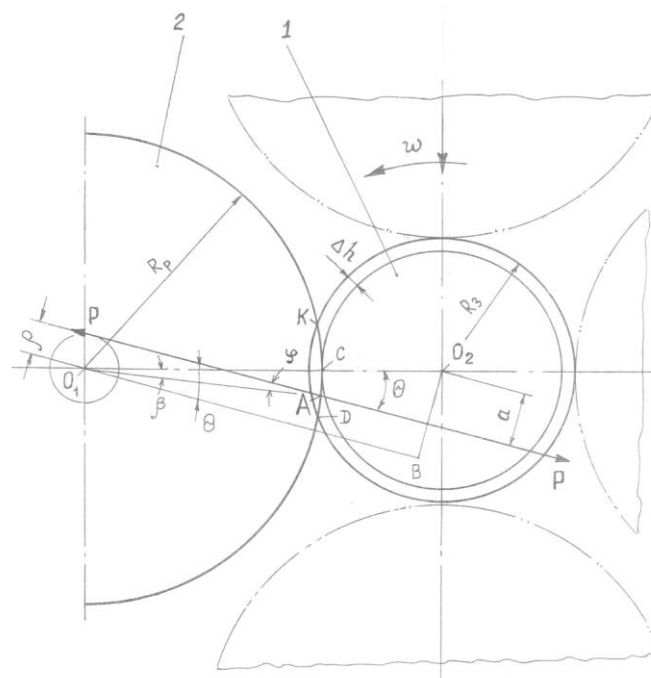


Figure 10 – Diagram of the force interaction between the roller and the billet at the moment of indentation completion: 1 – billet; 2 – roller.

The force exerted by the roller on the billet, based on equilibrium conditions, lies on the same line as force P and generates a torque that tends to rotate the billet counterclockwise.

$$M_3 = P \cdot a, \quad (4)$$

where $a = BO_2 - \rho$; $BO_2 = (R_p + R_3 - \Delta h) \cdot \sin \theta$.

From triangle ACO_1 it follows that $\theta = \beta + \varphi$. The angle β is determined by the point A of application of the resultant P on the roller, and the angle φ can be found from the relation $\sin \varphi = \frac{2 \cdot \rho}{D_p}$. The lever arm a of the force P can now be determined from the equation:

$$a = (R_p + R_3 - \Delta h) \cdot \sin(\beta + \varphi) - \rho. \quad (5)$$

Substituting this value of p into expression (4), we obtain the moment acting on the billet taking into account the frictional forces in the roller trunnions. We estimate the magnitude of the force P as the resultant of the normal pressure forces acting over the contact arc CD of the roller with the billet when the roller is inserted by an amount Δh . We assume that the mean

value of the normal pressure equals p and is uniformly distributed over the contact arc CD and over the contact patch between the roller and the billet. The contact patch is represented as an isosceles triangle whose base is the chord of the contact arc CD and whose height is L_K . We use the slip-line method and consider a plane problem. We choose the indentation speed of the rollers such that indentation by the prescribed amount Δh occurs during one quarter turn of the roller cassette around the billet. Obviously, in this position the indentation force of the rollers reaches its maximum. This position is shown in Fig. 11, where a simplified slip-line field is adopted consisting of two straight lines AC and $A'C$. On the contact surfaces AB and $A'B'$ a constant average pressure p , directed perpendicular to the billet axis and parallel to the roller velocity v_p' , directed along the radius O_1A (fig. 11). The velocity v_p' is determined from the relation

$$v_p' = v_p \cdot \sin \beta,$$

where v_p – the tangential velocity of the center of the roller axis O_1 during the cassette's rotation about the workpiece.

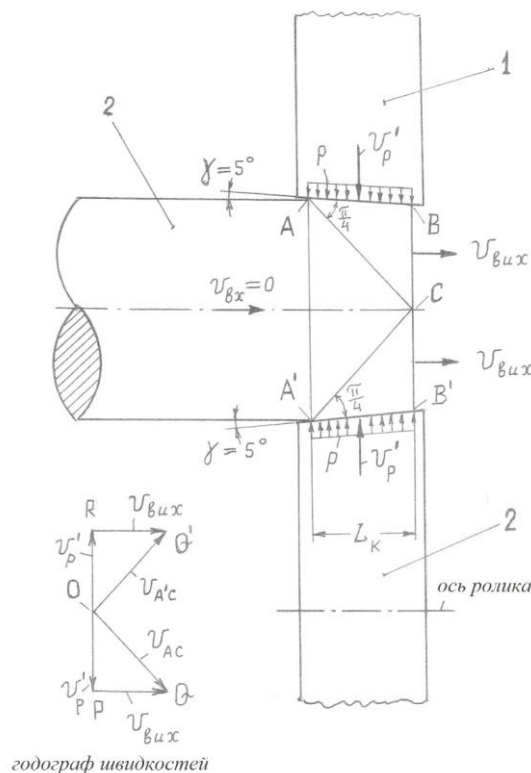


Figure 11 – Slip-line field at maximum indentation of two diametrically opposed rollers and velocity hodograph: 1 – roller; 2 – billet

The error δ , which arises from replacing the pressure normal to the surface AB with the pressure p , perpendicular to the workpiece axis, is estimated as negligibly small (at $\gamma = 5^\circ$), namely:

$$\delta = \frac{Ap}{P_N} \cdot 100\% = \frac{P_N - P_N \cdot \cos \gamma}{P_N} \cdot 100\% = 0,38\%.$$

The construction of the slip velocity hodograph is carried out as follows. From the pole O (fig. 11) to an arbitrary scale, we lay off the velocities v_p' of the rollers relative to the center of the workpiece (more precisely, to points A and A') OP and OR . In each deformation zone ABC and $A'B'C$ these velocities have two

components: OQ along AC and OQ' along $A'C$, as well as PQ and RQ – the velocities of the metal exiting the deformation zone. The upper-limit specific load p is calculated according to Johnson's method [23, p. 218] using the equation

$$p \cdot AB = \frac{2 \cdot \sigma_s}{\sqrt{3}} \cdot \int_s \frac{v_{ck}}{v_p} ds = \frac{2 \cdot \sigma_s}{\sqrt{3}} \cdot \frac{AC \cdot OQ}{v_p}. \quad (6)$$

From where, we get

$$p = \frac{2 \cdot \sigma_s}{\sqrt{3}} \cdot \frac{AC \cdot OQ}{AB \cdot OP}. \quad (7)$$

The measurements of the segments included in formula (7) on the drawing (Fig. 11) yielded the following values: $AC = 37$ mm; $OQ = 26,5$ mm; $AB = 26$ mm; $OP = 20$ mm. Substituting the obtained values into formula (7), we get

$$p = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \frac{37 \cdot 26,5}{26 \cdot 20} \cdot \sigma_s = 2,18 \cdot \sigma_s.$$

To determine the yield strength σ_s of the steel, it is necessary to know the degree and rate of deformation. The degree of deformation ε is estimated by analogy with cylinder upsetting. In our case, it is not upsetting, but the elongation of the workpiece end from length L_3 to length L_K .

Thus, the degree of deformation during rolling is determined as follows:

$$\text{– for the minimum workpiece } \varnothing 110 \text{ mm } \varepsilon = \frac{L_K - L_3}{L_3}.$$

$$100\% = \frac{50 - 46}{46} \cdot 100\% = 8,7\%;$$

$$\text{– for the maximum workpiece } \varnothing 230 \text{ mm } \varepsilon = \frac{L_K - L_3}{L_3}.$$

$$100\% = \frac{70 - 66,3}{66,3} \cdot 100\% = 5,6\%.$$

The deformation rate $u = \varepsilon/t$, where t – is the deformation time, depends on the angular velocity ω of the roller cassette. Thus, if the cassette rotates at a speed of $n = 60 \text{ min}^{-1}$ ($\omega = \frac{\pi \cdot n}{30} = 6,28 \text{ s}^{-1}$), the time

for the cassette to turn through an angle of 90° will be $t = 0,25 \text{ s}$.

Therefore, the deformation rate of the workpiece end during roller finishing will be:

$$\text{– for the minimum workpiece } \varnothing 110 \text{ mm } u = \frac{0,087}{0,25} =$$

$$0,35 \text{ s}^{-1};$$

$$\text{– for the maximum workpiece } \varnothing 230 \text{ mm } u = \frac{0,056}{0,25} =$$

$$0,22 \text{ s}^{-1}.$$

As an example, we consider a workpiece made of steel 45 at a temperature of 1200°C .

We determine the yield strength of this steel using the method of thermomechanical coefficients [24, p. 212]:

$$\sigma_s = \sigma_0 \cdot k_\varepsilon \cdot k_u \cdot k_T \quad (8)$$

where $\sigma_0 = 86 \text{ МПа}$ – the baseline value of deformation resistance [24, p. 212]; $k_\varepsilon = 0,93$ – the step coefficient for the minimum workpiece; $k_\varepsilon = 0,95$ – the step coefficient for the maximum workpiece; $k_u = 0,62$ the velocity coefficient for the minimum workpiece; $k_u = 0,57$ the velocity coefficient for the maximum workpiece; $k_T = 0,58$ the temperature coefficient for the workpieces.

Then, the yield strength will be:

$$\text{– for the minimum workpiece } \varnothing 110 \text{ mm } \sigma_s = 86 \cdot 0,93 \cdot 0,62 \cdot 0,58 = 28,76 \text{ МПа};$$

$$\text{– for the maximum workpiece } \varnothing 230 \text{ mm } \sigma_s = 86 \cdot 0,95 \cdot 0,57 \cdot 0,58 = 27 \text{ МПа}$$

The value of the specific pressure p on sections AB and $A'B'$ (fig. 11):

$$\text{– for the minimum workpiece } \varnothing 110 \text{ mm } p = 2,18 \cdot 28,76 \approx 62,7 \text{ МПа};$$

$$\text{– for the maximum workpiece } \varnothing 230 \text{ mm } p = 2,18 \cdot 27 \approx 60 \text{ МПа}.$$

For the maximum workpiece, the specific pressure p on sections AB and $A'B'$ has also been determined using Johnson's method in the form $p = 2,22 \cdot \sigma_s$. Due to its identity with the minimum workpiece, the determination itself is not presented here. To determine the force P it is necessary to know the contact area of the roller with the workpiece, which is calculated using the formula:

$$F_K = \frac{1}{4} \cdot L_{KD} \cdot L_K, \quad (9)$$

where L_{KD} – the length of the common chord at the intersection of the workpiece and roller circles.

Let us determine the chord length L_{KD} . According to fig. 12, we have two equations for the chord:

$$L_{KD} = 2 \cdot R_p \cdot \sin \gamma_1; \\ L_{KD} = 2 \cdot R_3 \cdot \sin \gamma_2. \quad (10)$$

From where, we have one equation: $R_p \cdot \sin \gamma_1 - R_3 \cdot \sin \gamma_2 = 0$. The second equation is obtained by expressing the distance between the axes of the roller and the workpiece as $R_p \cdot \cos \gamma_1 + R_3 \cdot \cos \gamma_2 = R_p + R_3 - \Delta h$. We thus have a system of two equations with two unknowns γ_1 and γ_2 :

$$R_p \cdot \sin \gamma_1 - R_3 \cdot \sin \gamma_2 = 0; \\ R_p \cdot \cos \gamma_1 + R_3 \cdot \cos \gamma_2 = R_p + R_3 - \Delta h. \quad (11)$$

Solving this system of equations leads to the following expression:

$$\sqrt{1 - \left(\frac{R_p}{R_3}\right)^2 + \left(\frac{R_p}{R_3}\right)^2 \cdot \cos^2 \gamma_1} + \frac{R_p}{R_3} \cdot \cos \gamma_1 = \frac{R_p}{R_3} + 1 - \frac{\Delta h}{R_3}. \quad (12)$$

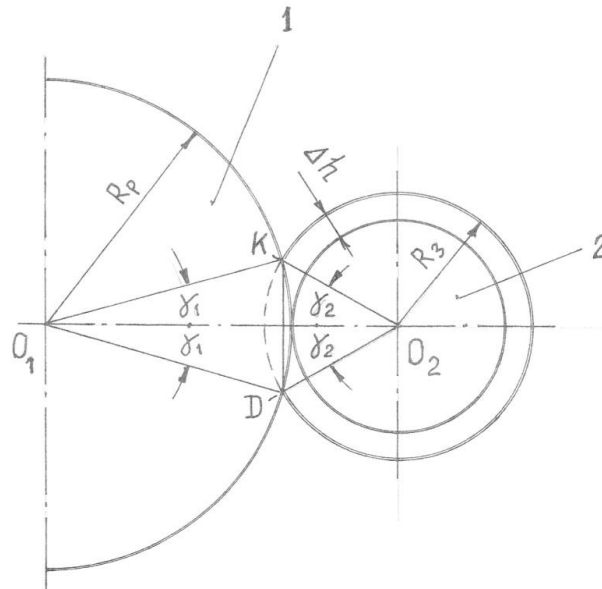


Figure 12 – Diagram for determining the length of the common chord of the roller and workpiece:
1 – roller; 2 – workpiece

We solve equation (12) for the minimum workpiece with respect to γ_1 using the following values of the parameters involved: $\frac{R_p}{R_3} = \frac{100}{55} = 1,818$; $\left(\frac{R_p}{R_3}\right)^2 = 1,818^2 = 3,305$; $\Delta h = 4,4$ mm; $\frac{\Delta h}{R_3} = \frac{4,4}{55} = 0,08$. As a result of solving equation (12), we obtain $\cos \gamma_1 = 0,984$, from which $\gamma_1 = 10^\circ 20'$ follows.

We solve equation (12) for the maximum workpiece with respect to γ_1 using the following values of the parameters involved: $\frac{R_p}{R_3} = \frac{100}{115} = 0,87$; $\left(\frac{R_p}{R_3}\right)^2 = 0,87^2 = 0,756$; $\Delta h = 6,1$ mm; $\frac{\Delta h}{R_3} = \frac{6,1}{115} = 0,053$. As a result of solving equation (12), we obtain $\cos \gamma_1 = 0,967$, from which $\gamma_1 = 14^\circ 44'$ follows.

Thus, the chord length according to equation (10) is:

– for the minimum workpiece $\varnothing 110$ mm $L_{KD} = 2 \cdot 100 \cdot \sin 10^\circ 20' \approx 36$ mm;

– for the maximum workpiece $\varnothing 230$ mm $L_{KD} = 2 \cdot 100 \cdot \sin 14^\circ 44' \approx 51$ mm.

Then, the contact area of the roller with the workpiece, according to formula (9), will be:

– for the minimum workpiece $\varnothing 110$ mm $F_k = 0,25 \cdot 36 \cdot 50 = 450$ mm²;

– for the maximum workpiece $\varnothing 230$ mm $F_k = 0,25 \cdot 51 \cdot 70 = 892,5$ mm².

The force **F** will be:

– for the minimum workpiece $\varnothing 110$ mm $P = p \cdot F_k = 62,7 \cdot 10^6 \cdot 450 \cdot 10^{-6} = 28215$ N = 28,2 kN;

– for the maximum workpiece $\varnothing 230$ mm $P = p \cdot F_k = 60 \cdot 10^6 \cdot 892,5 \cdot 10^{-6} = 53550$ N = 53,55 kN.

The torque required to rotate the roller during finishing is determined using formula (3) at $\mu = 0,1$ and $d = 0,1$ m:

– for the minimum workpiece $\varnothing 110$ mm $M_p = 28215 \cdot 0,1 \cdot \frac{0,1}{2} = 141,07$ N · m;

– for the maximum workpiece $\varnothing 230$ mm $M_p = 28215 \cdot 0,1 \cdot \frac{0,1}{2} = 267,75$ N · m.

We determine the angle:

$$\varphi = \arcsin \frac{2 \cdot \rho}{D_p} = \arcsin \frac{2 \cdot 5}{200} = \arcsin 0,05,$$

where $\rho = \frac{\mu \cdot d}{2} = \frac{0,1 \cdot 100}{2} = 5$ mm – the radius of the friction circle.

Thus, the angle $\varphi \approx 2^\circ 50'$.

From Fig. 10, it can be seen that the angle $\beta = \frac{\gamma_1}{2}$. Therefore, for the minimum workpiece $\varnothing 110$ mm, the angle $\beta = 5^\circ 10'$, and for the maximum workpiece $\varnothing 230$ mm, the angle $\beta = 7^\circ 22'$.

Next, using formula (5), we determine the lever arm of the force P:

– for the minimum workpiece $\varnothing 110$ mm $a = (100 + 55 - 4,4) \times \sin(5^\circ 10' + 2^\circ 50') - 5 = 16$ mm;

– for the maximum workpiece $\varnothing 230$ mm $a = (100 + 115 - 6,1) \times \sin(7^\circ 22' + 2^\circ 50') - 5 = 32$ mm.

Using formula (4), we calculate the torque tending to rotate the workpiece counterclockwise:

– for the minimum workpiece $\varnothing 110$ mm $M_3 = 28215 \cdot 16 \cdot 10^{-3} = 451,44$ N · m;

– for the maximum workpiece $\varnothing 230$ mm $M_3 = 53550 \cdot 32 \cdot 10^{-3} = 1713,6$ N · m.

Thus, the total torque acting on the stationary workpiece from the four rollers is:

– for the minimum workpiece $\varnothing 110$ mm $\sum M_3 = 4 \cdot 451,44 \approx 1806$ N · m;

– for the maximum workpiece $\varnothing 230$ mm $\sum M_3 = 4 \cdot 1713,6 \approx 6854$ N · m.

To rotate the cassette with four rollers, without accounting for friction losses in the drive, the previously found total torque on the rollers is required. Then, the power needed to rotate the rollers (also without considering the drive efficiency) will be:

- for the minimum workpiece $\varnothing 110$ mm $N = \sum M_3 \cdot \omega_K = 1806 \cdot 6,28 = 11342$ W = 11,34 kW;
- for the maximum workpiece $\varnothing 230$ mm $N = \sum M_3 \cdot \omega_K = 6854 \cdot 6,28 = 43043$ W = 43,04 kW.

Preparation of the front ends of shells on a finishing (rolling) machine. The schematic of the planetary finishing of the front end of a shell on a mandrel is shown in fig. 13. In this process, the shell 1 is stationary and secured against axial displacement. Four cylindrical rollers 2 are positioned in diametrically opposite planes in pairs, with the ability to move along the radii of the shell cross-section. Thus, the axes of the forming rollers are parallel to the axis of the shell. The movement of each roller is driven by a hydraulic cylinder 3, mounted in the housing 4. The housing can rotate on a bearing support 5 and has a gear wheel 6, which receives rotation

from the drive pinion 7. The shell 1 is mounted on the mandrel 8 to a specified distance corresponding to the length of the deforming rollers 2. The mandrel is secured against axial displacement. A hydraulic manifold 9 is installed on the mandrel, which conveys working fluid from the stationary mandrel to the rotating housing 4, and then to each hydraulic cylinder and back to the drain.

The force of the rollers' penetration into the shell wall, as well as the torque applied to housing 4, can be varied over a wide range depending on the radial feed of the rollers per one rotation of the housing 4. By analogy with the cutting force on lathes, this force can be determined experimentally. Synchronization of the gradual movement of the rollers toward the shell center can be achieved by known hydraulic methods (adjustable throttles, use of false rods, discrete hydraulic drives, etc.).

The penetration of the rollers into the shell wall can be limited by displacement sensors on the rods, force sensors, or torque sensors.

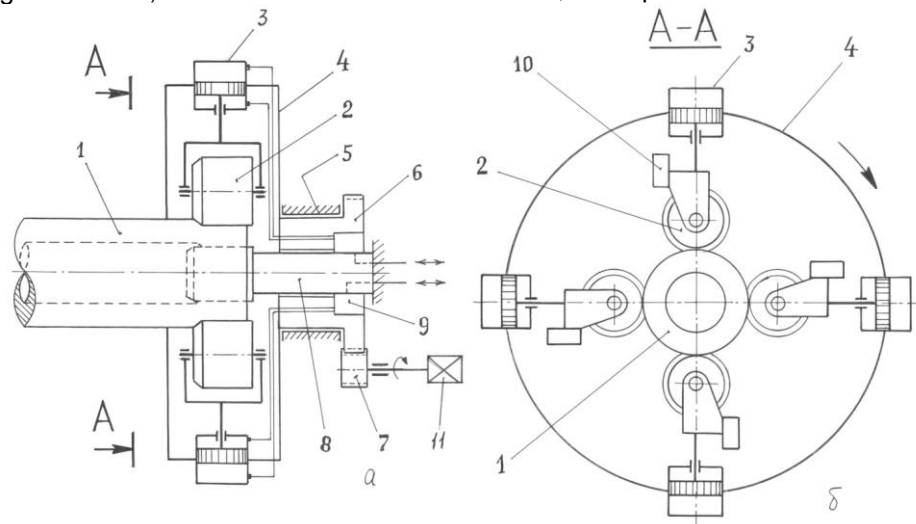


Figure 13 – Diagram of planetary finishing of the front end of a shell: a) main view; b) cross-section A-A in the main view; 1 – shell; 2 – forming roller; 3 – hydraulic cylinder; 4 – housing; 5 – bearing support; 6 – gear wheel; 7 – drive pinion; 8 – mandrel; 9 – hydraulic manifold; 10 – support; 11 – rotation drive

The rollers are cylindrical in shape and move synchronously toward the center of the shell. There is a radial clearance between the shell and the mandrel (fig. 14) $\Delta r = \frac{(d_e - D_{onp})}{2}$. Fig. 14 shows the front end of the shell in a diametral section at the moment of completion of reduction, when the chosen radial clearance Δr , is set, the deforming rollers have penetrated the shell wall by ΔR , and the contact length l of the rollers with the shell has increased by Δl . The dashed line in fig. 14 shows the initial position of the shell end relative to the rollers and mandrel.

As a result of the reduction, the volume of metal in a ring with cross-section $ABCD$ is deformed into a ring with cross-section $A'B'C'D'$. The volume of the ring $ABCD$ can be determined using the expression:

$$V_{ABCD} = F_m \cdot l = \frac{\pi}{4} \cdot (D_e^2 - d_e^2) \cdot l, \quad (13)$$

where F_m – the area of the flat annular cross-section AD ; D_e – the outer diameter of the shell; d_e – the inner diameter of the shell.

The volume of the ring $A'B'C'D'$ can be determined using the expression:

$$V_{A'B'C'D'} = F'_m \cdot (l + \Delta l) = \frac{\pi}{4} \cdot [(D_e - 2 \cdot \Delta R)^2 - D_{onp}^2] \cdot (l + \Delta l), \quad (14)$$

where F'_m – the area of the flat annular cross-section $A'D'$.

Equating expression (13) and expression (14), and dividing by 1, we obtain:

$$D_e^2 - d_e^2 = [(D_e - 2 \cdot \Delta R)^2 - D_{onp}^2] \cdot \left(1 + \frac{\Delta l}{l}\right). \quad (15)$$

We have one equation with two unknowns, ΔR and Δl .

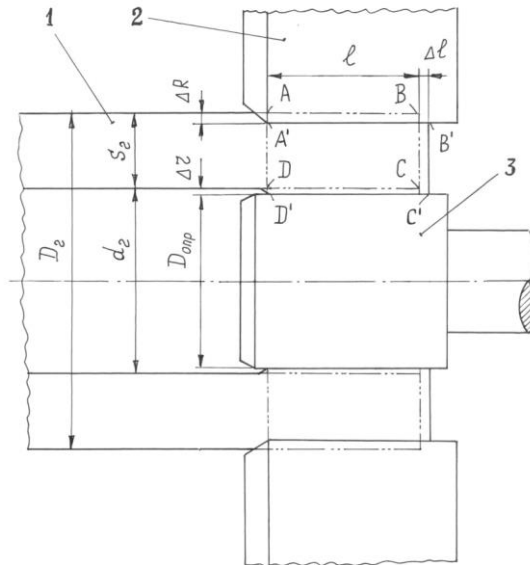


Figure 14 – Finishing of the shell end with rollers on a mandrel (longitudinal section):
1 – shell; 2 – forming roller; 3 – mandrel

The second equation is obtained from the incompressibility condition:

$$\varepsilon_l + \varepsilon_R + \varepsilon_\tau = 0,$$

where $\varepsilon_l = \frac{\Delta l}{l}$ – relative elongation of the shell end (positive sign); $\varepsilon_R = \frac{2 \cdot \Delta R}{D_e}$ – relative reduction of the shell radius (negative sign); $\varepsilon_\tau = \frac{[\pi \cdot D_e - \pi \cdot (D_e - 2 \cdot \Delta R)]}{(\pi \cdot D_e)} = \frac{2 \cdot \Delta R}{D_e}$ – relative deformation in the tangential direction (negative sign).

Thus, the second equation is:

$$\frac{\Delta l}{l} - \frac{4 \cdot \Delta R}{D_e} = 0. \quad (16)$$

Solving equations (15) and (16) simultaneously with respect to ΔR , we obtain:

$$D_e^2 - d_e^2 = [(D_e - 2 \cdot \Delta R)^2 - D_{onp}^2] \cdot \left(1 + \frac{4 \cdot \Delta R}{D_e}\right). \quad (17)$$

Equation (17) is cubic with respect to ΔR . Therefore, it is expedient to proceed to a numerical solution. Substituting the following initial data into equation (17): $D_e = 320$ mm, $d_e = 170$ mm, $D_{onp} = 164$ mm, $l = 140$ mm.

We obtain the cubic expression:

$$0,05 \cdot \Delta R^3 - 12 \cdot \Delta R^2 - 336,2 \cdot \Delta R + 2004 = 0.$$

By substituting values of ΔR we find the value of $\Delta R = 5,06$ mm, that satisfies this equation.

From equation (16), we obtain $\Delta l = 8,86$ mm.

The thinning of the shell wall occurs by an amount of

$$\Delta S = \Delta R - \Delta r = 5,06 - 3 = 2,06 \text{ mm}.$$

Conclusions.

1. One of the main reserves for further increasing productivity, saving material, and improving the accuracy of geometric dimensions in the production of hot-rolled seamless pipes is the use of variable deformation modes across the wall thickness.

2. The method of transferring part of the deformation from the main pass to the preceding pass has been developed, which significantly improves rolling conditions in the main pass and enhances its performance indicators.

3. Examples of performing additional operations on different passes of the rolling stand have been considered, demonstrating their high efficiency.

4. Planetary rolling processes used in pipe rolling production for designing the method of preparing the front ends of shells have been examined.

5. Using the slip-line method, the forces acting on idle rolls during transverse planetary finishing of the shell end, as well as the torque and power of finishing, have been determined.

6. The process of preparing the front end of the shell by reducing it without wall-thickness compression through transverse planetary finishing with idle rolls has been analyzed, and the thinning of the shell wall at the front end has been determined analytically.

7. The process of transverse planetary finishing for preparing the ends of billets, shells, and pipes is promising and requires further research and development.

8. The results of this work can be used when selecting a rational method for preparing metal for rolling, taking into account the technology at a specific rolling stand.

References

1. Velichko, A. G., Bolshakova, V. I., & Balakina, V. F., (Eds.) (2015). *Sovershenstvovanie proizvodstva stali, trub i zheleznodorozhnykh koles : kollektiv. monografiya: Ekonomika.*
2. Mironov, Yu. M., & Ratner, A. G. (1983). Opyt i perspektivy ispolzovaniya peremennykh rezhimov goryachej deformatsii pri proizvodstve besshnovnykh trub. *Novye tekhnologii proizvodstva stalnykh trub.*
3. Safyanov, A. V., & Potapov I. N. (1974). Issledovanie i sovershenstvovanie proshivki v neustanovivshisya rezhimakh. *Stal*, (7), 635-638.
4. Safyanov, A. V., & Potapov, I. N. (1976). Sovershenstvovanie proshivki trubnoj zagotovki v neustanovivshisya rezhimakh. *Stal*, (12), 1115-1117.
5. Emec, V. I., & Lapin, L. I. (1987). Osobennosti formoizmeneniya zadnih koncov gilz pri vintovoy proshivke v stane s gribovidnymi valkami. *Sovershenstvovanie processov obrabotki metallov davleniem*, 106-109.
6. Finagin, M., Rodin, N. M., & Podkustov, V. P. A.s. 1407597 SSSR, MKI B21B19/04. Sposob podgotovki zagotovki k vintovoy proshivke. Bulletin. No. 25.
7. Kartushov, B. P., & Kuryatnikov, A. V. (1980). Proshivka profilirovannykh trubnykh zagotovok na stanakh vintovoy prokatki /. *Byulleten' CIIN ChM*, (19), 43-44.
8. Balakin, V. F., & Ugryumov Yu. D. (2012). Metody podgotovki perednih koncov gilz pered prokatkoj trub / *Teoriya i praktika metallurgii*, (1-2), 16-24.
9. Tartakovskij, B. I. (2010). Geometricheskie, kinematicheskie i silovye parametry processa pri peremeshenii opravki v proshivnom stane. *Proizvodstvo prokata*, (12), 28-36.
10. Hanin, M. I. (2002). Tekhnologiya prokatki tonkostennykh trub povyshennoj tochnosti na agregate s avtomaticheskimi stanami s ispolzovaniem nestacionarnykh rezhimov deformatsii pri proshivke. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost*, (8-9), 361-363.
11. Chernyavskij A.A., Berezovskij V.V., & Ugryumov Yu.D. (1987). Ekonomiya metalla pri proizvodstve trub neftyanogo sortameta. *Metallurgiya*, 304.
12. Danchenko, V. N., & Grinev, A. F. (1975). Podgotovka perednih koncov trub pered reducirovaniem. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost*, (4), 31-33.
13. Gulyaev, G. N., & Nechiporenko, A. I. (1977). Razrabotka i osvoenie novoy tekhnologii prokatki i reducirovaniya trub s utonennymi koncami. *Stal*, (8), 735-739.
14. Gulyaev, G. N., Ratner, A. G., & Zhurba, A. S. (1989) Uluchshenie kachestva trub i ekonomiya metalla pri reducirovanii. *Tekhnika*, 144.
15. Hanin, M. I. (2013). Rezhimy proshivki, obosnovyvaushie snizhenie prodolnoj raznostennosti trub na agregatah s korotkoopravochnymi stanami. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost*, (2), 48-50.
16. Mortelatici, By Luca, & Ricei, Mario. (1996). *Steel Times*, 9(224), 299-302.
17. Balakin, V. F., & Stasevskij, S. L. (2018). Proektirovanie novykh tekhnologicheskikh processov podgotovki perednih koncov gilz k pilgrimovoy prokatke. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost*, 2, 45-51.
18. Bibik, G. A., Druyan, V. M. A.s. 286940 SSSR, MKI B21B19/00. Ustrojstvo dlya podgotovki konca zagotovki pered prokatkoj / Ya.L.Vatkin, zayavl. 25.11.69; opubl. 19.11.70, Bulletin No.35.
19. Popov, M. V., & Hanin M. I. (1992). Poluchenie holodnodeformirovannykh podshipnikovyx trub putem reducirovaniya v planetarnoj kleti poperechno-vintovoy prokatki. *Stal*, 11. 59-61.
20. Sposib vyrobnytstva trub : pat. 54610 Ukraina: MPK B21B23/00, B21B19/00, B21B21/00.; zaiavl. 13.02.2001; opubl. 17.03.2003, Bulletin No.3/2003.
21. Nurmahmetov, F. D. (2007). Rotatsionnaya kalibrovka na truboprokatnom agregate. *Novosti chernoj metallurgii za rubezhom*, 2, 68-71.
22. A.s. 1222338 SSSR, MKI B21B17/04, B21B23/00. Sposob nepreryvnoj holodnoj prokatki trub / M.V.Popov, O.A.Plyackovskij, A.A.Fotov i dr.; zayavl. 20.09.84; opubl. 07.04.86, Bulletin No.13.
23. Tomsen, E., Yang Ch., & Kabayashi, Sh. (1969). *Mekhanika plasticheskikh deformacij pri obrabotke metallov. Mashinostroenie.*
24. Zyuzin, V. I., Brovman, M. Ya., & Melnikov, A. F. (1964). *Soprotivlenie deformatsii stalej pri goryachej prokatke.* Metallurgiya.

Надіслано до редакції / Received: 05.03.2025

Прийнято до друку / Accepted: 30.05.2025

Aiupova T.A., Yelagin A.S., Kovzik A.M., Bila O.V., Pohrebna N.E.
Influence of physicochemical melt treatment on structure and properties of AK7ch alloy microalloyed with Sr-Sc and Ti-B-Sr complexes

Аюпова Т.А., Єлагін А.С., Ковзик А.М., Біла О.В., Погребна Н.Е.
Вплив фізико-хімічної обробки розплаву на структуру та властивості силуміну АК7ч при мікролегуванні комплексами Sr-Sc та Ti-B-Sr

Abstract. Purpose. The aim of research is to determine the features of structure formation and property enhancement in the AK7ch alloy under the influence of microalloying with complex modifiers Sr-Sc and Ti-B-Sr, as well as physicochemical treatment in the liquid state. **Methodology.** The object of study was the AK7ch alloy of the base composition and microalloyed with Sr-Sc and Ti-B-Sr complexes in both the as-cast state and after hydrogen and thermotemporal melt treatments. Structural formation was investigated using metallographic analysis. The ultimate deformability was determined by an improved method for assessing the limiting deformation degree during rolling of wedge-shaped samples. Corrosion resistance, including general and intergranular corrosion susceptibility, was assessed using standard testing methods. **Results.** It was found that the combined physicochemical effect of microalloying with Sr-Sc and 20-minute hydrogen melt treatment increased the deformability of the AlSi7 alloy by 60%. Ti-B-Sr addition and 30-minute thermotemporal melt treatment increased deformability by 46% compared to the original as-cast alloy. It was also established that microalloying with Ti-Sr-B and isothermal treatment for 30 minutes significantly enhance the corrosion resistance of the AK7ch alloy. **Scientific novelty.** The study proves the effectiveness of microalloying with Sr-Sc and Ti-B-Sr complexes in combination with hydrogen and thermotemporal melt treatments for improving the deformability of AK7ch alloy compared to the base composition. The positive effect of such treatments on the alloy's general corrosion resistance was also confirmed. **Practical significance.** The research provides effective methods for enhancing the technological deformability and corrosion resistance of AK7ch aluminum alloy through microalloying with Sr-Sc and Ti-B-Sr complexes in combination with hydrogen or thermotemporal melt treatment. The proposed approaches significantly improve the alloy's structure, which promotes increased corrosion resistance and overall reliability of finished products, especially in critical components used in mechanical engineering, aviation, and transport industries.

Key words: silumin, microalloying, hydrogen treatment, thermotemporal treatment, deformability, corrosion properties.

Анотація. Мета. Метою дослідження є визначення особливостей формування структури та властивостей в сплаві АК7ч, при дії мікролегування комплексним модифікаторами Sr-Sc і Ti-B-Sr та фізико-хімічної обробки в рідкому стані. **Методика.** Об'єктом дослідження служив сплав АК7ч вихідного складу та мікролегований комплексними модифікаторами Sr-Sc та Ti-B-Sr в литому стані та після водневої та термочасової обробки в рідкому стані. Дослідження особливостей формування структури проводили за допомогою металографічного, аналізу, граничну деформієність сплавів визначали за вдосконаленою методикою визначення граничного ступеню деформації металів при прокатці клиновидних зразків, корозійні випробування на загальну корозію та схильність до мікростатистичної корозії проводили за стандартними методиками. **Результати.** Встановлено, що комплексний фізико-хімічний вплив мікролегування комплексом Sr-Sc та 20-хвилинне водневе оброблення розплаву АК7ч підвищує його деформієність на 60%, а додавання комплексу Ti-B-Sr та термочасова обробка розплаву протягом 30 хвилин сприяють підвищенню його деформієності на 46 % порівняно з вихідним литим сплавом. Встановлено, що мікролегування Ti-Sr-B та термочасова обробка розплаву протягом 30 хв. підвищують корозійну стійкість сплаву АК7ч. **Наукова новизна.** Доведено ефективність мікролегування комплексними модифікаторами Sr-Sc та Ti-B-Sr у поєднанні з водневою та термочасовою обробками розплаву для підвищення деформієності сплаву АК7ч у порівнянні з вихідним складом. Встановлено позитивний вплив мікролегування та термочасової обробки розплаву на підвищення загальної корозійної стійкості сплаву АК7ч. **Практична значущість** проведеного дослідження полягає в розробці ефективних методів підвищення технологічної деформієності та корозійної стійкості алюмінієвого сплаву типу АК7ч шляхом мікролегування комплексами Sr-Sc та Ti-B-Sr у поєднанні з водневою або термочасовою обробкою розплаву. Запропоновані технологічні підходи забезпечують суттєве покращення структури сплаву, що сприятиме підвищенню корозійної стійкості та загальної надійності готових виробів, особливо у відповідальних конструкціях машинобудування, авіації та транспортного призначення.

Ключові слова: силуміни, мікролегування, воднева обробка, термочасова обробка, деформієність, корозійні властивості.

© Aiupova T.A. - Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine
Yelagin A.S. - PE "DYVOTSVIT", Dnipro, Ukraine
Kovzik A.M. - Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine
Bila O.V. - Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine
Pohrebna N.E. - Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine



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

Analysis of Literature Data and Problem Statement

Aluminum alloys based on the Al–Si system, particularly alloys of the AK7ch type (analogue of Aluminum Alloy A356 (AlSi7Mg0.3) according to the ASTM classification, and EN AC-42000 (AlSi7Mg0.3) according to the European standard EN 1706), are widely used in mechanical engineering, aviation, and transportation industries due to the combination of such properties as low density, good casting properties, sufficient corrosion resistance, and acceptable mechanical characteristics. However, the as-cast state of alloys of this type is characterized by increased brittleness, limited deformability, and structure heterogeneity, which significantly restrict their application in plastic forming processes such as rolling or drawing [1].

One of the approaches to improving the properties of silumins is microalloying—the addition of small amounts of active elements or their compounds (Sr, Sc, Ti, B, etc.) into the melt, which are capable of modifying the structure by changing the morphology of eutectic silicon and intermetallic inclusions. Recent studies confirm the effectiveness of complex modifiers [2–3], in particular Sr–Sc and Ti–B–Sr, in improving mechanical and performance properties, including deformability, strength, and corrosion resistance [4–6].

In addition, a promising direction is the physico-chemical treatment of the melt—specifically, hydrogen and thermotemporal treatments—which ensures structural homogenization and intermetallics refinement. The combined use of microalloying and liquid-state treatment makes it possible to achieve a synergistic effect of property improvement; however, in the context

of AK7ch-type alloys, these aspects remain insufficiently studied [7–10].

It should be noted that in Ukraine, there is a lack of industrial production of primary aluminum and wrought aluminum alloys. The closure of the electrolysis workshop at the Zaporizhzhia Aluminum Plant in 2011 deprived the country of the status of a primary aluminum producer. Existing enterprises, such as the Brovary Aluminum Plant, are mainly engaged in secondary raw material processing and profile production, which does not meet the demand for high-quality wrought alloys for critical industrial sectors.

Thus, the relevance of research aimed at improving the technological properties of the AK7ch alloy through microalloying and physico-chemical treatment is increasing. The results of such work may serve as a foundation for the restoration and development of domestic production of wrought aluminum alloys, which is strategically important for meeting the needs of Ukraine's mechanical engineering and aviation industries.

Purpose and Objectives of the Study

The purpose of this study is to determine the features of structure formation and properties in the AK7ch alloy under the influence of microalloying with complex modifiers Sr–Sc and Ti–B–Sr, as well as physico-chemical treatment in the liquid state.

Materials and Methods of Research

The object of the study was samples of the AK7ch alloy microalloyed with the Sr–Sc complex after melt hydrogen treatment, and with the Ti–B–Sr complex after melt thermotemporal treatment under different regimes (Table 1).

Table 1 – Chemical composition of the experimental alloys

Alloy	Chemical element, %mass.							
	Al	Si	Fe	Mg	Mn	Zn	Cu	Modifier
AK7ch	Base	7,05-7,20	0,4-0,6	0,30-0,35	0,02-0,03	0,09-0,1	0,02-0,04	0,1%Sr 0,5%Sc
AK7ch(Sr,Sc)	Base	7,01-7,18	0,4-0,6	0,29-0,33	0,02-0,03	0,09-0,1	0,02-0,04	0,1%Sr 0,5%Sc
AK7ch (Ti-B-Sr)	Base	7,9-8,1	0,05-0,07	1,03-1,07	0,02-0,03	0,09-0,1	0,02-0,04	0,21-0,25%Ti 0,004-0,006%Sr 0,01-0,04% B

The alloys were melted under laboratory conditions in an ЦШОЛ-12.6/12-M3 laboratory furnace. The furnace temperature was measured using a chromel–alumel thermocouple, with a measurement accuracy of ± 0.5 °C. Microalloying complexes Sr–Sc and Ti–B–Sr were introduced into the melt at 750–780 °C in the form of Al–5%Sr, Al–2%Sc, and Al–Ti–B–Sr master alloys, respectively. After the master alloy introduction, the melt was held for 30 minutes with active stirring and then poured into sand–clay molds.

Hydrogen treatment of the AK7ch(Sr–Sc) alloy was carried out at the equipment of the Institute of Problems of Materials Science of NAS of Ukraine according to the method developed by Corresponding Member of NASU H.P. Borysov at 760–770 °C for 20, 40, 60, and 90 minutes. The principle of the thermotemporal treatment of the AK7ch (Ti–B–Sr) alloy consisted in

superheating the melt in the range of 720–900 °C, stirring the melt, holding it isothermally for 30 minutes, and cooling from the specified temperatures in a sand mold.

The ultimate degree of deformability of the experimental alloys was evaluated by the method [11] during the rolling of wedge-shaped specimens. Rolling was performed at a speed of 0.3 m/s on a laboratory duo - 180 mill. The dimensions of the initial specimens according to [11] were: $h_{01} = 3$ mm, $h_{02} = 11$ mm, $b_0 = 10$ mm, $l_0 = 46$ mm. Each experiment was repeated three times.

The microstructure of the studied alloys was examined using a NEOPHOT-21 optical microscope.

Tests for general corrosion were carried out on flat specimens 50×50×3 mm (three specimens). The tests were conducted in a Г-4 humidity chamber according

to a two-stage cycle: stage 1 – relative humidity ~98%, $t = 40 \pm 2^\circ\text{C}$, 8 hours; stage 2 – relative humidity ~98%, $t = 18\text{--}20^\circ\text{C}$, 16 hours. A total of 30 cycles were performed.

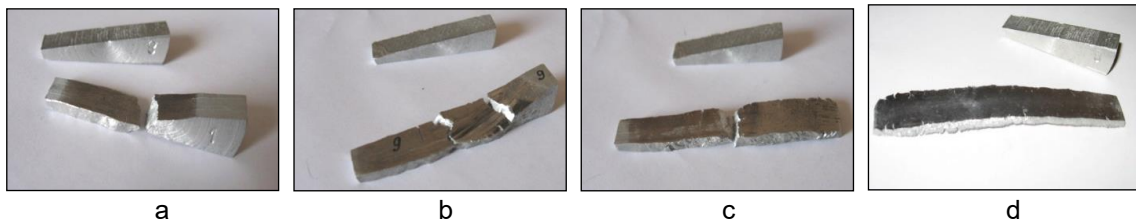
Tests for susceptibility to intergranular corrosion were performed on three specimens per variant. Specimens of $20 \times 10 \times 3$ mm were prepared for testing. The tests were carried out by immersion in solution (1): 30 g/L NaCl + 10 mL/L HCl ($d = 1.19 \text{ g/cm}^3$), at a solution temperature of $18\text{--}20^\circ\text{C}$. The duration of the tests was 24 hours. For testing, the electrochemical method of accelerated corrosion tests was used by recording the anodic polarization curve, which reflects the

corrosion resistance of alloys in a medium containing Cl^- ions.

Polarization curves were obtained on an installation including a ПІ-50-1 potentiostat with a ПР-8 programmer in potentiostatic mode, holding the metal potential until the anodic current stabilized. A silver–chloride electrode was used as the reference electrode, and a platinum electrode as the auxiliary one. Potential values were given relative to the normal hydrogen scale.

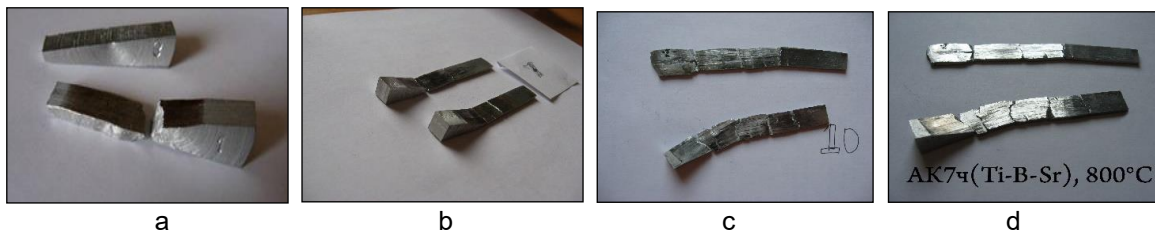
Results and Discussion

The appearance of characteristic specimens before and after rolling is presented in Figures 1–2.



a, b – AK7ch of the initial composition; c, d – AK7ch(Sr-Sc); a, c – cast state; b, d – after hydrogen treatment of the melt for 20 min.

Figure 1 – Samples of AK7ch and AK7ch(Sr-Sc) alloys in the initial state and after technological deformability tests



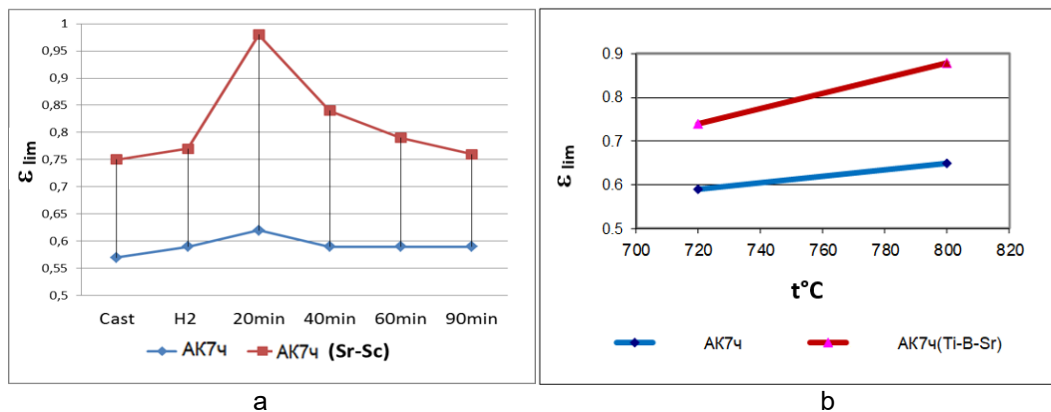
a, b – AK7ch alloy of the initial composition; c, d – AK7ch(Ti-B-Sr) alloy; a, c – casting from 720°C ; b, d – thermotemporal treatment ($T=800^\circ\text{C}$, $t=30 \text{ min}$)

Figure 2 – Samples of AK7ch and AK7ch(Ti-B-Sr) alloys before and after technological deformability tests

The results of the deformability limiting degree calculations of the investigated samples are presented in Figure 3.

Hydrogen melt treatment by 9% increases the deformability of the AK7ch alloy of the initial composition. The maximum effect is produced by complex

physicochemical melt treatment– microalloying with the “Sr-Sc” complex and hydrogen treatment for 20 minutes. In this case, the deformability of the alloy increases by 60% compared with the as-cast alloy of the initial composition (Figure 3a).



a – AK7ch and AK7ch(Sr-Sc) after hydrogen melt treatment

b – AK7ch and AK7ch(Ti-B-Sr) after thermotemporal melt treatment

Figure 3 – Dependences of technological deformability of the experimental alloys

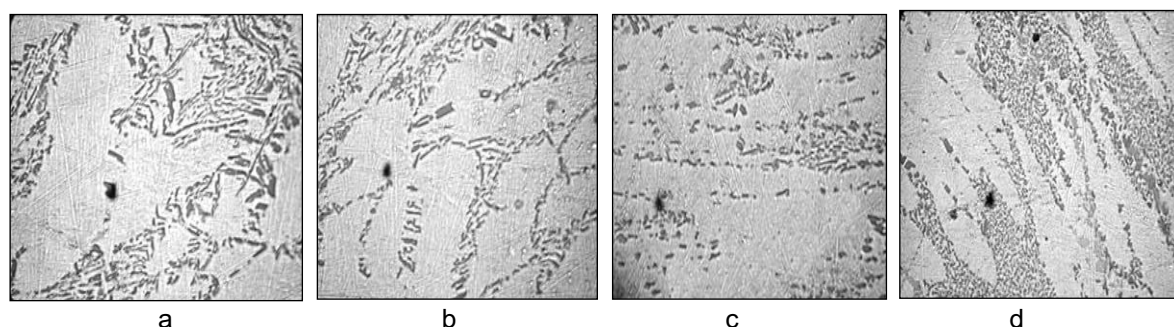
During thermotemporal treatment of the AK7ch alloy of the initial composition, an increase in the ultimate degree of deformability by 10% is observed; comparison of deformability data of the AK7ch alloy of the initial composition and the AK7ch(Ti-B-Sr) alloy confirms the fact of increased plasticity in the as-cast state when introducing the (Ti-B-Sr) complex by 25%; the maximum increase in deformability is obtained with complex treatment, which includes microalloying (Ti-B-Sr) – thermotemporal treatment ($T=800^{\circ}\text{C}$, $t=30$ min); the deformability of the alloy increases by 46% compared with the as-cast alloy of the initial composition.

Microstructures of AK7ch-type alloys – of the initial composition, and AK7ch(Sr-Sc) in the as-cast state

and after hydrogen treatment are presented in Figure 4, and of the AK7ch and AK7ch(Ti-B-Sr) alloys after thermotemporal treatment – in Figure 5.

The Figures 4 and 5 demonstrate the α -Al grains geometric orientation along the main deformation axis and eutectic silicon and intermetallics partial refinement.

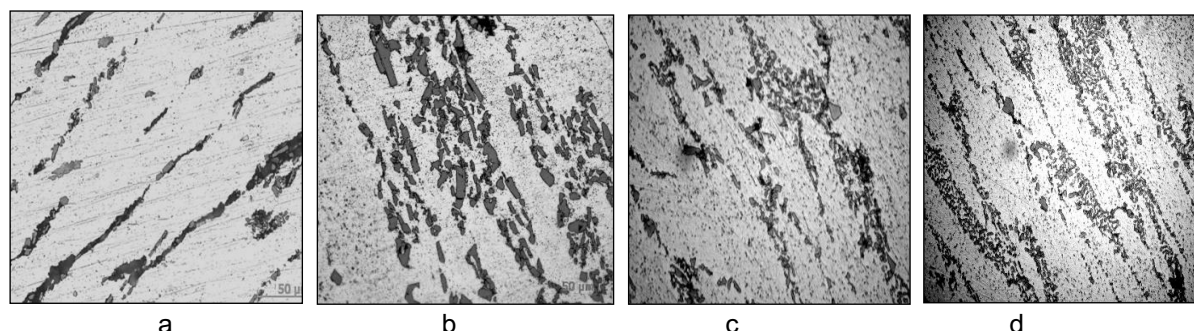
To establish the regularities of the melt treatment influence (Ti-Sr-B complex microalloying and thermotemporal melt treatment) on the AK7ch alloy corrosion properties, comparative corrosion tests were carried out in a humid atmosphere. The corrosion rate data are presented in Figure 6.



a, b – AK7ch, c, d – AK7ch(Sr-Sc)

a, c – without treatment, b, d – hydrogen treatment for 20 min

Figure 4 – Structure of AK7ch and AK7ch(Sr-Sc) alloys, $\times 500$



a, b – AK7ch, c, d – AK7ch(Ti-B-Sr)

a, c – casting at 720°C ; b, d – casting at 800°C

Figure 5 – Structure of AK7ch and AK7ch(Ti-B-Sr) alloys, $\times 500$

The most intensive and fastest corrosion occurs in the AK7ch alloy crystallized from 720°C , both in the as-cast and heat-treated states. A significant reduction in the corrosion rate is achieved with TTO (thermotemporal treatment) at 800°C – by 84.3% in the as-cast state and by 91.5% in the heat-treated state. A similar decrease in the corrosion rate is observed during modification with the Ti-B-Sr complex. In this case, solidification from 800°C shows good results.

The highest corrosion resistance is demonstrated by the modified alloy in the as-cast state. Analysis of polarization curves (Figure 7) indicates that maximum resistance, similar to samples after heat treatment at 720°C , is exhibited by modified alloy samples after heat treatment at 800°C . The most corrosion-resistant

alloy is AK7ch(Ti-B-Sr), which underwent additional solid-state heat treatment under the T6 regime. Slightly lower resistance was observed in the modified alloy in the as-cast state. In contrast, the initial (unmodified) alloy showed noticeably poorer anticorrosion properties, particularly in the heat-treated state, where its resistance was the lowest among the tested samples.

Analysis of the influence of thermotemporal treatment (TTO) on the corrosion resistance of the experimental alloys shows that, according to the position of the polarization curves, samples treated at 800°C have higher corrosion resistance compared with samples after TTO at 720°C . The application of solid-state heat treatment under the T6 regime further improves the anticorrosion properties of silumins.

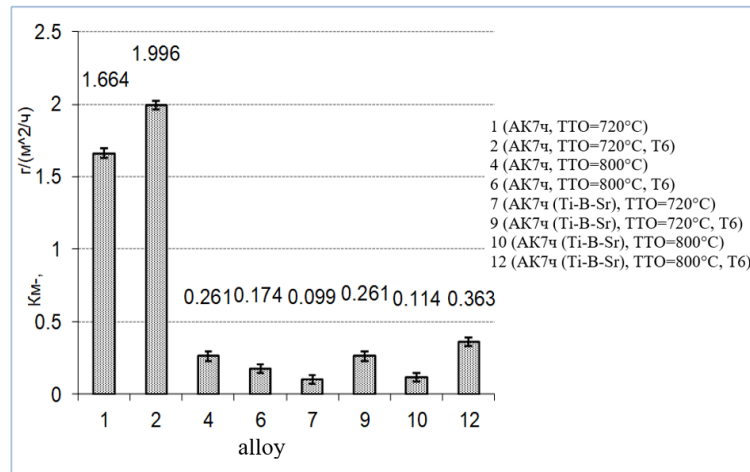


Figure 6 – Corrosion rate of the AK7ch alloy of the initial composition and AK7ch(Ti-Sr-B) depending on treatment regimes

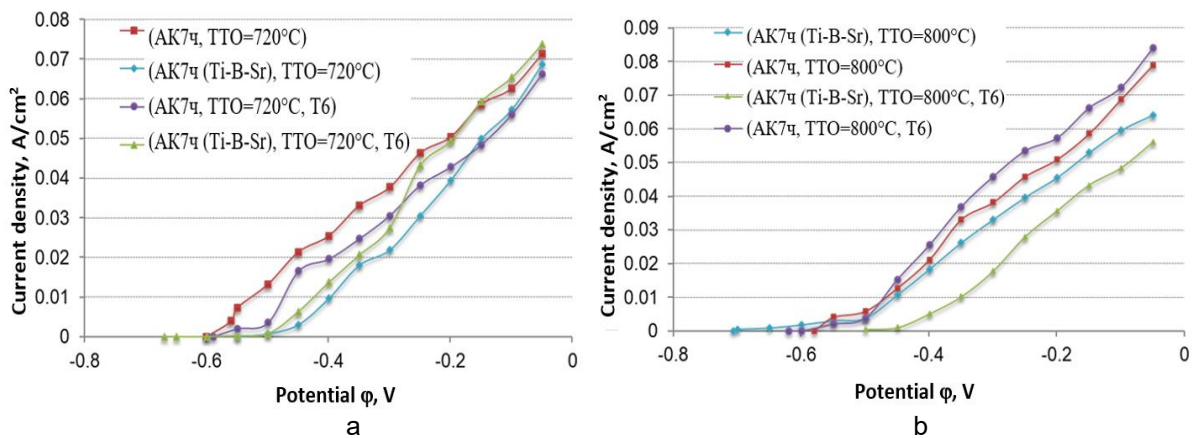


Figure 7 – Polarization curves of AK7ch and AK7ch(Ti-Sr-B) alloys in the additionally heat-treated state after testing in 0.1 M NaCl solution

The results of tests in an acidic environment (Figure 8) confirm this trend. In particular, AK7ch(Ti-Sr-B) alloys treated at 720°C exhibited higher corrosion resistance than the unmodified AK7ch alloy.

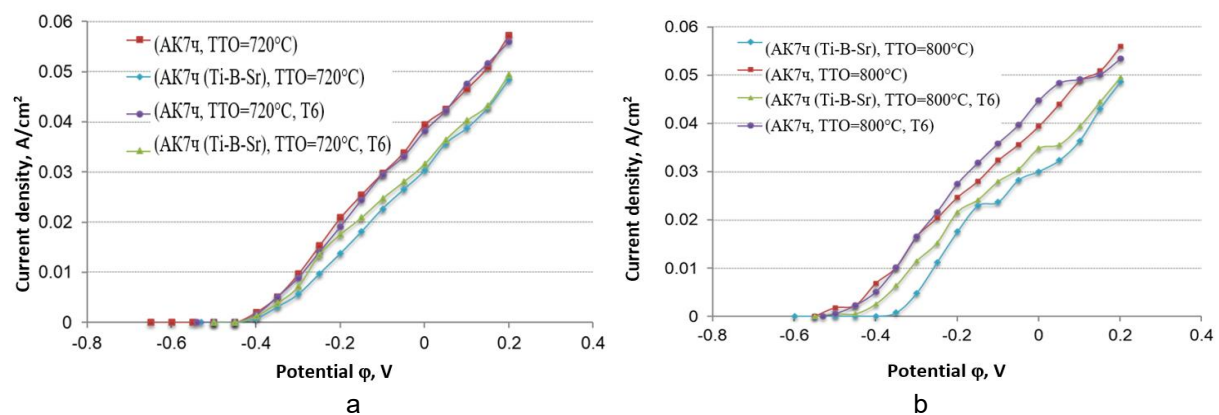


Figure 8 – Polarization curves of AK7ch and AK7ch(Ti-Sr-B) alloys in the additionally heat-treated state after testing in an aqueous solution of 3% NaCl + 1% HCl

The lowest corrosion resistance, according to polarization characteristics, is demonstrated by the AK7ch sample in the as-cast state. Application of T6

heat treatment slightly improves its anticorrosion properties. The highest corrosion resistance was shown by the sample subjected to TTO at 800°C in the as-cast

state, while the AK7ch(Ti-Sr-B) sample after T6 treatment showed slightly lower resistance.

The data on general corrosion studies indicate that both microalloying of the AK7ch alloy with the Ti-Sr-B complex and thermotemporal treatment ($T=800^{\circ}\text{C}$, $t=30$ min) increase overall corrosion resistance.

Conclusions

Using the improved methodology for determining the limiting degree of metals deformation during wedge-shaped samples rolling, the dependences of technological deformability of AK7ch and AK7ch(Sr-Sc) alloys on hydrogen melt treatment regimes were obtained, indicating a 60% increase in deformability compared with the as-cast alloy of the initial composition. The dependences of technological deformability of AK7ch and AK7ch(Ti-Sr-B) alloys on thermotemporal melt treatment regimes were obtained, showing that deformability increases by 46% with microalloying by the Ti-Sr-B complex and thermotemporal treatment ($T=800^{\circ}\text{C}$, $t=30$ min) compared with the as-cast alloy of the initial composition.

The structures of AK7ch and AK7ch(Sr-Sc) alloys in the as-cast state and after hydrogen treatment (20 min), as well as AK7ch and AK7ch(Ti-Sr-B) alloys in the as-cast state and after thermotemporal treatment ($T=800^{\circ}\text{C}$, $t=30$ min) after rolling to the limiting degree of deformation, were studied. In all investigated samples, a pronounced geometric orientation of α -Al solid-solution grains along the main deformation axis was observed. Partial fragmentation of eutectic silicon and intermetallic phases was also recorded, which potentially improves the performance properties of the alloys.

The application of thermotemporal treatment at 800°C and the Ti-Sr-B complex microalloying of the AK7ch alloy significantly increases its corrosion resistance. The lowest resistance is exhibited by the initial alloy in the as-cast and heat-treated states after crystallization from 720°C . A significant decrease in the corrosion rate — up to 91.5% — was determined as a result of complex treatment.

References

1. Kutsova, V. Z., Pohrebna, N. E., & Khokhlova, T. S. (2004). *Aluminiy ta splavy na yoho osnovi. Aluminum and alloys based on it*. Porohy.
2. Chen, G. Q., Fu, G. S., Yang, K. H., & Lin, C. S., (2020). Study on the Modification Effect of Al-Sr Master Alloy on A356 Aluminum Alloy. *MSF*, 998, 3-8.
3. Ishchenko, A. Y. (1999). *Svaryvaemye aliuminyevye splavy so skandyem. Weldable aluminum alloys with scandium*. Kvits.
4. Kutsova, V. Z., Aiupova, T. A., & Ambrazhei, M. Iu. (2007). Vliyanye mykrolehyrovaniya Sr y Sc na fazovyi sostav y svoystva AK7ch. Influence of Sr and Sc microalloying on the phase composition and properties of AK7ch. *Stroytelstvo, materialovedeniye, mashynostroeniye. Sb. nauchn. tr.*, 41(1), 18-30.
5. Hengcheng, Liao, Min, Zhang, Qichang, Wu, Huipin, Wang, & Guoxiong, Sun (2007). Refinement of eutectic grains by combined addition of strontium and boron in near-eutectic Al-Si alloys. *Scripta Materialia*, (57).
6. Kutsova, V. Z. (2011). Struktura y svoystva doevtekticheskikh sylumynov, modyfytsirovannykh kompleksom Ti-B-Sr. Structure and properties of pre-eutectic silumins modified by the Ti-B-Sr complex. *Metaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv: Naukov. Ta inform. Zhurnal*, 1-2(52-53), 310-318.
7. Kotliarskyi, F. M., Borysov, H. P., & Bielik, V. I. (2008). Vodneve rafinuвання aliuminiyevykh splaviv vid tverdikh nemetalevykh vkluchen. Hydrogen refining of aluminum alloys from solid non-metallic inclusions. *Protsesty lyttia*, 4. 48-55.
8. Mazur, V. Y. (2012). Upravleniye kachestvom sylumynovoho lytia s pomoshchiu termovremennoi obrabotky rasplava. Quality control of silumin casting using thermal treatment of the melt. *Novi materialy i tekhnologii v metalurhii ta mashynobuduvanni*, (2), 47-49.
9. Kutsova, V. Z. (2008). Vliyanye vodorodnoi obrabotky rasplava na strukturu y svoystva splava tipa AK7ch. The effect of hydrogen treatment of the melt on the structure and properties of the AK7ch type alloy. *MTOM*, 4. 50-61.
10. Kutsova, V. Z. (2012). Vliyanye kompleksnoho modyfytsirovaniya, termicheskoi obrabotky v zhydkom sostoianny na strukturu y svoystva splava AK7ch, Effect of complex modification, heat treatment in the liquid state on the structure and properties of the AK7ch alloy. *Novyny nauky Prydniprovia*, 2, 13-16.
11. Dolzhanskyi, A. M., Kutsova, V. Z., Ayupova, T. A., Storozhko, K. D., & Rybkin, O. P. (2020). Foundry aluminum alloys cold rolling. *Metaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv*. 1, 55-61.

Надіслано до редакції / Received: 12.02.2025

Прийнято до друку / Accepted: 30.05.2025

Перчун Г.І., Івченко А.О., Амбразей М.Ю., Івченко О.В.

Використання холодної деформації розтягу для підвищення міцності арматурного прокату в технологіях виробництва готової продукції в мотках

Perchun H.I., Ivchenko A.O., Ambrazhei M.Y., Ivchenko O.V.

Using cold stretching deformation to increase the strength of rebars in coiled product manufacturing technologies

Анотація. Мета. Аналіз стану виробництва арматурного прокату (АП) для будівництва, а також існуючої інформації позитивного та негативного використання ефекту деформаційного зміцнення за рахунок холодної деформації розтягу сталевих стрижнів для застосування цих результатів у подальших розробках ефективної технології виробництва арматурного прокату в мотках. **Методика.** Аналітичні дослідження щодо використання холодної деформації розтягу сталевих стрижнів для підвищення його міцності, а також порівняння відомих технологій виробництва арматурного прокату в мотках класу міцності 500 Н/мм², які захищені патентами на винаходи на пострадянському просторі. **Результати.** Проаналізовано три найпоширеніших способи, які використовуються для підвищення міцності АП – легування сталі, термічна обробка та холодна деформація. Показано, що легування сталі, яке масово використовувалося з 60-х років минулого століття при виробництві гарячекатаного прокату, стає менш ефективним методом внаслідок суттєвого подорожчання продукції через значну вартість феросплавів. Для виробництва АП класу міцності А500С майже не використовується. Термічна обробка є найпоширенішим сучасним методом, який застосовується у процесі виготовлення АП по ДСТУ 3760:2019 класів міцності А500С, А600С, А800 та А1000. Метод зміцнення АП по ДСТУ EN 10080 шляхом холодної деформації (ХД) в Україні має менше поширення, хоча застосовується у світі понад 60 років. Цим методом в СРСР отримували арматуру класу А-IIIв, яку виготовляли з арматури А-III (ГОСТ 5781) шляхом деформації витягуванням (розтягом) на 3,5- 4,5%. Вона мала нормовану границю текучості ≥ 540 Н/мм², що відповідає класу А500 згідно сучасного ДСТУ 3760:2019. Розглянуто суть явища підвищення міцності сталі шляхом холодної деформації розтягу, сучасний стан виробництва АП в мотках та необхідність застосування деформації розтягу для забезпечення рівня класу міцності 500Н/мм². Проведено обговорення відомих рішень по виробництву АП в мотках з використанням холодної деформації розтягу, які захищені патентами. При цьому на реальних прикладах наведено, як позитивне, так і негативне застосування холодної деформації розтягу в технологіях виробництва готової продукції в мотках. **Наукова новизна.** Запропонована технологія та обладнання для виготовлення холоднодеформованого арматурного прокату в мотках з використанням холодної деформації розтягом, де всі 100% відсотків продукції піддаються зміцненню. Особливістю запропонованої технології є поєднання холодної деформації розтягом та фінішної операції механо-циклічної обробки, що додатково забезпечує високий рівень деформативності (пластичності) готової продукції. **Практична значущість.** Використання запропонованої технології та обладнання (лінії для виготовлення холоднодеформованого арматурного прокату в мотках) дозволить налагодити виробництво нового продукту (АП в мотках класу міцності 500 Н/мм² для залізобетону) з використанням холодної деформації розтягом, яка буде масово затребувана у повоєнній відбудові України.

Ключові слова: арматурний прокат, сталевий стрижень, холодна деформація розтягом, механічні властивості, границя текучості, клас міцності, механо-циклічна обробка.

Abstract. Purpose. To analyze the current state-of-the-art reinforcing bar (rebar) production for the construction industry, review existing data on the effects of strain hardening through cold stretching of steel rods, and apply these findings to the development of an effective technology for producing high-strength coiled rebar. **Methodology.** The research is based on an analytical study of using cold stretching deformation to increase the strength of steel rods. A comparative analysis of known patented technologies for producing 500 N/mm² strength class rebar in coils, particularly those developed in post-Soviet countries, was also conducted. **Findings.** The study analyzed three primary methods for strengthening rebar: alloying, heat treatment, and cold deformation. Alloying has become less cost-effective due to the high price of ferroalloys. Heat treatment is currently the most widespread method for producing high-strength rebar (grades A500C, A600C, etc.) according to DSTU 3760:2019. Cold deformation, while used globally for over 60 years and historically in the USSR to produce grade A-III_в rebar (equivalent to modern A500), is underutilized in Ukraine. The paper examines the principles of strengthening via cold stretching and reviews patented solutions for its application in coiled rebar production, presenting both positive and negative real-world examples. The necessity of applying stretch deformation to reliably achieve the 500 N/mm² strength class is established. **Originality.** The originality lies in the proposed technology and equipment for manufacturing cold-deformed coiled rebar. This process uniquely combines cold stretching deformation, which strengthens 100% of the product, with a final mechano-cyclical treatment. This combination not only increases strength but also ensures a high level of ductility in the finished product. **Practical value.** The implementation of the proposed technology will enable the domestic production of a new product: 500 N/mm² strength class coiled rebar for reinforced concrete. This product is poised to be in high demand and will play a significant role in the post-war reconstruction of Ukraine.

© Perchun H. I. - Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine
Ivchenko A. O. – Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine
Ambrazhei M. Yu. - Iron and steel institute of Z.I. Nekrasov of National Academy of Science of Ukraine, Dnipro, Ukraine
Ivchenko O. V. - Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine



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

Key words: reinforcing bar, rebar, steel rod, cold stretching deformation, mechanical properties, yield strength, strength class, mechano-cyclical treatment.

Вступ. Арматурний прокат (АП) в сучасній термінології це сталеві стрижні періодичного профілю різного класу міцності, що являють собою складову залізобетону. Чим вище клас міцності АП, тим менша витрата сталі в будівництві. Для підвищення міцності арматурного прокату використовується три найпоширеніших способи – легування сталі, термічна обробка та холодна деформація. Легування сталі, яке масово використовувалося з 60-х років минулого століття при виробництві гарячекатаного АП, стає менш ефективним методом в наслідок суттєвого подорожчання продукції через значну вартість феросплавів. Цим методом виготовляється АП по ДСТУ 9130 класів міцності А400, А600, А800 та А1000. Для виробництва АП класу міцності А500С майже не використовується. Термічна обробка є найпоширенішим сучасним методом, який застосовується у процесі виготовлення АП по ДСТУ 3760 класів міцності А500С, А600С, А800 та А1000. Метод зміцнення АП по ДСТУ EN 10080 шляхом холодної деформації (ХД) в Україні має менше поширення, хоча застосовується у світі понад 60 років [1]. Цим методом в СРСР отримували арматуру класу А-IIIв, яку виготовляли з арматури А400 (А-III згідно з ГОСТ 5781) шляхом деформації витягуванням (розтягом) на 3,5-4,5%. Вона мала нормовану границю текучості більш ніж 540 Н/мм², що відповідає класу А500 згідно ДСТУ 3760. На останньому способі в цій аналітичній статті буде зосереджена основна увага. При цьому на реальних прикладах буде наведено, як позитивне, так і негативне застосування холодної деформації розтягу в технологіях виробництва продукції в мотках.

Мета роботи. Аналіз стану виробництва арматурного прокату для будівництва, а також існуючої інформації позитивного та негативного використання ефекту деформаційного зміцнення за рахунок

холодної деформації розтягу сталевих стрижнів для застосування цих результатів у подальших розробках ефективної технології виробництва арматурного прокату в мотках.

Методика. Аналітичні дослідження щодо використання холодної деформації розтягу сталевих стрижнів для підвищення його міцності, а також порівняння відомих технологій виробництва арматурного прокату в мотках класу міцності 500 Н/мм², які захищені патентами на винаходи на пострадянському просторі.

Суть підвищення міцності шляхом холодної деформації розтягом. Зміцнення низьковуглецевої сталі шляхом холодної пластичної деформації (при температурі навколишнього середовища) забезпечується наклепом. Зміцнення при холодній деформації настає внаслідок різкого збільшення щільності дислокацій та їхнього взаємного гальмування. Наклеп і пов'язане з ним переміщення та накопичення дислокацій супроводжується подрібненням структури, дробленням блоків мозаїчної структури та збільшенням кута розорієнтування між ними, створенням неоднорідних мікронапружень. В результаті пластичної деформації переважно піддається феритна складова сталі, цементит піддається головним чином пружній деформації та частковому руйнуванню та подрібненню.

Відомо кілька способів холодного деформування сталей з метою збільшення міцності: волочіння, сплющування, згинання, скручування та витяжка (розтяг). Частіше всього ефект збільшення міцності досягається, коли позначені технологічні операції накладають на довгомірну сталеву продукцію у вигляді арматурного прокату, катанки, труби, фасони види прокату та інші. Вплив способу розтягу на характер зміни умовної границі текучості (характеристика міцності сталі) представлена на рис.1.

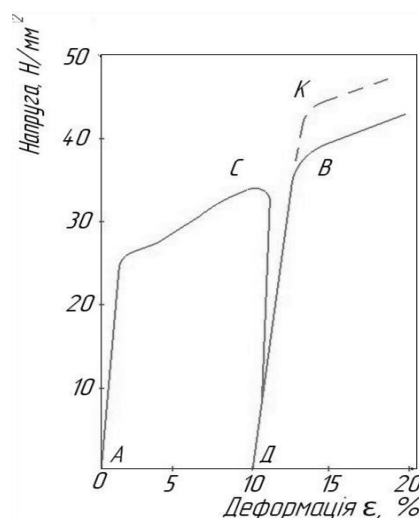


Рис. 1. Схема зміцнення розтягом низьковуглецевої сталі [2]: АС – попереднє навантаження (розтяг до залишкового подовження); СД – розвантаження; ДВ – повторне навантаження; ВК – можливий приріст міцності внаслідок старіння

У даному способі розтяг стрижнів здійснюють до напруги, що перевищує границю текучості. При цьому за рахунок пластичної деформації підвищується границя текучості сталі до найбільшої напруги, яка створюється при попередньому розтягу. Внаслідок розтягу у холоднодеформованій сталі значно підвищується границя текучості (на 20-50%) при зниженні пластичності (на 20-50%). Зміцненню розтягом зазвичай піддавали арматурні стрижні у гарячекатаному стані. Далі вони застосовувалися для армування попередньо напружених залізобетонних конструкцій [3] поряд з арматурою із гарячекатаної сталі класу А-IV згідно з ГОСТ 5781.

Стан виробництва АП в мотках та необхідність застосування деформації розтягу. В минулому столітті в СРСР, а пізніше в країнах СНД АП в мотках виготовлявся на металургійних підприємствах шляхом гарячої прокатки на сортових дрібносортовних станах з низьколегованих марок сталі 25Г2С та 35ГС виключно в гарячекатаному стані та з вуглецевих марок сталі Ст3 та Ст5 в термічно зміцненому сталі [4-6]. В основному це був АП класу міцності 400 Н/мм² (А-III). При цьому продукції були притаманні недоліки у вигляді великої неоднорідності міцності по довжині розкату за рахунок різниці швидкості охолодження зовнішніх та внутрішніх витків розкату, сформованого в моток. Тобто в одному мотку були ділянки стрижня, які мали різну міцність (двох або трьох класів) в залежності від типу мотка, сформованого різними типами моталок, якими були обладнані прокатні стани. Також була відсутня можливість виробляти АП в мотках класу міцності 500 Н/мм², що набрав популярність в європейських країнах. Зміцнення до цього рівня не дозволяло формувати моток на моталці прокатного стану за рахунок підвищеної пружності стрижня. Тому за кордоном перейшли на технологію виробництва АП в мотках, коли спочатку на металургійному підприємстві виготовляють АП періодичного профілю в мотках міцності 350-450 Н/мм², а далі шляхом додаткової холодної деформації розтягом продукцію доводять до класу міцності 500 Н/мм².

Досвід масового виробництва та застосування холоднодеформованого арматурного прокату (ХДАП) в країнах Європи налічує більш ніж 40 років. Його поширенню сприяв розвиток індустріальних методів будівництва, де заготовку АП та виробництво залізобетонних виробів здійснювали на окремих підприємствах. За цей час в багатьох країнах (Німеччина, Італія, Австрія та інші) були створені високоефективні технологічні лінії по виготовленню та переробці ХДАП (назва в європейських нормативних документах – дріт) діаметром від 4,0 до 16,0 мм. Технологія виробництва полягала в додатковому зміцненні сталі шляхом деформування розтягом при температурі навколишнього середовища для отримання готової продукції в процесі перемотки АП металургійного виробництва із мотка в моток. Переваги виробництва та використання ХДАП у мотках полягає в тому, що використовуючи сучасне обладнання для заготовки та переробки АП

у вигляді правильно-відрізних верстатів, ліній автоматизованого розкрою та виготовлення арматурних елементів, а також ліній з виготовлення зварної сітки з АП діаметром від 4,0 до 16,0 мм у мотках на підприємствах будівельної індустрії можна заготовляти широкий спектр елементів для армування конструкцій. При цьому АП може застосовуватися у вигляді стрижнів розрахункової арматури, а також у вигляді скобо-згинальних виробів будь-якої форми, з яких надалі виготовлятимуться всілякі каркаси за формою конструкцій, у тому числі і довгомірні. Останнє підвищує продуктивність та значно скорочує чисельність робітників, які задіяні у виробничому процесі.

Обговорення відомих рішень, які захищені патентами.

Приклад 1.

Позитивним використанням холодної деформації розтягу в виробництві АП в мотках слід вважати технічні рішення, які запропоновані в [7-9], як спосіб (технологія) та пристрій для реалізації (технологічна лінія). Згідно [7], спосіб комбінованого виробництва арматурного прокату періодичного профілю в мотках, включає гарячу деформацію сталевих заготовки з отриманням смуги-розкату у вигляді стрижня, прискорене охолодження, змотування в моток, наступне охолодження на повітрі та подальшу холодну деформацію при температурі навколишнього середовища. При цьому в процесі гарячої деформації формують круглий стрижень з періодичним профілем на поверхні, який охолоджують потоком води або водо-повітряною сумішшю до середньомасової температури 740...800 °С, а далі ведуть охолодження на повітрі до температури навколишнього середовища, після чого здійснюють холодну деформацію шляхом розтягу стрижня на 2...12 % при температурі навколишнього середовища в процесі перемотки його з мотка в моток. Згідно [8, 9] лінія для виготовлення холоднодеформованого арматурного прокату в мотках містить встановлені в технологічній послідовності розмотувальний пристрій, пристрій для механічного видалення окалини, пристрій для холодного деформування прокату, приводний намотувальний механізм та пристрій, що формує моток. При цьому пристрій для холодного деформування прокату виконано у вигляді двох обвідних барабанів, першого і другого по ходу руху прокату, які кінематично пов'язані між собою за допомогою електроприводної зубчастої передачі-шестерні, а сам пристрій розміщено на ділянці між пристроєм для видалення окалини і приводним намотувальним пристроєм. За рахунок різниці діаметрів обвідних барабанів або різниці швидкості кутового обертання обвідних барабанів реалізується деформація розтягу стрижня на 2...12% при його перемотці з мотка в моток.

Для отримання ХДАП в мотках класу міцності 500 Н/мм² використовують заготовки періодичного профілю металургійного виробництва. Це поширений напрям у виробництві холоднодеформованого АП, а сама технологія є комбінованою [10].

Вона заснована на додатковому зміцненні гарячекатаного прокату (заготовки) з готовим періодичним профілем (класу 350-450 Н/мм²) деформацією розтягу (stretching) при температурі навколишнього середовища та забезпечує отримання класу міцності 500 Н/мм² при збереженні достатнього рівня пластичних властивостей. Тобто таким чином забезпечується можливість отримувати готовий продукт (АП) більш вищого класу міцності, що володіє більш високим рівнем міцності, та відповідає вимогам національного ДСТУ 9130 або ДСТУ 3760, так і сучасним закордонним стандартам (EN 10080, BS 4449, DIN 488). Для реалізації такої технології в якості заготовки може застосовуватися прокат періодичного профілю – класу А400С за ДСТУ 9130 зі

сталей марок Ст3Гпс, 18Г2С, 20Г2 та 25Г2С із вмістом вуглецю в межах 0,18...0,24% з подальшим отриманням продукції класу А500С.

Опробування технології здійснювали у лабораторних умовах. В якості заготовки використовували АП періодичного профілю \varnothing 8,0 мм із сталі 25Г2С (%С – 0,27; %Мп – 1,39; %Si – 0,76), який деформували розтягуванням (ступень деформації, ε) на 2,0 та 4,0% при температурі доквілля. Після цього зразки піддавали механо-циклічній обробці (МЦО) чотирма вигинами на роликовому пристрої (діаметр роликів 90 мм). Випробування зразків на розтяг проводили згідно з ГОСТ 12004 на машині FP-100/1. Отримані результати представлені у табл. 1.

Таблиця 1. Механічні властивості АП після холодної деформації розтягом

Ступень деформції, %	Показники механічних властивостей				Клас міцності АП
	σ_T , Н/мм ²	σ_B , Н/мм ²	σ_B/σ_T	δ_{max} , %	
0	480	695	1,45	16,8	400
2,0	570 / 580*)	718 / 742	1,26 / 1,28	10,5 / 12,0	500 / 500
4,0	660 / 650	760 / 765	1,15 / 1,18	8,5 / 9,0	600 / 600

*) – у знаменнику після додаткової механо-циклічної обробки (МЦО)

Наведені результати свідчать про те, що шляхом холодної деформації розтягом з АП класу міцності А400 можливо отримувати АП більш високого класу міцності (А500 та А600). Це доводить, що АП класу міцності 500 Н/мм² у повній відповідності до вимог європейських нормативних документів можливо виготовляти із застосуванням технології stretching-процесу (холодна деформація шляхом додаткового розтягування) при перемотуванні прокату з мотка в моток.

Сама технологія реалізується на запропонованій технологічній лінії (рис.2), яка захищена патентом UA № 159101 [9].

Переваги запропонованої технології та обладнання для її реалізації полягають в тому, що при перемотці з мотка в моток, вся смуга (стрижень) піддається розтягу на визначену величину деформації, що призводить до підвищення рівня границі текучості. Тобто отриманню продукції (АП в мотках) в обсязі 100% більш високого класу міцності, коли на розмотувальний пристрій (позиція 1 на рис. 2) подається моток класу 350-450 Н/мм², а після перемотки на пристрої, що формує моток (позиція 5 на рис. 2) маємо новий моток АП класу 500 Н/мм².

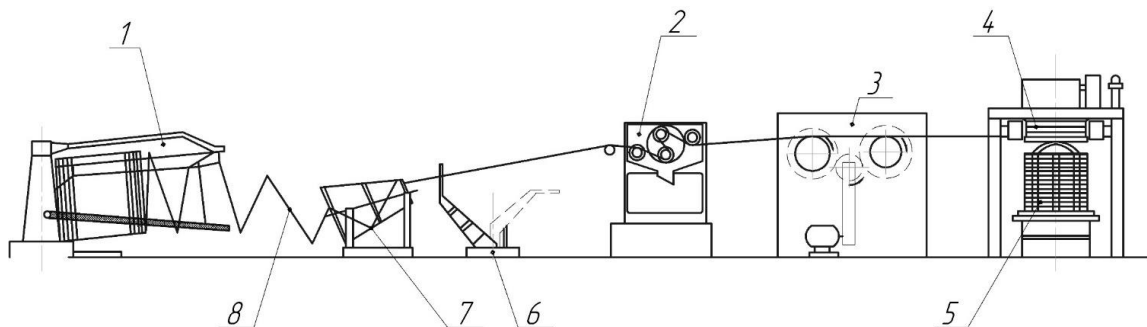


Рис. 2. Технологічна лінія для виробництва холоднодеформованого арматурного прокату класу 500 Н/мм² шляхом перемотки із мотка в моток стрижня металургійного виробництва класу 350-450 Н/мм², де зазначено: 1 – розмотувальний пристрій; 2 – пристрій для видалення окалини; 3 – пристрій для холодної деформації прокату розтягом; 4 – приводний намотувальний механізм; 5 – пристрій, що формує моток; 6 – датчик аварійної зупинки лінії; 7 – напрямна у вигляді блоку кілець для вирівнювання арматурного стрижня; 8 – арматурний стрижень

Приклад 2.

Негативним використанням холодної деформації розтягу в технології виробництва АП слід вважати технічні рішення, які запропоновані в [11].

На першому етапі (металургійному) виробництво АП в мотках здійснюється за традиційною технологією, що включає нагрівання заготовки, багатопрохідну гарячу прокатку у валках з калібрами, охолодження в прохідних охолоджуючих секціях,

змотування прокату в моток і подальше охолодження на повітрі. Цим досягається отримання готової продукції (АП в мотках) класу міцності 450 Н/мм² (А400 за ДСТУ 3760 або ГОСТ 34028).

Далі відбуваються дії, які ніяким чином не стосуються продукції, яка буде відправлятися споживачеві (спочатку вона полежить на складі, а потім разом з відповідними документами буде відправлена замовнику), бо проводиться подальший відбір зразків, їх правка, проведення механічних випробувань для видачі сертифікату якості. Це до способу виробництва не має жодного відношення та не впливає на властивості продукції, що виготовлена раніше.

На етапі правки відібраних зразків та проведення механічних випробувань відбувається головний обман, що пов'язаний з холодною деформацією розтягу. Правку зразків здійснюють безпосередньо після відбору зразків від мотків шляхом поздовжнього розтягування кожного зразка з зусиллям P , достатнього для усунення кривизни зразка після зняття розтягуючого навантаження, а величину зусилля P визначають із співвідношення:

$$P = k \cdot \sigma_{0,2 \text{ станд}} \cdot F,$$

де F – площа поперечного перерізу зразка, мм²;

$\sigma_{0,2 \text{ станд}}$ – умовна границя текучості, що встановлюється стандартом для цього виду продукції, Н/мм²;

k – коефіцієнт, що дорівнює 0,9-1,2.

Тобто, деформації розтягу піддають тільки відібрані контрольні зразки для визначення механічних властивостей прокату після охолодження бунтів. При цьому бажання виробника реалізовувати свою продукцію, як АП в мотках класу А500 обумовлює окремий розтяг контрольних зразків до напруги в 500 Н/мм² × (1,0-1,2), що буде відповідати напрузі 500-600 Н/мм². Таким чином при розвантаженні цих контрольних зразків та наступному їх випробуванні розтягом до розриву згідно рис. 1 границя текучості буде більшою за 500 Н/мм², що відповідає рівню класу А500. Цей клас міцності буде зазначено в сертифікаті якості всієї партії готової продукції (приписано неіснуючий клас міцності), який весь час знаходився на складі та не піддавався впливу додаткової деформації розтягом.

Також слід зазначити, що автори патенту [11] вибір запропонованого ними способу правки зразків від прокату в мотках пояснюють тим, що він може бути довільним, бо не обумовлюється в стандартах. Насправді це не відповідає дійсності. В ГОСТ 12004 (Сталь арматурная. Методы испытания на растяжение) в п. 1.2 чітко визначається – «...Виправлення зразків від арматурного прокату в мотках не повинно викликати деформаційного зміцнення, здатного змінити механічні властивості прокату». Також, це не відповідає вимогам розділу 4 стандарту ISO 15630-1 (Steel for the reinforcement and prestressing of concrete — Test methods — Part 1: Reinforcing bars, wire rod and wire), де зазначено, що

вирівнювання критично важливе для проведення випробувань на розтяг та на втомну міцність. У ISO 15630-1 спеціально зазначено, що зразки для проведення механічних випробувань піддаються мінімальній пластичній деформації із документальною фіксацією метода вирівнювання та умов термічного старіння [12].

В наявності маємо подвійний обман та фальсифікацію поняття щодо впливу деформації розтягу на характер зміни міцності сталі (підвищення границі текучості).

Зазначений авторами патенту [11] технічний результат винаходу – «...підвищення якості прокату за рахунок усунення похибки при визначенні умовної границі текучості, пов'язаної з можливою непрямолінійністю (подовжньою кривизною) зразків для механічних випробувань», не відповідає дійсності, бо суперечить здоровому глузду та попирає елементарні базові поняття впливу деформації розтягу на властивості АП в мотках, а також базується на обмані. Пристрій для реалізації способу по патенту [11], згадувати та коментувати не має сенсу, бо він не відноситься до обладнання, що додатково може зміцнювати АП в мотках холодною деформацією розтягом.

Висновки

Холодна деформація розтягу є дієвим способом підвищення рівня границі текучості сталевих стрижня та дозволяє отримувати холоднодеформований арматурний прокат в мотках більш високого класу міцності.

Сучасне обладнання дозволяє реалізувати нову технологію отримання ХДАП класу міцності А500 (500 Н/мм²) в промислових масштабах шляхом перемотки з мотка в моток на сучасних технологічних лініях продукції металургійного виробництва – арматурного прокату періодичного профілю у мотках, що має границю текучості 350-450 Н/мм². При цьому 100% продукції зазнає впливу деформації розтягу та відповідає вимогам національного та закордонних стандартів до арматурного прокату класу А500.

Позитивним прикладом використання холодної деформації розтягу в технології виробництва арматурного прокату слід вважати технічні рішення, які запропоновані авторами та захищені патентами України [7- 9].

Запропонована технологія та обладнання [9] для виготовлення холоднодеформованого арматурного прокату в мотках з використанням холодної деформації розтягом, де всі 100% відсотків готової продукції піддаються зміцненню.

Особливістю запропонованої технології є поєднання холодної деформації розтягом та фінішної операції МЦО, що додатково забезпечує високий рівень деформативності (пластичності) готової продукції.

Технологію виробництва арматурного прокату та обладнання для її реалізації згідно патенту РФ [11] слід вважати негативним прикладом

застосування деформації розтягу для підвищення міцності готової продукції, бо наслідки впливу стосуються тільки зразків, що піддаються контрольним іспитам, а отримані результати не характеризують властивості всієї партії продукції, що потрапляє споживачу. Тобто спостерігається наявна фальсифікація, коли неіснуючі властивості додатково оброблених зразків переносяться на всю партію АП.

Технічні рішення, які захищає патент [11] є фейковими, бо суперечать здоровому глузду, попирають елементарні базові поняття впливу деформації розтягу на характер зміни міцності сталі (підвищення границі текучості), а також базуються на усвідомленому обмані.

Перелік посилань

1. Method of making concrete reinforcing elements from ribbed steel bars : patent 2957240 United States : E04C5/03. No. 604705 ; applied on 17.08.1956 ; published on 25.10.1960. 7 p. URL: <https://patents.google.com/patent/US2957240A/en> (date of access: 04.08.2025).
2. Соколовский П. И. Арматурные стали. М : Металлургия, 1964. 207 с.
3. Белобров И. К. Упрочнение арматурных сталей вытяжкой и их применение в железобетоне. *Бетон и железобетон*. 1959. № 4. С. 158–164.
4. Неоднородность механических свойств арматурного проката в мотках по его длине // И. А. Гунькин та ін. *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов*. 2004. Т. 1, № 26. С. 250–254.
5. Формирование температуры самоотпуска в некоторых арматурных сталях / В. Т. Худик та ін. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2004. № 3. С. 74–77.
6. Раздобреев В. Г., Паламар Д. Г., Мощный В. В. и др. Аналитические и экспериментальные исследования технологии производства бунтового арматурного проката класса А500 в условиях непрерывного сортового стана 400/200 ПАО «ДМК». *Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра* : матеріали XVI Всеукраїнськ. науково-практ. конф., м. Київ, 17 квіт. 2018 р. 2018. С. 350–368.
7. Спосіб комбінованого виробництва арматурного прокату періодичного профілю в мотках : Україна : B21B1/08 C21D8/08. № a202403411 ; заявл. 01.07.2024 ; опубл. 12.03.2025, Бюл. № 11.
8. Лінія для виготовлення холоднодеформованого арматурного прокату в мотках : Україна : B21B1/00 B21B1/08 C21D8/08. № a202404313 ; заявл. 03.09.2024 ; опубл. 12.03.2025, Бюл. № 11.
9. Лінія для виготовлення холоднодеформованого арматурного прокату в мотках : пат. 159101 Україна : B21B1/00 B21B1/08 C21D8/00. № u202405071 ; заявл. 28.10.2024 ; опубл. 23.04.2025, Бюл. № 17.
10. Перчун Г. І., Якушев О. С., Івченко А. О. Удосконалення виробництва холоднодеформованого арматурного прокату підвищеної пластичності для будівництва у повоєнній Україні. *Features of innovative development in the field of technology: the comparative experience of Ukraine and the European Union* : conference proceedings, м. Wloclawek, 6–7 верес. 2023 р. Riga, Latvia, 2023. С. 26–30.
11. Спосіб виробництва круглого сортового проката в бунтах и устройство для его реализации : пат. 2368436 РФ: B21B 1/16. № 2008100703/02 ; заявл. 09.01.2008 ; опубл. 10.04.2010, Бюл. № 10. 9 с. URL: <https://patents.google.com/patent/RU2368436C9/ru>
12. ДСТУ ISO 15630-1:2022 (ISO 15630-1:2019, IDT). Сталі для армування та попереднього напруження бетону. Методи випробування. Частина 1. Арматурні прутки, стріжни та дріт. На заміну ДСТУ ISO 15630-1:2010 ; чинний від 2019-02-01. Вид. офіц. Geneva, 2019. 32 с.

References

1. Method of making concrete reinforcing elements from ribbed steel bars. (applied on 17.08.1956). patent 2957240 United States : E04C5/03. No. 604705; 7 p. URL: <https://patents.google.com/patent/US2957240A/en>.
2. Sokolovskiy, P. I. (1964). *Armaturnyye stali*. Metallurgiya, 207 p.
3. Belobrov, I. K. (1959). Uprochneniye armaturnykh staley vytyazhkoy i ikh primeneniye v zhelezobetone. *Beton i zhelezobeton*, 4, 158-164.
4. Gun'kin, I. A. et al. (2004). Neodnorodnost' mekhanicheskikh svoystv armaturnogo prokata v motkakh po yego dline *Stroitel'stvo, materialovedeniye, mashinostroyeniye: Sb. nauchn. trudov*, 1(26). 250-254.
5. Khudik, V. T. et al. (2004). Formirovaniye temperatury samootpuska v nekotorykh armaturnykh. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost*, 3, 74–77.
6. Razdobreyev, V. G., Palamar, D. G., Motsnyy, V. V. et al. (2018). Analiticheskiye i eksperimental'nyye issledovaniya tekhnologii proizvodstva buntovogo armaturnogo prokata klassa A500 v usloviyakh nepreryvnogo sortovogo stana 400/200 PAO «DMK» *Spetsialna metalurhiia: vchora, sohodni, zavtra: materialy XVI Vseukrainskoi naukovoprakt. konf., m. Kyiv, 17 kvit. 2018 r.* P. 350–368.
7. Sposib kombinovanoho vyrobnytstva armaturnoho prokatu periodychnoho profiliiu v motkakh [a. s. a202403411 Ukraine: B21B1/08 C21D8/08; appl. 01.07.2024; publ. 12.03.2025, Bulletin No. 11.
8. Liniia dlia vyhotovlennia kholodnodeformovanoho armaturnoho prokatu v motkakh: a. s. a202404313 Ukraina: B21B1/00 B21B1/08 C21D8/08; appl. 03.09.2024 ; publ. 12.03.2025, Bulletin No. 11.
9. Liniia dlia vyhotovlennia kholodnodeformovanoho armaturnoho prokatu v motkakh [Line for the production of cold-deformed reinforcing bars in coils]: pat. 159101 Ukraina : B21B1/00 B21B1/08 C21D8/00 ; No. u202405071 ; appl. 28.10.2024 ; publ. 23.04.2025, Bulletin No. 17.
10. Perchun, H. I., Yakushev, O. S., & Ivchenko, A. O. (2023). Udoskonalsennia vyrobnytstva kholodnodeformovanoho armaturnoho prokatu pidvyshchenoi plastychnosti dlia budivnytstva u povoiennii Ukraini. *Features of innovative development in the field of technology: the comparative experience of Ukraine and the European Union: conference proceedings, Wloclawek*, 6–7 Sept. 2023. Riga, Latvia, p. 26-30.

11. Sposob proizvodstva kruglogo sortovogo prokata v buntakh i ustroystvo dlya yego realizatsii [Manufacturing method of rolled section in bundles and facility for its implementation]: pat. 2368436 RF: B21B 1/16; No. 2008100703/02; appl. 09.01.2008; publ. 10.04.2010, Bulletin No. 10. 9 p. URL: <https://patents.google.com/patent/RU2368436C9/ru> (date of access: 04.08.2025).
12. DSTU ISO 15630-1:2022 (ISO 15630-1:2019, IDT). *Stali dlia armuvannia ta poperednoho napruzhennia betonu. Metody vyprovuvannia. Chastyna 1. Armaturni prutky, strizhni ta drit* [Steels for the reinforcement and prestressing of concrete. Test methods. Part 1. Reinforcing bars, rods and wire]. Withdrawn ISO 15630-1:2010 ; Publication date 2019-02-01. Geneva, 2019. 32 p.

Надіслано до редакції / Received: 01.02.2025

Прийнято до друку / Accepted: 30.05.2025

Дорошенко В.С.

Цифрове моделювання метаматеріалів для 3D-друку ливарних моделей в контексті переходу до виробництва на вимогу

Doroshenko V.S.

Digital modeling of metamaterials for 3D printing of foundry patterns in the context of transition to on-demand manufacturing

Анотація. У сучасних умовах глобальної нестабільності, ринкових коливань і варіативності потреб споживачів виробництво «на вимогу» стає перспективною стратегією, підтримуваною інноваціями у сфері адитивного виробництва (3D-друку). **Мета роботи** — дослідження використання програми *sphereneRHINO* (Spherene Inc., Швейцарія) для проектування і друкування пористих структур ливарних моделей замість традиційних з пінополістиролу. **Методика:** було проаналізовано процес цифрового проектування полімерних моделей, виконано проектування у зазначеній програмі та надруковано зразки моделей. **Результати.** Ілюстративно описано алгоритм і можливості програми *sphereneRHINO*, отримано зразки комірчастого матеріалу моделей, розроблено спосіб їх друку з відкритими порами та транзитною пористістю. Газопроникність моделі використано для вакуумування піщаної форми та структури моделі, що дозволило її газифікувати розплавом металу з одночасним відкачуванням газів і створити ефект лиття вакуумним всмоктуванням. **Наукова новизна.** Піно-матеріал, який не призначався для ливарних моделей, застосовано для проектування й друку пористих моделей із контролем щільності, товщини стінок і геометрії друкованих пор. **Практична значущість:** значне скорочення термінів проектування й виготовлення полімерних моделей завдяки застосуванню 3D-друку сприяє адаптивності підприємств до змін ринку, реалізації моделі виробництва «на вимогу» та цифровізації процесу лиття з мінімізацією витрат часу й ресурсів.

Ключові слова: 3D-друк, адитивне виробництво, виробництво на вимогу, ливарні моделі, метаматеріал, лиття за моделями, що газифікуються.

Abstract. In today's conditions of global instability, market fluctuations and variability of consumer needs, manufacturing "on demand" is becoming a promising strategy, supported by innovations in the field of additive manufacturing (3D printing). **The purpose** of the work is to study the use of the *sphereneRHINO* program (Spherene Inc., Switzerland) for designing and printing porous structures of foundry models instead of traditional ones made of expanded polystyrene. **Methodology:** the process of digital design of polymer patterns was analyzed, design was performed in the specified program and pattern samples were printed. **Findings.** The algorithm and capabilities of the *sphereneRHINO* program are exemplarily described, samples of cellular material of patterns were obtained, a method of printing them with open pores and transit porosity was developed. The gas permeability of the pattern was used to vacuum the sand mold and the pattern structure, which allowed it to be gasified with molten metal with simultaneous pumping out of gases and to create the effect of casting by vacuum suction. **Originality.** The foam material, which was not intended for casting patterns, was used to design and print porous patterns with control of density, wall thickness and geometry of printed pores. **Practical value:** a significant reduction in the design and manufacturing time of polymer patterns through the use of 3D printing contributes to the adaptability of enterprises to market changes, the implementation of the "on-demand" production model and the digitalization of the casting process with the minimization of time and resource costs.

Key words: 3D printing, additive manufacturing, on-demand manufacturing, casting patterns, metamaterial, Lost Foam Casting.

Вступ. При нинішніх ринкових коливаннях, ризиках глобальної нестабільності та зростаючої варіативності потреб споживачів виробництво на вимогу (on-demand manufacturing) стає перспективною стратегією, що активно підтримується інноваціями у сфері адитивного виробництва (AB), також відомого як 3D-друк [1, 2]. Низка переваг моделі «на вимогу» включає оптимізацію ланцюгів постачання, зниження ризиків завдяки локалізації виробництва ближче до споживача. З друкуванням виробів з цифрових файлів цифрові каталоги запасних частин потребують значно менше інвестицій, ніж фізичне утримання складів, що економить ресурси. Виготовлення продукції лише у потрібний момент з мінімізацією відходів і надлишкових запасів зменшує витрати на логістику. Скорочення транспортних

витрат і кількості непроданих товарів сприяє зниженню вуглецевого сліду.

Згідно зі звітом McKinsey (2023), до 2030 р. впровадження виробництва на вимогу здатне збільшити глобальний ВВП на 2,3 трильйона доларів, а 73 % компаній прогнозують зростання прибутковості завдяки цій стратегії [1], ключовим інструментом чого стає AB. AB, як рушійна сила змін, все частіше розглядається в плані модернізації традиційних ливарних процесів з орієнтацією їх на цифрове виробництво. Проте цей процес досить тривалий і наукоємний. Якщо перспектива 3D-друку як виробничого процесу, альтернативного литтю металів, не відбулася, то на певних ділянках ливарного цеху, зокрема з виготовлення ливарних полімерних моделей, 3D-друк вже сьогодні може принести суттєві



вигоди. Він забезпечує доступ до сучасних матеріалів, підвищує надійність технологій і надає змогу створювати вироби з мінімальною масою завдяки оптимізації дизайну шляхом цифрового моделювання без значних витрат на переобладнання. 3D-друк дозволяє підприємствам виготовляти складні деталі з мінімальним втручанням людини, може автоматизувати до 95 % створення друкованої продукції, що значно скорочує трудовитрати, порівняно з традиційними технологіями. Виникає можливість швидкої зміни конфігурації виробів завдяки гнучкому управлінню цифровими файлами, застосування складної органічної геометрії, якої традиційні методи виробництва нерідко не можуть забезпечити. Процес друку не залежить від обсягу виробництва, будь то одна деталь чи серія, а екологічність досягається за рахунок зниження відходів. Заміна одного виробу на інший вимагає лише завантаження нового цифрового файлу, що мінімізує простоті обладнання. Однак для деталей, які потребують термічної обробки або додаткових тестувань, важливим залишається проектування з урахуванням мінімізації подальших операцій.

Аналіз літератури. Загалом, адитивні технології у поєднанні з концепцією виробництва на вимогу стають невід'ємною частиною цифрової трансформації промисловості, що забезпечує не лише конкурентні переваги, але й відкриває нові можливості для створення гнучких, економічно ефективних виробничих систем, в яких 3D-друк стає неодмінною складовою [3]. Зокрема, ливарні підприємства дедалі більше осягають можливості цифрової трансформації для підвищення своєї прибутковості разом з адаптацією до вимог декарбонізації виробництва [4], при цьому 3D-друк стає потужним інструментом при створенні нової продукції з інноваційних матеріалів та покращеними властивостями, а інтенсивності його розвитку немає аналогів.

Особливо 3D-друк перспективний для лиття металу за моделями, що газифікуються (ЛГМ-процес, Lost Foam Casting), в якому застосовують разові пористі полімерні (передусім, з пінополістиролу, ППС) ливарні моделі, які випаровуються в піщаній формі під впливом розплаву металу, що заливається в цю форму [5]. Собівартість моделей для традиційного ЛГМ сягає до третини собівартості виливків, що включає значні витрати на модельну оснастку. Автоматичний 3D-друк таких моделей здатен підвищити ефективність та якість особливо дрібносерійного, ремонтного та персоналізованого (кастомізованого) виливання металовиробів, стабілізувати конкурентоспроможність виробництва в сучасному ринковому просторі. З цифрової моделі (без паперових креслень) 3D-друк полімерних моделей реалізує концепцію «цифрофізичного перетворення» (з цифрового файлу – у матеріальну конструкцію), згідно терміну «digital-to-physical conversion» [6]. Швидка зміна конфігурації ливарної металопродукції слідом за зміною конструкції відповідних разових друкованих ливарних моделей після внесення змін в цифрові креслення є характерною перевагою 3D-

технологій для ЛГМ, яка проявляється на етапі проектування та друку цих моделей без переформатування решти ливарного обладнання і оснастки в діючих цехах.

Стосовно обґрунтування постановки задачі дослідження критично розглянемо, чим метод 3D-друку для ЛГМ вигідний серед інших методів АВ металопродукції. Відомі способи 3D-друку конструкцій з металу та тугоплавких матеріалів мають ті недоліки, що в них застосовують енергоємне обладнання високої капіталемності, а процеси плавлення металу чи спікання металовиробів при високих температурах потребують значних енерговитрат та нерідко захисної атмосфери для герметичних камер друку. А також діючі стандарти контролю якості металопродукції (зокрема, щодо відповідності традиційним маркам металу) не пристосовані до друкованих матеріалів. Зазначені та інші обставини ускладнюють конкуренцію 3D-друку з традиційним виробництвом та приблизно на порядок збільшують собівартість друкованих металовиробів порівняно з типовими ливарними способами.

Значно доступнішим напрямом впровадження 3D-друку в ливарне виробництво є друкування для ЛГМ-процесу пористих полімерних моделей, як разової ливарної оснастки. Оскільки при ЛГМ виливок утворюється після випарування моделі в піщаній формі, то контроль якості затверділого виливка та відповідність марки металу виконують за чинними стандартами. Однак, розвиток 3D-друку полімерних конструкцій ще не досяг того ступеня, щоб отримувати друковані матеріали з такою ж низькою щільністю як нині застосовуваний для моделей ППС. Друкування легковагих моделей, що за об'ємною вагою та низькою газотвірністю приближаються до типових моделей з ППС, поки є непростю задачею [5]. Перші спроби газифікації друкованих моделей в процесі ЛГМ часто давали нестабільну якість виливків із-за високої зольності таких моделей і їх високої газотвірності. Розкриття потенціалу впровадження 3D-друку в ЛГМ-процес на даному етапі знаходиться лише на експериментальному рівні. Тому розробка нових методів конструювання пористих легковагих моделей, нові удосконалення їх 3D-друку і його програмного забезпечення є актуальною темою науково-інженерних досліджень в плані адаптації до діючого ЛГМ-процесу, що мотивувало наш пошук пористих матеріалів за умов незначних фінансових витрат та часу для їх цифрового моделювання, друкування та оптимальної газифікації.

Зазначимо, що за Інтернет-інформацією [7] спосіб ЛГМ за друкованими моделями пробує виводити на ринок лише одна компанія Skuld LLC (США) за патентованим нею способом. При цьому, як нею повідомлялось, при ЛГМ друкована модель поєднується з підкладкою з ППС. Загалом, згідно з поточними публікаціями, ЛГМ-процес продовжує поширюватись в ливарництві, за оцінками експертів наближаючись до 3-4 % об'єму литва в світовому вимірі, що складає близько 3-4 млн тонн. Помітне

зростання кількості підприємств із ЛГМ набуло в Китаї, що сприяло досягненню країни світового лідерства за тоннажем ливарної продукції.

У процесі Аналізу інформації привернув увагу алгоритм, розроблений компанією Spherene Inc. (Швейцарія, <https://spherene.ch>), який ґрунтується на створенні так званих «адаптивних поверхонь мінімальної щільності» (Adaptive Density Minimal Surfaces, ADMS) пористого метаматеріалу, як стратегії заповнення простору матеріалом з властивістю самопідтримки його структури в процесі друкування [8, 9]. Метаматеріалами (Metamaterials) називають штучні матеріали з незвичайними фізичними властивостями, що не зустрічаються у природних матеріалах. Цей алгоритм цифрового дизайну метаматеріалу проходить стадію патентування і його авторами ще не був запропонований для ливарного виробництва, але має значні перспективи для вирішення проблеми друку пористих моделей для ЛГМ.

Мета і завдання дослідження полягають в аналізі алгоритму та випробуванні його в процесі цифрового дизайну пористого метаматеріалу для мінімізації маси та керування властивостями 3D-друкованих ливарних моделей. Перші кроки такого дослідження описано в роботі [10]. Цей алгоритм є варіантом реалізації теорії тривимірних мінімальних поверхонь (МП) в діюче програмне забезпечення для 3D-моделювання.

Результати дослідження та їх обговорення. Нині тривимірні періодичні МП (Triply Periodic Minimal Surfaces, TPMS) [9], наприклад гіроїд [11], стали нерідкими елементами дизайну для 3D-друкованих конструкцій. Математичні властивості МП

залишаються предметом активних досліджень завдяки їхньому фундаментальному значенню в геометрії, топології, фізиці та інженерії. В інженерії МП використовуються для оптимізації конструкцій, таких як куполи, мости та архітектурні мембрани тощо, а також мають значний вплив на комп'ютерну графіку, моделювання матеріалів і дизайн, дозволяючи будувати ефективні та естетично привабливі форми з мінімальними ресурсами. Періодичні поверхні TPMS [11, 12] є нескінченним повторенням деякої елементарної комірки. Аналітичність МП, кожна точка яких визначається у просторі аналітичною функцією, спрощує 3D-моделювання, технологічність виготовлення матеріальних виробів, а також контроль їхньої якості за допомогою сучасного устаткування з програмним забезпеченням. Нині такі алгоритми все ширше застосовують у різних галузях, включаючи матеріалознавство, архітектуру та біологію.

Компанія Spherene Inc. на деяких аналогах коралоподібних природних структур опрацювала нову (на противагу TPMS) геометрію метаматеріалу, засновану на іншому класі геометричних форм, що за рахунок МП мінімізують об'ємну масу матеріалу, і для цього використала сфери, або, точніше, інверсні сфери, які компанія назвала сферами («spherenes») [8, 9]. Моделюванням мінімальних енергетичних станів методом МП для матеріалів у фізичних моделях досягають того, що структури - сфери рівномірно розподіляють напругу, чим мінімізують кількість використовуваного матеріалу. Приклади такого моделювання показано на рис. 1.

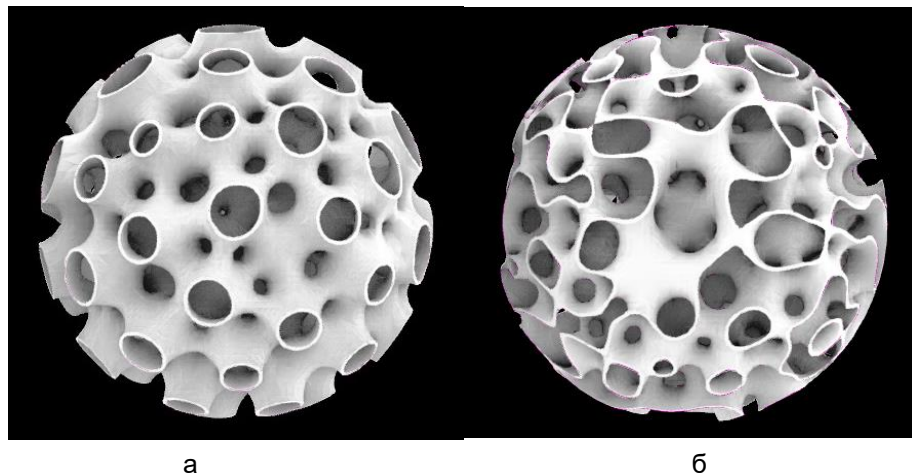


Рисунок 1. Моделі з поверхнями типу «вулкан» (а) і «павутина» (б) [8]

Біонічні структури, якими намагаються імітувати морфологічні особливості тканини коралів, і раніше були об'єктами досліджень та моделювання 3D-друку [10], оскільки корали еволюціонували в конкурентному середовищі з обмеженими ресурсами як оптимізовані і одні з найпродуктивніших у світі екосистем з огляду механічних та інших властивостей.

В Інтернеті компанія Spherene Inc. представила бета-версію програми sphereneRHINO на основі

діючої популярної програми Rhinoceros для 3D-моделювання пористих легковагих структур - сферів [8, 9]. Наші дослідження (в продовження роботи [10]) полягали в застосуванні методики конструювання цих структур для друку ливарних моделей замість традиційних з ППС для ЛГМ. Постало питання, як можна проектувати друковані моделі з такого матеріалу низької маси та достатньої міцності, який би потребував мало витрат енергії на його випаровування при ЛГМ, мав низьку газотвірність і

достатню екологічну безпечність, що притаманна біорозкладним полімерам (біополімерам).

Розглянемо перелік операцій при 3D-моделюванні конструкцій в програмі sphereneRHINO [9]. Спершу дизайнер визначає простір (конверт), в якому згенерує сференову структуру. Задає такі параметри, як щільність, товщина стінки та нахил поверхні. Вибирає геометричну конфігурацію тієї складності, що відповідає потребам дизайну, та контролює, як сфери стикаються з іншими поверхнями, «виростають» з них або створюють часткові чи замкнуті оболонки. В цій програмі щільність пористого матеріалу служить синонімом його об'ємної ваги, вказується у відсотках від об'єму конструкції в межах зовнішньої оболонки в чисельних значеннях шкали діафрагми фотоапарата, як зручної шкали для запам'ятовування і регулювання.

Програма sphereneRHINO створює сфери (як новий клас МП) на основі геометрії «мінімальної поверхні адаптивної щільності» (ADMS). Матеріал з такою геометрією пор можна регулювати як за

щільністю, так і за товщиною стінок в різних місцях, зберігаючи нульову середню кривизну поверхні (властивість МП), уникати замкнутих порожнин (важливо для друку в рідких чи сипких середовищах способами SLA і SLS з видаленням плинного залишку, а також для вентиляції ливарних моделей), адаптувати до навколишньої геометрії та моделювати його для 3D-друку виробів практично без підтримок (самопідтримуючих). Мала маса з високою жорсткістю такого метаматеріалу, зменшить споживання пов'язаної з ним енергії та вуглецевий слід [8, 9].

Моделювання у вказаній програмі доступно з регулюванням щільності в інтервалі від 2 до 22. Так, на рис. 1 приведено приклади змодельованих структур зі щільністю 5,6 і поверхнями з назвами «вулкан» (а) та «павутина» (б). В процесі 3D-моделювання об'єкту в заданих геометричних конфігураціях (конвертах) вибирають, приміром, такі показники, як вказано у вигляді підписів на рис. 2 [9].

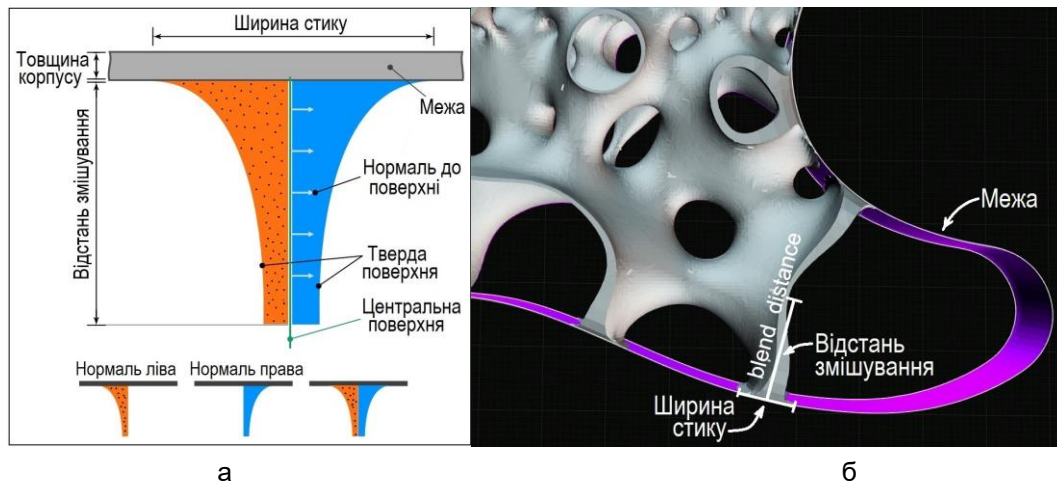


Рисунок 2. Показники, які вибирає дизайнер при моделюванні: а – схема стикування з гладкою плоскою поверхнею (конвертом); б – моделювання з криволінійною поверхнею

Якщо при проектуванні пористої моделі товщину стінок в певному «полі» дизайнером не задано, то товщина оболонок пор відповідно до щільності (Density Reference Thickness, DRT) виробу визначається однаковою для всіх стінок, за замовчуванням програма встановлює щільність розміром 5,6. Якщо щільність задано лише одним значенням в будь-якій точці, то відсоток щільності всього

друкованого виробу відповідає цьому значенню. Чим нижче значення DRT, тим складнішою, згідно програми, стає геометрія пористої поверхні і збільшується тривалість її обчислення. Різні значення щільності, вказані в певних точках, програма інтерполює в просторі між цими точками (рис. 3) [9]. Крім того, дизайнер може вказувати різну товщину стінки у вибраних ним точках (рис. 4) [9].

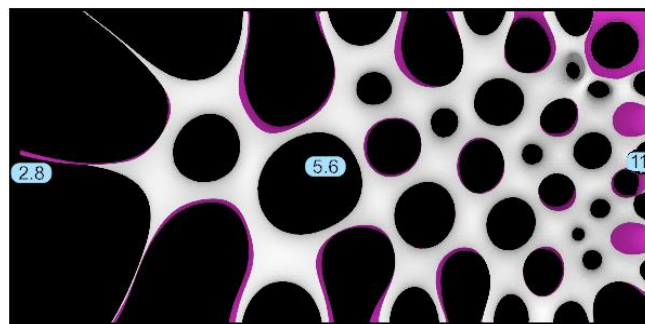


Рисунок 3. Моделювання структури з різною щільністю 2,8 - 5,6 - 11 в трьох точках

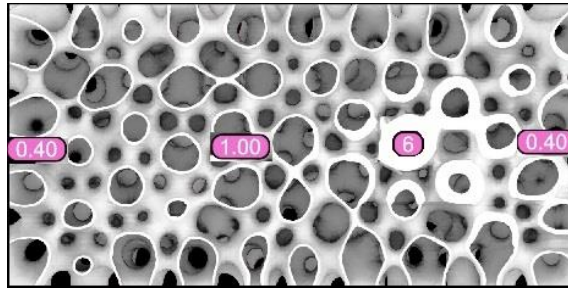


Рисунок 4. Структура з різною товщиною стінки 0,40 - 1,00 - 6 - 0,40 в чотирьох точках

Програма дозволяє додати порожнину заданого радіусу у вказаній точці (рис. 5) [9].

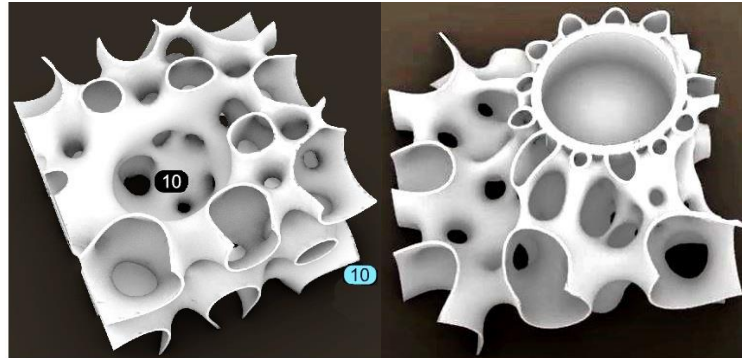


Рисунок 5. Моделі з додаванням порожнин у вказаних точках з заданими радіусом та місцем для розміщення циліндра

Також показана структура з різною товщиною стінок і зміщенням поверхні (рис. 6) [9].

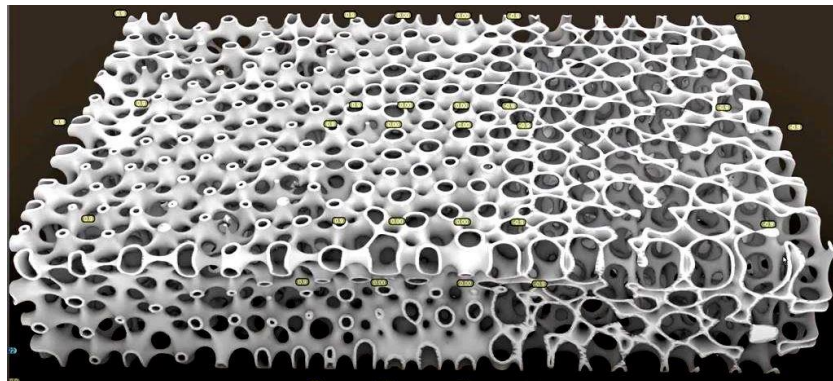


Рисунок 6. Структура моделі з різною товщиною стінок і зміщенням поверхні

Приклади 3D-друкованих моделей показано на рис. 7 [9], де моделі (а - в) виконано на принтерах методом SLA/SLS з пошаровим твердненням рідкої чи порошкової смоли, а на рис. 7, г - друкована екструзійним методом FDM на принтері «BABbu Lab»

прикраса з орнаментом із пластика PLA крізь насадку з прохідним діаметром 0,6 мм і товщиною нанесених шарів 0,12 мм без підтримок та без заповнення, а також з висотою 15 мм суцільного краю в нижній частині (з сайту <https://spherene.ch>).

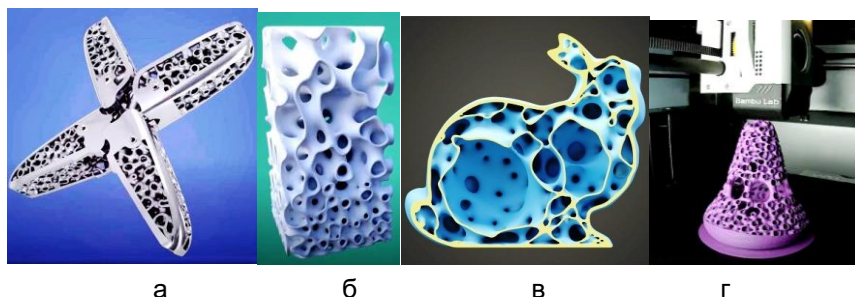


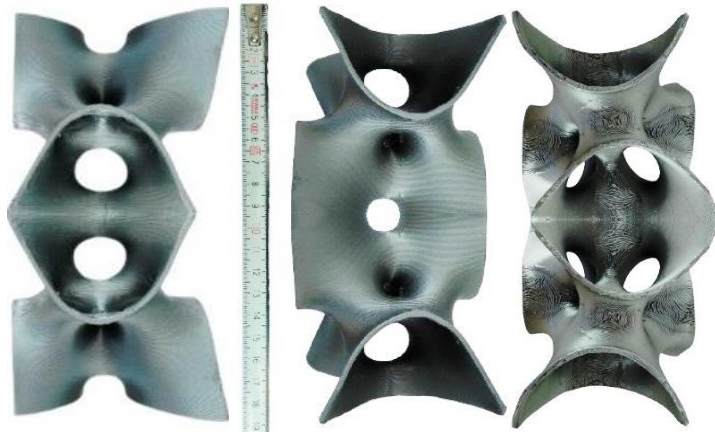
Рисунок 7. Полімерні моделі із структурою у вигляді сференів: а - хрестовина з відкритою пористістю; б - пористий паралелепіпед; в - модель кролика з гладкою поверхнею (в розрізі); г - друкування прикраси з орнаментом.

Крім того, автором статті з допомогою програми sphereRHINO було спроектовано модель «гачок» з пористою внутрішньою структурою (рис. 8, а, показано без задньої стінки для демонстрування пор), а також на настільному принтері типу «BABbu Lab

A1 mini BL0007U» надруковано методом FDM дослідні сференові тонкостінні структури з філаменту PLA (рис. 8 б) для дослідження можливості заповнення ними стінок ливарних моделей.



а



б

Рисунок 8. Приклади проектування моделей гачка (а) та друкування пористих структур (б)

3D-друкування з полілактиду PLA є найбільш недорогим за вартістю і популярним методом FDM пошарового наплавлення при виготовленні моделей на 3D-принтерах [14, 15]. PLA – біорозкладний термопластичний поліефір, що одержують на основі молочної кислоти. Він використовується для 3D-друку та у виробництві біопластику, є відносно недорогим матеріалом, легко друкується і має достатньо високі механічні показники для друку ливарних моделей. Густина PLA - 1240 кг/м³ і температура кипіння - 227 °С.

Для порівняння, матеріал ППС, що є традиційним для моделей при ЛГМ-процесі, виготовлений з полістиролу з хімічною формулою (C₈H₈)_n, густина якого складає 1050 кг/м³, а температура кипіння - в інтервалі 240-270 °С і залежить від його молекулярної маси та інших факторів. При температурі вище 239 °С він переходить у в'язкоплинний рідкий стан, а при температурі 300 °С починається незворотна деполімеризація полістиролу [16].

Характеристики PLA і полістиролу достатньо

схожі, але ППС має закриті пори, а з PLA доцільно друкувати моделі з відкритими порами, які складають газопроникне тіло моделі (знизу вгору) з установленням зверху трубчастого випору. Крізь цей випор сполучають серцевину моделі з вакуумом у порах піску форми, яку традиційно вакуумують при ЛГМ, та відкачують гази при газифікації моделі, разом з тим досягаючи ефекту лиття металу методом вакуумного всмоктування [5, 17].

Крім дослідження сференових структур, у ФТІМС НАН України виконано друкування з PLA (рис. 9) ажурної сітчастої структури (ліворуч) та друкованої кульки для пінг-понга (праворуч) масою до 4 г. Тонкий друк комірчастих каркасів з товщиною «гілки» близько 1 мм демонструє потенціал для заповнення такими каркасами стінок моделей для ЛГМ. Для друку структур (рис. 8, б та 9) з PLA застосовували недорогі настільні екструзійні принтери, відомі як «шкільні», що підкреслює доступність та економічність друкування моделей для ЛГМ.

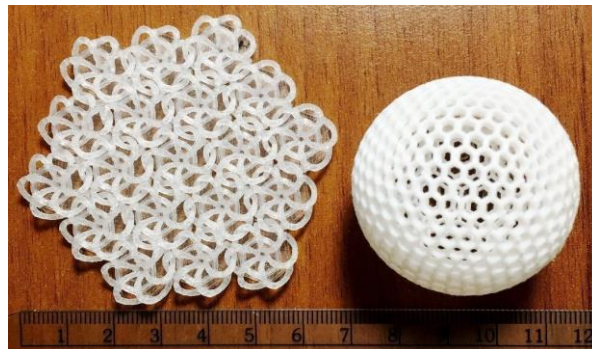


Рисунок 9. Друковані з PLA варіанти каркасних легковагих структур

Загалом, операції 3D-друку моделей і виливання металовиробу методом ЛГМ мають таку послідовність. Після отримання файлу з цифровим

кресленням ливарник протягом доби програмними засобами створює цифрову модель, за якою друкується полімерна ливарна модель. До цієї моделі

додають модель ливниково-живильної системи, фарбують і подають на формовку, що триває до двох діб. Ще протягом однієї доби методом ЛГМ виготовляється піщана форма і заливається металом. Таким чином, протягом 4-5 діб від отримання файлу з кресленням можливе отримання дрібних та середніх виливків. Ця методика дозволяє проектувати та друкувати пористі ливарні моделі, сумісні з існуючими процесами ЛГМ, без зміни формуально-ливарної оснастки та обладнання. Заміна моделей з ППС, виготовлених у металевих прес-формах (включно з проектуванням та виготовленням прес-форм і потім моделей по них), на 3D-друковані моделі суттєво скорочує тривалість виробництва ливарних моделей.

Висновки. Розглянутий метод моделювання та друкування за програмою SphereneRHINO є одним з перспективних для друкування ливарних моделей з відкритими порами (на противагу з ППС, в якого пори закриті). При цифровому конструюванні ливарних моделей дизайнер спочатку визначає модель у САПР, яка потім служить обчислювальною оболонкою, у якій генеруються сферичні геометричні пористі структури за методом МП. Після цього 3D-принтери автоматично друкують такі моделі для ЛГМ, що можливо навіть у цілодобовому режимі.

Цей метод дозволяє регулювання щільності, товщини стінок і геометрії друкованих пор, обмежених (чи не обмежених) гладкою поверхнею корпусу моделі, що є важливим для локального чи

варіативного регулювання міцності, зменшення ваги друкованих ливарних моделей одночасно зі створенням трансляційної пористості (вентканалів) для спрямованого виводу (знизу вгору) газу при газифікації моделей. Хоча наразі ще важко друком конкурувати по легковогості з ППС-моделями, однак друкування газопроникних моделей дозволяє підвести трубою-випором і крізь пори моделі вакуум з ливарної форми під час її заливання металом до зони газифікації моделі та відкачувати газ за допомогою вакууму. По-перше, це сприяє виводу продуктів газифікації із зони контакту їх з металом, мінімізуючи їх негативний вплив на метал. По-друге, створюється ефект лиття металу методом вакуумного всмоктування, бо з виводом газів у вакуумований пісок форми розрідження газів діє на метал. Модель проектується на основі принципу «чим більше газів, тим більше має бути їх розрідження для виведення з робочої порожнини ливарної форми». Таким чином, розглянуте застосування друкованого метаматеріалу для ЛГМ надає моделі легковогості, трансляційної пористості і суттєве скорочення термінів проектування та виробництва як передумови реалізації концепції продажу не лише продукту, але й послуг. Останнє сприяє адаптивності підприємств до змін ринку, реалізації моделі виробництва «на вимогу», ключовим інструментом якої стає АВ, як елемент цифровізації процесу лиття за високоточними друкованими моделями з мінімізацією витрат часу та ресурсів.

Перелік посилань

- Stackpole B. AM Rides On-Demand Manufacturing Wave. URL: <https://digitalengineering247.com/article/AB-rides-on-demand-manufacturing-wave> (дата звернення: 12. 11. 2024).
- Gibson I., Rosen D., Stucker B. & Khorasani M. Additive manufacturing technologies. 2021. Vol. 17. P. 160-186. Cham, Switzerland: Springer. URL: <https://doi.org/10.1007/978-3-030-56127-7> (дата звернення: 12. 11. 2024).
- Rasmussen N.D. A Digital Revolution is Transforming Foundries Worldwide. *Foundry Management & Technology*. 2024. Jan./Feb. P. 27-28.
- Digitalisation of foundries – the path towards the future. URL: <https://www.foundrygate.com/#/news/5658/digitalisation-of-foundries-%25E2%2580%2593-the-path-towards-the-future> (дата звернення: 27.09.2022).
- Дорошенко В.С., Янченко О.Б. Застосування комп'ютерних систем для проектування та 3D-друку ливарної моделі з вентиляційними каналами в її стінках. *Інформаційні технології та комп'ютерна інженерія*. 2023. № 3. С. 53-58. DOI: <https://doi.org/10.31649/1999-9941-2023-58-3-53-58>.
- Industry 4.0: How to navigate digitization of the manufacturing sector. McKinsey Digital. URL: https://www.mckinsey.de/files/mck_industry_40_report.pdf (дата звернення: 20.03.2025).
- Lawler F. Additive Enhances Lost FoAB Casting Process for Metal Manufacturing. URL: <https://www.additivemanufacturing.media/articles/enhances-lost-foAB-casting-process-for-metal-manufacturing> (дата звернення: 28.05.2024).
- Hendrixson S. Metamaterial with Geometry Derived from Spheres. *Additive Manufacturing*. 2024. May. P. 40.
- SphereneRHINO Public Beta Documentation. 11.10.2023. URL: <https://spherene.ch/documentation/sphereneRHINO/> (дата звернення: 12. 11. 2024).
- Бродовий О.В., Дорошенко В.С., Янченко О.Б. 3D-проектування пористих ливарних моделей в програмі Rhinoceros 8. *Інформаційні технології та комп'ютерна інженерія*. 2024. № 1. С. 119-126. DOI: <https://doi.org/10.31649/1999-9941-2024-59-1-119-126>.
- Meeks W.H. The Theory of Triply Periodic Minimal Surfaces. *Indiana University Mathematics Journal*. 1990. 39. No. 3. P. 877-936.
- Triply-periodic minimal surfaces. URL: <https://schoengeometry.com/e-tpms.html> (дата звернення: 12. 11. 2024).
- Wangpraseurt D., You S., Azam F. et al. Bionic 3D printed corals. *Nat Commun* 11, 1748 (2020). DOI: <https://doi.org/10.1038/s41467-020-15486-4>.
- Калюжний П.Б., Дорошенко В.С., Нейма О.В. Лиття за комбінованими полімерними моделями, що газифікуються. *Процеси лиття*. 2023. № 2. С. 49-55. DOI: <https://doi.org/10.15407/plit2023.02.049>.
- Дорошенко В.С., Калюжний П.Б., Коломійцев С.В. Приклади 3D-технологій виробництва металовиробів і полімерних моделей. *Процеси лиття*. 2021. № 4. С. 48-54. DOI: <https://doi.org/10.15407/plit2021.04.048>.
- Шуляк В.С. Литьё по газифицируемым моделям. Санкт-Петербург: Профессинал, 2007. 405 с.

17. Дорошенко В.С., Калюжний П.Б., Дьяченко М.М. Лиття за газопроникними полімерними моделями, що газифікуються з відкачуванням по вентканалах газів з робочої порожнини форми. *Процеси лиття*. 2024. № 2. С. 19-28. DOI: <https://doi.org/10.15407/plit2024.02.019>.

References

1. Stackpole B. AM Rides On-Demand Manufacturing Wave.
2. Gibson, I., Rosen, D. W., Stucker, B., Khorasani, M., Rosen, D., Stucker, B., & Khorasani, M. Additive manufacturing technologies. 2021. Vol. 17. P. 160-186. Cham, Switzerland: Springer. <https://doi.org/10.1007/978-3-030-56127-7>.
3. Rasmussen, N. D. A (2024). Digital Revolution is Transforming Foundries Worldwide. *Foundry Management & Technology*, Jan./Feb., 27-28.
4. Digitalisation of foundries – the path towards the future. URL: <https://www.foundrygate.com/#/news/5658/digitalisation-of-foundries-%25E2%2580%2593-the-path-towards-the-future>.
5. Doroshenko, V. S., Yanchenko, O.B. (2023). Application of computer systems for design and 3D printing of a foundry model with ventilation channels in its walls. *Information technologies and computer engineering*, 3, 53-58. <https://doi.org/10.31649/1999-9941-2023-58-3-53-58>.
6. Industry 4.0: How to navigate digitization of the manufacturing sector. McKinsey Digital. URL: https://www.mckinsey.de/files/mck_industry_40_report.pdf.
7. Lawler F. Additive Enhances Lost FoAB Casting Process for Metal Manufacturing.
8. Hendrixson S. (2024). Metamaterial with Geometry Derived from Spheres. *Additive Manufacturing*, May, 40.
9. SphereneRHINO Public Beta Documentation. 11.10.2023. URL: <https://spherene.ch/documentation/sphereneRHINO/>.
10. Brodovy, O. V., Doroshenko, V. S., Yanchenko, O. B. (2024). 3D design of porous foundry models in the Rhinoceros 8 program. *Information technologies and computer engineering*, 1, 119-126. <https://doi.org/10.31649/1999-9941-2024-59-1-119-126>.
11. Meeks, W. H. (1990). The Theory of Triply Periodic Minimal Surfaces. *Indiana University Mathematics Journal*.. 39(3), 877-936.
12. Triply-periodic minimal surfaces. URL: <https://schoengeometry.com/e-tpms.html>.
13. Wangpraseurt, D., You, S., Azam, F. et al. (2020). Bionic 3D printed corals. *Nat Commun*, 11, 1748 <https://doi.org/10.1038/s41467-020-15486-4>.
14. Kalyuzhny, P. B., Doroshenko, V. S., & Neyma, O. V. (2023). Casting using combined polymer models that gasify. *Casting processes*, 2, 49-55. <https://doi.org/10.15407/plit2023.02.049>.
15. Doroshenko, V. S., Kalyuzhny, P. B., & Kolomyitsev, S. V. (2021). Examples of 3D technologies for the production of metal products and polymer models. *Casting processes*, 4, 48-54. <https://doi.org/10.15407/plit2021.04.048>.
16. Shulyak, V. S. (2007). Casting on gasifiable patterns. St. Petersburg: Professional.
17. Doroshenko, V. S., Kalyuzhny, P. B., Dyachenko, M. M. (2024). Casting using gas-permeable polymer patterns that are gasified with pumping out gases from the working cavity of the mold through vent channels. *Casting Processes*, 2, 19-28. <https://doi.org/10.15407/plit2024.02.019>.

Надіслано до редакції / Received: 24.02.2025

Прийнято до друку / Accepted: 30.05.2025

Kovzik A.M., Holub I.V., Nosko O.A., Bila O.V., Pohrebna N.E.

Selection and justification of protective coating systems for the protection of carbon steel pipe markings

Ковзік А.М., Голуб І.В., Носко О.А., Біла О.В., Погребна Н.Е.

Вибір та обґрунтування комплексних лакофарбових покриттів для захисту маркування труб вуглецевого сортаменту

Abstract. Objective. This study investigates the corrosion resistance of a complex paint-and-varnish coating applied to protect markings on pre-painted pipes. The aim is to select the optimal coating material for the corrosion protection of pre-painted and pre-marked pipes. **Methods.** The subject of the study is a set of paint-and-varnish materials applied to carbon steel pipes to protect their markings. Standard methods were used to assess the coatings' corrosion resistance, adhesion to the pipe surface, and abrasion resistance. **Results.** It was found that F410SP, SIGMAFAST 40, Alpina Yachtlack, Helios MIKS, and SK-1 possess the required corrosion resistance and adhesive strength for use as protective coatings for carbon pipe markings. Considering material consumption and drying time, Helios MIKS and SK-1 are recommended for industrial application. **Scientific novelty.** This study is the first to examine the effectiveness of transparent paint-and-varnish coatings for the anti-corrosion and mechanical protection of carbon pipe markings. These coatings provide long-term durability, legibility, and preservation of the markings during transportation, storage, and operation under harsh conditions, while also withstanding high temperatures, humidity, and UV exposure. When other marking methods are not feasible, the optimal selection of protective coating properties is essential to ensure the integrity of the surface layer without creating stress concentration zones or corrosion-prone areas. **Practical significance.** The study provides objective data on the potential for industrial use of paint-and-varnish materials available on the Ukrainian market to protect markings on carbon pipes.

Key words: carbon pipes, paint-and-varnish coatings, corrosion protection, adhesion, mechanical durability.

Анотація. Мета роботи. Дослідження корозійної стійкості комплексного лакофарбового покриття яке наноситься для захисту маркування попередньо пофарбованих труб. Завданням проведених досліджень є вибір оптимального лакофарбового матеріалу для антикорозійного захисту попередньо пофарбованих та замаркованих труб. **Методика.** Об'єктом дослідження є лакофарбові матеріали, які наносяться на вуглецеві труби для захисту маркування. Стандартними методами досліджена захисна дія таких покриттів проти корозійного руйнування, адгезія покриття до поверхні труби, стійкість до стирання. **Результати.** Встановлено, що матеріали F410SP, SIGMAFAST 40, Alpina Yachtlack, Хеліос MIKS та СК-1 мають необхідну корозійну стійкість та адгезійну міцність для використання в якості захисних покриттів маркування вуглецевих труб. З врахуванням витрат матеріалу та часу висихання для промислового застосування рекомендований матеріал Хеліос MIKS та СК-1. **Наукова новизна.** Вперше досліджено ефективність застосування прозорих лакофарбових матеріалів для антикорозійного та механічного захисту маркування вуглецевих труб, які забезпечують довговічність, зчитуваність та його збереження під час транспортування, зберігання та експлуатації труби у складних умовах, також витримують високу температуру, вологість та ультрафіолет. При неможливості маркування вуглецевих труб іншим шляхом, необхідно здійснювати оптимальний вибір властивостей захисного лакофарбового покриття, який забезпечує цілісність поверхневого шару, не створює зон концентрації напруги або осередків корозії. **Практична значущість.** Полягає в отриманні об'єктивних даних про можливість промислового застосування лакофарбових матеріалів, наявних на ринку України, для захисту маркування вуглецевих труб.

Ключові слова: вуглецеві труби, лакофарбові матеріали, антикорозійний захист, адгезія, механічна стійкість.

Introduction

Metal corrosion is one of the most pressing problems in modern materials science and industry. According to international studies, annual losses from corrosion processes amount to several percent of global GDP, directly affecting enterprises' economies and the reliability of infrastructure. Pipe manufacturers face this challenge particularly acutely, as corrosion damage not only reduces the service life of products but also complicates their identification during transportation and operation.

Pipe marking is not merely a technical label. It is an integral element of the quality control and traceability system, determining the ability to promptly track the origin, characteristics, and compliance of products with standards. The loss of markings due to corrosion or mechanical damage can lead to significant financial and operational risks: from warehouse confusion to rejection of products by customers.

For this reason, the protection of markings should be considered a critically important task. The most promising method is the application of transparent paint and varnish material (PVM), which combine anti-

© Kovzik A.M. - Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine
Holub I.V. - Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine
Nosko O.A. - Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine
Bila O.V. - Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine
Pohrebna N.E. - Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine



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

corrosion effects with the preservation of clarity and readability of the inscriptions. However, the effectiveness of such coatings depends on a whole range of factors: the chemical composition of the PVM, application technology, coating thickness, interlayer adhesion, and resistance to aggressive environments.

Therefore, the scientifically justified selection of optimal paint-and-varnish materials for creating multilayer protective coatings on marked pipes is an urgent task. Such coatings ensure durability and the preservation of information under challenging conditions of storage, transportation, and operation.

Literature Review and Problem Statement

Marking of pipe products, applied either before or after painting, is a critical component for identification, quality control, and operational safety. However, the marking inscriptions or symbols—especially colored paints or inks—often become the “weak link” because they are exposed to external influences (moisture, UV radiation, temperature changes, corrosive agents) [1]. To safeguard the marking, a transparent paint and varnish material (PVM) is typically applied over it, forming a multilayer protective system: base paint coating → marking paint/ink → transparent varnish [2].

Within such a system there exist critical interactions:

Metal – paint: adhesion to the metal substrate; reaction of the metal with paint components or solvents;

Paint – ink: compatibility of polymeric or pigment systems; ability of the ink to “penetrate” into or adhere onto the paint or surface; formation of a defect-free interface;

Paint/ink – varnish: adhesion, inter-layer reactions, varnish permeability;

Internal structure of the coating itself: pores, microcracks, uneven thickness, which can allow moisture, oxygen, chloride ions, etc., to reach the metal and cause localized corrosion [3,4].

Effective protection requires several conditions: high interlayer adhesion to avoid delamination under humidity, thermal cycling, or mechanical stress [5]; absence of chemical interactions among components that could impair transparency, alter the marking, or reduce protective ability [6]; compactness of the material with no through-pores or microcracks [7]; and an optimal thickness of surface and intermediate layers. Very thin coatings are often ineffective, since even without visible defects diffusion of aggressive species can lead to under-film corrosion [8],

while excessively thick coatings may be uneconomical and reduce adhesion strength due to internal stresses, thermal expansion mismatch, poor curing or shrinkage, and crack formation under stress [9].

The literature demonstrates considerable variation in defining the “optimal” PVM thickness—ranging from about 20 μm to more than 100 μm —depending on coating composition, layer structure, substrate, and service environment [1,2,7]. This indicates the absence of a universal standard. Instead, thickness is determined by the chemical composition of paints, varnishes, and inks; the method of application (spraying, dipping, rolling, electrophoretic deposition, etc.) [4,10-11]; and service conditions such as temperature, humidity, environmental aggressiveness (salts, chlorides, acidity), mechanical loading, and UV exposure [3,6].

The problem addressed in this study is therefore the determination and justification of the composition of a multilayer protective paint and varnish coating, its thickness, and the interactions among its layers, which together would ensure reliable protection of marking at minimal cost, particularly for pre-painted pipes.

Materials and Research Methods

As samples for the research, pipe sections made of carbon steel pipe with a diameter of 177.8 mm were used. The length of the pipe sections was 300 mm.

The preparation of the pipe section surface before applying coating materials was carried out according to the requirements of TI HT – 32 – 2022. The surface was first visually inspected. If residues of lubricants, dust, dirt, or loose scale were present, they were removed with a dry cloth. After mechanical contaminants were removed, the surface was degreased with “solvent 646”. Coating materials were then applied to the dried surface.

Painting of the prepared sample surfaces was performed with a brush in a single pass using the alkyd primer-enamel Magnum 120W (black color), which is most commonly used for this purpose at pipe plants in Ukraine. After the complete drying of the primer-enamel, the EBS marking was applied. On top of the dried EBS, transparent protective coatings were applied with a brush in a single pass; their names and purposes are given in Table 1. The appearance of the prepared samples is shown in Fig. 1.



Figure 1 – Appearance of the samples prepared for research

Table 1 – General information about transparent coating materials

No.	PVM	Description
1	Protective compound SK-1 transparent	Transparent varnish for creating a durable protective coating, intended for the temporary protection of metal pipe surfaces from corrosion during short-term storage and transportation.
2	Finish alkyd glossy enamel F410SP	Intended for the temporary protection of metal surfaces of pipes, wire, constructions, and other products from corrosion during their long-term storage and transportation.
3	Transparent varnish Helios MIKS	Acrylic solvent-based varnish for decorative protection of mineral surfaces with a “wet stone” effect. Designed to create a protective and decorative coating with a “wet stone” effect.
4	Finish coating SIGMAFAST 40	Thick-layer coating based on modified alkyd resins. Suitable for protection against atmospheric exposure, fast-drying, and retains gloss and color well. Does not contain lead or chromate compounds.
5	Alkyd-urethane varnish Alpina Yachtlack	Weather-resistant, transparent varnish for coating boats, yachts, and other vessels operating in fresh and seawater, free of aromatic hydrocarbons.

Using the prepared samples, the following parameters were determined:

the actual consumption of coating material during application;

drying time to tack-free and to full cure according to DSTU ISO 9117-1:2015;

appearance of the coating surface according to DSTU ISO 4628-1:2015;

appearance of the marking, which must comply with TI NT-32-2022. The marking must be legible, clear, contrasting, and resistant to abrasion;

resistance of the marking ink to abrasion. The method consists in measuring the length of the abraded area under the action of a weight wrapped in cotton fabric, moved along the sample;

average coating thickness. This was evaluated the day after painting, based on the mass of the applied

coating material and the coated surface area;

adhesion (after full polymerization of the coating in 24 hours) according to DSTU ISO 2409:2015 by the cross-cut method;

corrosion resistance under the influence of climatic factors in a salt spray chamber according to DSTU ISO 9227:2015. The degree of corrosion damage was evaluated according to SOU MPP 25.220-281-1:2009.

Research Results

The results of the studies of transparent coating materials for the markings protection are presented in Table 2. In the same table, for evaluating the effectiveness of the third coating layer, the test data of the painted and marked pipe surface (without the applied protective layer) are also provided.

Table 2 – Results of conducted studies of transparent coatings (LCM) for marking protection

No.	Name of LCM	Coating consumption, g/m ²	Dry-to-touch time, min, at 6 °C	Full drying, min, at 6 °C	Mark readability after application	Mark clarity	Adhesion to substrate, grade	Abrasion after 450 cycles, %	Area of corrosion damage on pipe surface with marking and substrate after 24 h, %	Area of corrosion damage on pipe surface with marking and substrate after 120 h, %
0	Sample without protective LCM for marking	–	–	–	Readable	Clear	0	80	0	95
1	Protective compound SK-1 transparent	98.75	7	14	Readable	Clear	1	10	0	8–20
2	Finish alkyd glossy enamel F410SP	275.86	46	89	Readable	Clear	1	10	0	15–20
3	Transparent varnish Helios MIKS	44.79	12	25	Readable	Clear	0	10	0	20–25
4	Finish coating SIGMAFAST 40	304.35	67	104	Readable	Clear	1	10	0	20–25
5	Alkyd-urethane varnish Alpina Yachtlack	108.7	156	1440	Readable	Clear	1	10	0	15

Discussion of Results

The analysis of the data presented in Table 2 should be carried out with consideration of both the technological and service properties of the investigated materials.

An important technological parameter of paint and varnish materials (PVM) is drying time. This parameter is primarily critical in terms of workshop productivity. The obtained data show that drying times of the studied PVMs differ significantly. For example, complete drying of the preservative composition SK-1 occurs within 14 minutes (at 6 °C), whereas polymerization of the alkyd-urethane varnish Alpina Yachtlack takes 1440 minutes. This difference is explained by the different compositions of the binders and solvents used in these materials. PVMs numbered 2–4 also exhibit variation in both tack-free and full drying times. This may be related to differences in solvent volatility as well as the thickness of the applied coating layer. From the standpoint of ensuring high productivity in the PVM application section of the pipe workshop, the preservative composition SK-1 demonstrates the most favorable performance. In all cases, once the protective film had dried, the markings remained clear and easily readable.

Another important characteristic of protective PVMs is the abrasion resistance of the marking. All tested materials reliably protect the markings from mechanical damage during loading, transportation, and similar operations.

One of the key service properties is coating adhesion to the substrate. Data from Table 2 confirm that coating adhesion to the substrate meets the standard (0–1 grade) in all cases. Thus, the composition “primer-enamel Magnum 120W – ink EBS – transparent PVM” provides sufficiently reliable adhesion to the substrate. It may be stated that the protective ability of the obtained complex coatings depends on their capillary and diffusion permeability, as well as the presence of macroscopic defects. Clearly, such defects adversely affect the protective properties of the PVM. The investigation of the selected materials demonstrated that all of them provide approximately the same anticorrosive protective ability.

It was established that after 24 hours of testing in a salt spray chamber, no corrosion damage of the pipe metal was observed with any of the varnishes. After

120 hours of exposure, the degree of surface damage in the marked pipe sections ranged from 8% to 25%, which is considerably lower compared to unprotected markings. Given the severity of the test conditions, such results are considered positive for all investigated materials.

At the same time, when selecting a material, it is necessary to account for its processability and specific consumption. Taking the lowest material consumption of 44.79 g/m² (for transparent varnish Helios MIKS) as the baseline, the consumptions for materials No. 1, 2, 4, and 5 are higher by factors of 2.2, 6.1, 6.7, and 2.4, respectively. Considering these results and the relatively similar market prices of the materials in Ukraine, the use of transparent varnish Helios MIKS appears most appropriate, though the preservative composition SK-1 and alkyd-urethane varnish Alpina Yachtlack may also be applied. However, given the significantly longer polymerization time of the latter, the final recommendation for the protection of carbon steel pipe markings is to use transparent varnish Helios MIKS and preservative composition SK-1.

Conclusions

1. It has been established that the application of transparent paint-and-varnish materials significantly enhances the corrosion resistance of the complex coating system on carbon steel pipes, which includes the base coating Magnum 120W, EBS marking, and a protective varnish layer. This confirms the critical role of transparent LCM in preserving the integrity and functionality of pipe markings.

2. The study demonstrated that all examined transparent materials (SK-1, F410SP, Helios MIKS, SIGMAFAST 40, Alpina Yachtlack) reduce the level of corrosion damage and ensure the mechanical durability of markings compared to unprotected surfaces. However, their effectiveness varies in terms of technological parameters and economic feasibility.

3. From the standpoint of industrial applicability, the most optimal materials are Helios MIKS transparent varnish and SK-1 preservative compound, which combine satisfactory anti-corrosion properties with low material consumption and acceptable drying times. These materials are therefore recommended for industrial use to protect markings on carbon steel pipes.

Reference

1. De Paula, F. R., de Almeida, L. H., & Aoki, I. V. (2024). Influence of organic coating thickness on electrochemical impedance spectroscopy response. *Coatings*, 14(2), 287. <https://doi.org/10.3390/coatings14030285>.
2. Šolić, T., Marić, D., Peko, I., & Samardžić, I. (2022). Influence of Anticorrosive Pigment, Dry-Film Thickness and Conditioning Time on Protective Properties of Two-Component Epoxy Primer. *Materials*, 15, 3041. <https://doi.org/10.3390/ma15093041>
3. Eom, S-H, Kim, S-S, & Lee, J-B. (2020). Assessment of anti-corrosion performances of coating systems for corrosion prevention of offshore wind power steel structures. *Coatings*, 10, 970. <https://doi.org/10.3390/coatings10100970>.
4. Titu, A. M., Sandor, R. N., & Pop, A. B. (2023). Research on the influence of coating technologies on adhesion anti-corrosion layers in the case of Al7175 aluminum alloy. *Coatings*, 13(6), 1054. <https://doi.org/10.3390/coatings13061054>.
5. Gąsiorek, A., Adamczyk, L., & Piwonski, I. (2023). Anticorrosion properties of silica-based sol-gel coatings on steel. The influence of hydrolysis and condensation conditions *Ceramics International*, 48(24), 37150-37163. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.08.291>.

6. Pratikno, H., Yudiardana, Tridantoko Susarno, Ikhwan, H. (2020). The effect analysis of coating thickness variation and mixture composition of magnesium-flake glass on epoxy coating on abrasive resistance, adhesion strength, and prediction of corrosion rate of ASTM A36 steel plate. *International Journal of Offshore and Coastal Engineering*, 4(2), 72-78.
7. Croll, S. G. (2020) Surface roughness profile and its effect on coating adhesion and corrosion protection: A review. *Progress Organic Coatings*, 148, 105847. <https://doi.org/10.1016/j.porgcoat.2020.105847>.
8. Kada, I., Dao, Trinh, Mallarina, S., Tousain, S. (2024). Effect of the organic coating thickness on water uptake measurements by EIS. *Progress in Organic Coatings*, 197(1956). <https://doi.org/10.1016/j.porgcoat.2024.108823>
9. Singh H., Chatha J., Sidhu S. S. (2025). Advances in corrosion prevention for marine steel structures. *Journal of Emerging Trends in Engineering, Sciences and Technology*, 8(1). <https://doi.org/10.13140/RG.2.2.11596.94083>.
10. Das, N., Panda, S., Das, D. K., & Nayak, S. K. (2025). Advanced protective coatings and surface treatments for harsh environments: Materials, mechanisms, and applications in next-generation defense systems. *Innovative materials for next-generation defense applications*, 1-34. <https://doi.org/10.4018/979-8-3373-0933-0.ch001>.
11. Ivanov, S. V. Titova, S. V. Trachevskyi, V. V. Hrushak, Z. V. (2017). Kontrol yakosti lakofarbovykh materialiv.

Надіслано до редакції / Received: 17.01.2025

Прийнято до друку / Accepted: 30.05.2025

Proidak Yu.S., Uzlov K.I., Movchan O.V., Chornoivanenko K.O.

Analysis of regulatory support for accreditation procedures in steel shot production

Пройдак Ю.С., Узлов К.І., Мовчан О.В., Чорноіваненко К.О.

Аналіз нормативного забезпечення акредитаційних процедур виробництва сталевих дробів

Abstract. Purpose. Analysis of DSTU 3184 requirements for spherical steel shot and heat-treated spherical steel shot in the context of ensuring production accreditation procedures. **Methodology.** The research material was manufactured by SE "STALZAVOD TAS" using the method of steel melting and pouring into rotary nozzles with subsequent atomization of the melt on a water curtain to form shot particles. Metallographic analysis was performed using a NEOPHOT-32 optical microscope. **Findings.** The analysis of DSTU 3184-95 requirements for spherical steel shot type was carried out with regard to its size distribution, microstructure, unacceptable defects, heat treatment, and chemical composition. It was established that the distribution of steel and cast-iron spherical shot into 10 nominal sizes specified by DSTU 3184 does not correspond to international standards for this type of product. According to DSTU 3184, the chemical composition of the shot is determined by the manufacturer, which decreases the level of regulatory control. The necessity of aligning the regulated microstructure of heat-treated steel shot with its chemical composition was identified. Requirements for unacceptable defects under DSTU 3184 include the ratio of maximum to minimum particle diameter, the area of shrinkage porosity, the length of the largest crack, and the area of the largest cavity; however, they do not take into account such typical defects for this product as gas pores and non-metallic inclusions. **Originality.** A comparative analysis of the requirements of national and international regulatory documents and technical specifications regarding permissible defect levels in steel shot was performed. The study revealed that DSTU 3184 provisions are inconsistent with modern requirements concerning the regulation of chemical composition and its compliance with the declared microstructure. **Practical value.** The revision and adaptation of DSTU 3184 regulatory requirements to current technical realities and international standards are substantiated as critical factors for maintaining the competitiveness of domestic products in both national and international markets.

Key words: steel shot, regulatory framework, microstructure, defects, particle size distribution, accreditation.

Анотація. Мета. Аналіз нормативних вимог ДСТУ 3184 на дріб сталевий сферичний марок ДСС та ДССТ з позицій їх вичерпності для забезпечення акредитаційних процедур виробництва. **Методика.** Об'єктом дослідження був сталевий дріб марок ДСС та ДССТ виробництва ДП «СТАЛЬЗАВОД ТАС», виготовлений методом плавлення та заливання сталі у обертальні форсунки з подальшим розпиленням розплаву на водяну завісу для формування дрібових часток. **Металографічний аналіз** проводили із застосуванням світлового мікроскопа НЕОПНОТ-32. **Результати.** Здійснено аналіз положень ДСТУ 3184-95 щодо дробу сталевих типу ДСС стосовно його фракційного складу, мікроструктури, недопустимих дефектів, термічної обробки та хімічного складу. Встановлено, що передбачений стандартом розподіл фракцій сферичного дробу сталевих та чавунного на 10 номінальних розмірів не відповідає міжнародним вимогам до цього виду продукції. Згідно з ДСТУ 3184 визначення хімічного складу покладається на виробника, що знижує рівень регламентованості. Виявлено необхідність узгодження встановленої мікроструктури термічно обробленого дробу з його хімічним складом. Вимоги до недопустимих дефектів за ДСТУ 3184 охоплюють відношення максимального діаметра дробини до мінімального, площу усадочної пористості, довжину найбільшої тріщини та площу найбільшої раковини, однак не враховують такі характерні для цього виду продукції дефекти, як газові пори та неметалеві включення. **Наукова новизна.** Виконано порівняльний аналіз вимог національних та міжнародних нормативних документів і технічних специфікацій щодо допустимого вмісту дефектів у сталевому дрібі. Показано невідповідність положень ДСТУ 3184 сучасним вимогам до регламентації хімічного складу та його відповідності заявленій мікроструктурі. **Практична значущість.** Обґрунтовано необхідність перегляду й адаптації нормативних вимог ДСТУ 3184 до сучасних технічних реалій та міжнародних стандартів з метою підвищення конкурентоспроможності вітчизняної продукції на внутрішньому та зовнішньому ринках. **Ключові слова:** сталевий дріб, нормативне забезпечення, мікроструктура, дефекти, фракційний склад, акредитація.

Introduction. The foremost objective of modern industry is to ensure high product quality that meets consumer expectations, regulatory and technical documentation, and international standards. In the context of global competition, intensified production processes, and continuously rising customer expectations, enterprises are required not only to maintain

stable manufacturing operations but also to implement an effective quality management system across all stages of the product life cycle.

Product quality is a decisive factor in determining an enterprise's competitiveness, reputation, economic efficiency, and market resilience. It is influenced by a wide range of factors – from material selection and

© Proidak Yu.S. - Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine
Uzlov K.I. - Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine
Movchan O.V. - Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine
Chornoivanenko K.O. - Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine



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

adherence to technological processes to final output control and post-sale service.

Modern approaches to quality management are based on international ISO 9000 series standards, particularly DSTU ISO 9000:2015, which provide a unified understanding of the term "quality" as the degree to which a set of characteristics of an object meets established requirements [1].

A guarantee of product and service quality is the presence of appropriate certification, confirming compliance with established requirements, technical regulations, and international standards. In today's conditions of globalization, open markets, and rising consumer expectations, certification becomes not only a control tool but also a key element of an enterprise's competitive strategy [2].

Since quality today is viewed not only as compliance with technical specifications but also as a comprehensive indicator including service, reliability, environmental friendliness, and safety, the role of certification goes beyond formal confirmation. It becomes a management tool integrated into all levels of enterprise activity [3].

Product and service certification is carried out through attestation procedures that involve verifying the conformity of the evaluated object to established standards, technical conditions, or regulatory documents. This process includes technical documentation review, testing, production audit, and analysis of the quality management system. Only after successfully completing all stages can an enterprise or organization receive the appropriate certificate of conformity.

It is important that the effectiveness and reliability of certification are guaranteed by the accreditation of certification bodies, confirming their technical competence, impartiality, and compliance with international standards such as ISO/IEC 17065 (for products) or

ISO/IEC 17021-1 (for management systems). In Ukraine, accreditation is carried out by the National accreditation agency of Ukraine (NAAU) in accordance with DSTU EN ISO/IEC 17011.

Thus, certification together with accreditation creates a closed trust system between the manufacturer, consumer, and the state, ensuring transparency, legal validity, and international recognition of product and service quality.

Therefore, one of the most crucial steps in ensuring product quality is the selection of adequate regulatory requirements according to which the product is evaluated. Clearly formulated, up-to-date, and technically justified requirements form the basis for objective control, certification, and continuous quality improvement. Without unified regulatory guidelines, the concept of "quality" loses its measurability, and product compliance loses its evidential power.

Purpose and objectives of the research – to establish the validity of the requirements set forth in DSTU 3184 for spherical steel shot and heat-treated spherical steel shot in terms of the completeness of normative characteristics necessary to support accreditation procedures in production.

Materials and research methods. Standard DSTU 3184-95 Steel and cast iron shot. General technical conditions applies to cast steel and cast iron spherical and angular shot intended for technological purposes, shot blasting and shot peening of blanks (castings, forgings, rolled products); for surface hardening of machine parts; for scoring rolls of rolling mills and other technological operations [4].

Spherical steel shot and heat-treated spherical steel shot produced by SE "STALZAVOD TAS" (Figure 1, a) is manufactured by melting and pouring steel into rotating nozzles with atomization of the melt (Figure 1, b) onto a water curtain to create shot particles [5].



a



б

Fig. 1 – External appearance (a) and rotating spray cup (b) of the steel melt of spherical steel shot produced by SE "STALZAVOD TAS" [5]

Microstructural research specimens were prepared using standard methods in accordance with ASTM E3-11 (2007) "Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens" with mechanical grinding [6]. Mechanical polishing was performed on a felt wheel using diamond paste.

Metallographic analysis was conducted using a NEOPHOT-32 optical microscope following generally accepted procedures.

Shot, as a commercial product, according to DSTU 3184, must conform to the following types: spherical steel shot, angular steel shot, heat-treated spherical steel shot, and heat-treated angular steel shot.

Angular shot is obtained by crushing the corresponding spherical shot.

General requirements for steel shot and its testing methods are regulated by the following normative document: DSTU 3184-95, ISO 11124-1:2018, ISO 11124-2:2018, ISO 11124-3:2018, ISO 11124-4:2018, ISO 11124-5:2018, ISO/PWI 11124-6, ISO/DIS 11124-7:2018, ISO 11125-1:2018, ISO 11125-2:2018, ISO 11125-3:2018, ISO 11125-4:2018, ISO 11125-5:2018, ISO 11125-6:2018, ISO 11125-7:2018, ISO 11125-8:2018, DSTU ISO 11125-1:2015, DSTU ISO 11125-5:2015, SAE J827, SAE J2175, SAE J444, DSTU 3185-95, ISO 11125-9:2021, SAE J445.

Research results. Analysis of the requirements of DSTU 3184-95 for spherical steel shot type.

Analysis of the fractional composition of steel shot

According to the requirements of DSTU 3184, the fractions of spherical steel and cast iron shot are divided into 10 nominal sizes.

However, some manufacturers, depending on the intended use of the products, supply steel shot in two fractions with the conditional designations «fine particles» and «coarse» with sizes of 1-3 mm and 3-5 mm, respectively.

At the same time, the standard DSTU EN ISO 11124-2:2022 includes 12 nominal shot sizes [7], and DSTU EN ISO 11124-3:2022 includes 14 nominal shot sizes [8]. Specifications from the Society of Automotive Engineers (SAE), specifically SAE J444, distinguish 20 shot sizes [9].

It is evident that when conditionally designating shot according to the requirements of section 4.2 of DSTU 3184 under the item «shot number,» in the case of supply in two fractions from the dimensional ranges mentioned above, this item in the product's accompanying documentation cannot be accurately fulfilled. This is due to a contradiction – the dimensional range, for example, 1..3 mm, according to the National standard DSTU 3184, includes 5 shot fractions. Fractions smaller than 1 mm – three; 3..5 mm – two.

Even when agreeing to supply this product according to the requirements of European, International, or other standards (due to other objective circumstances of interaction between the organization and the customer), the boundaries of the 10 size ranges of shot fractions under the National Standard requirements do not align due to their differing quantities (see above – 12, 14, 20).

Analysis of the chemical composition of steel shot

According to the requirements of DSTU 3184, the chemical composition of the shot is determined by the manufacturer.

The chemical composition of potential low-carbon and high-carbon steels for shot production is regulated by the following normative documents: DSTU 8781:2018, DSTU 7809:2015, DSTU 3833-98, ISO 11124-3:2018, ISO 11124-4:2018, SAE J2175, SAE J827, and the AUREMO Steel and Alloy Handbook. Thus, as noted above, this is the first reason for

aligning this technical requirement for steel shot with a standard other than DSTU 3184-95. A key consideration in this case is that such alignment must take into account the possibility of ensuring a clearly defined microstructure of the shot material, which is unequivocally stipulated by DSTU 3184-95 (this issue will be examined in detail later).

Analysis of unacceptable defects in steel shot

The requirements for unacceptable defects under DSTU 3184 include the following categories:

- a) the ratio of the maximum diameter of the shot particle to the minimum > 1.7 ;
- b) shrinkage porosity area greater than 40% of the shot particle area;
- c) the length of the largest crack greater than 20% of the shot particle diameter;
- d) the area of the largest cavity greater than 10% of the shot particle cross-section.

Thus, DSTU 3184 regulates technical requirements for the perfection of the spherical shape of the shot, defects of crystallization origin (shrinkage porosity) in melt droplets (Fig. 2, a), crack formation in products related to thermal expansion/contraction of the material (Fig. 2, b), and casting shrinkage (Fig. 2, c).

At the same time, such obvious inconsistencies as non-metallic inclusions (Fig. 2, d) and gas porosity (Fig. 2, e), from the perspective of the normative document, are not recognized as product defects at all.

As will be shown later, this situation is partially addressed in foreign standards.

Analysis of heat treatment of steel shot

Heat-treated shot is obtained by performing additional heat treatment to relieve residual stresses and improve operational characteristics.

Requirements for the microstructure of steel shot

DSTU 3184-95 establishes the requirement: «The microstructure of heat-treated steel shot must consist of tempered martensite with bainite.»

This unequivocal standard provision immediately introduces a correction to the manufacturer's freedom to independently choose the chemical composition of the product material.

Obtaining a martensitic structure in steels with carbon content below 0.3% is problematic without the use of complex and costly production measures, such as cryogenic cooling media for quenching.

For high-carbon steels (hypereutectoid composition), it is necessary to consider the carbide phase (cementite) as an additional structural component, which is not normatively provided.

Discussion of results

General assessment of permissible defect content

Table 1 presents the results of an analysis of the requirements of national and international normative documents and specifications regarding the permissible content of shot with deviations from spherical shape, shrinkage porosity, cavities, and cracks.

Despite some discrepancies in the quantitative characteristics of such defects across different

normative documents, they are mostly consistent and all converge in the total number of defective shot particles.

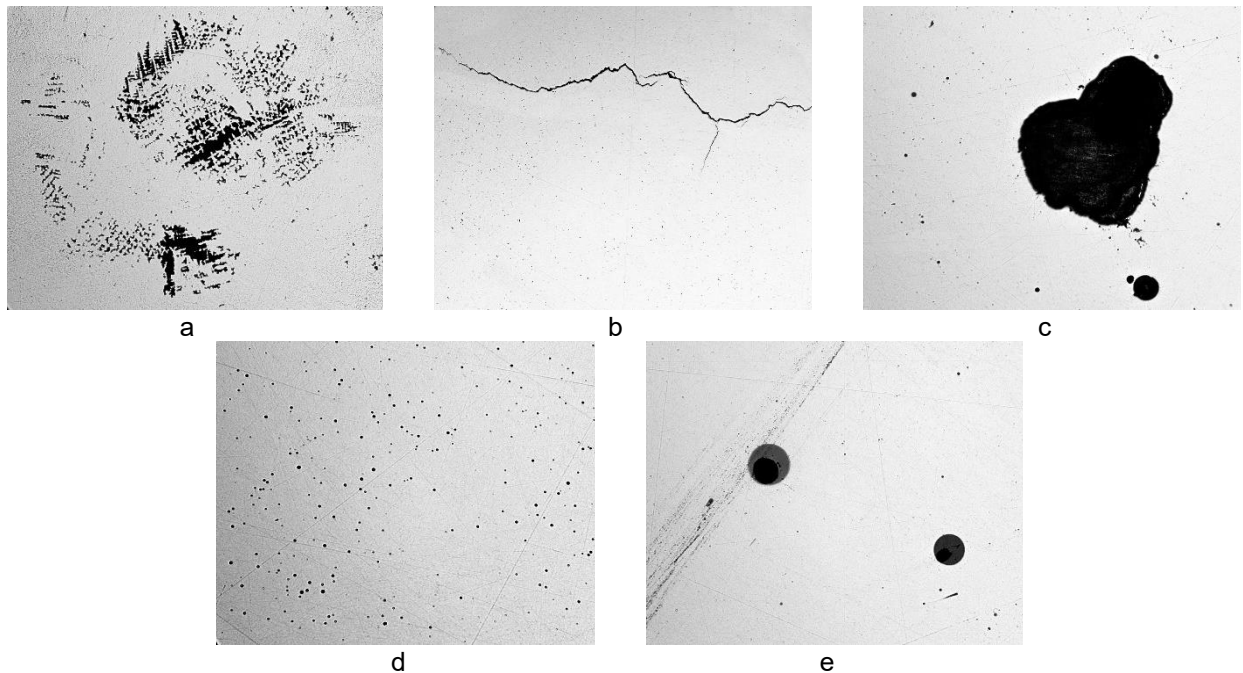


Fig. 2 – Crystallization-related defects in steel shot: a – shrinkage porosity, b – cracks, c – cavity, d – non-metallic inclusions, e – gas pores; $\times 50$

Table 1 – Permissible content of defective shot particles

Normative document	Permissible shot content, %, not more than				Total defective shot content, %, not more than	Foreign inclusions, %, not more than
	with deviation from spherical shape	with shrinkage porosity	with voids	with cracks		
DSTU 3184	10	10	10	10	20	0,5
ISO 11124-3	5	10	10	15	20	1
ISO 11124-4	15	5	15	Not permitted	20	1
SAE J2175	5	10	10	5	20	-
SAE J827	5	10	10	15	20	-

Assessment of structural discontinuity requirements

Unlike DSTU 3184, international standards ISO 11124-3 and ISO 11124-4 include a category of non-conformity – «voids». According to ISO 11124-4:2018 [10], this is defined as «a smooth surface internal cavity considered undesirable when greater than 10% of the cross-sectional area of a particle». Based on the criterion of «smooth-surfaced cavity», at least gas pores (see Fig. 2, e) may be classified as such a defect. With a certain degree of permissibility, this category may also be used to assess the presence of non-metallic inclusions (see Fig. 2, d) and other defects. However, in these cases, the presence of a smooth internal surface of the discontinuity is not absolutely guaranteed.

Nevertheless, when a national standard is in place, the use of other individual normative technical requirements – even those of international scope – for procedures of attestation, accreditation, and certification of production and products is not permitted.

Assessment of chemical composition requirements

The issue of assigning normative requirements to the chemical composition of a specific product on an international scale is resolved through the use of individual standards.

The international standard ISO 11124-4:2018 [10] establishes requirements for the chemical composition and structure of shot, specifically a carbon content of 0.08-0.20%.

Microstructure: bainite (Fig. 3, a) or martensite (Fig. 3, b). Ferrite and pearlite phases along grain boundaries must not exceed 5% in any individual area of examination. This type of structure is essential for ensuring a combination of high hardness and durability. No more than 15% of test specimens may exhibit undesirable microstructure.

The SAE J2175 specification for low-carbon cast steel shot sets the carbon content in the range of 0.1-0.15%. The corresponding microstructure is a transitional structure (bainite) (see Fig. 3, a), defined in the

normative document as: “a mechanical mixture of ferrite and cementite” of disordered feathery (upper

bainite) and needle-like (lower bainite) types with a small amount or complete absence of free carbides [9].

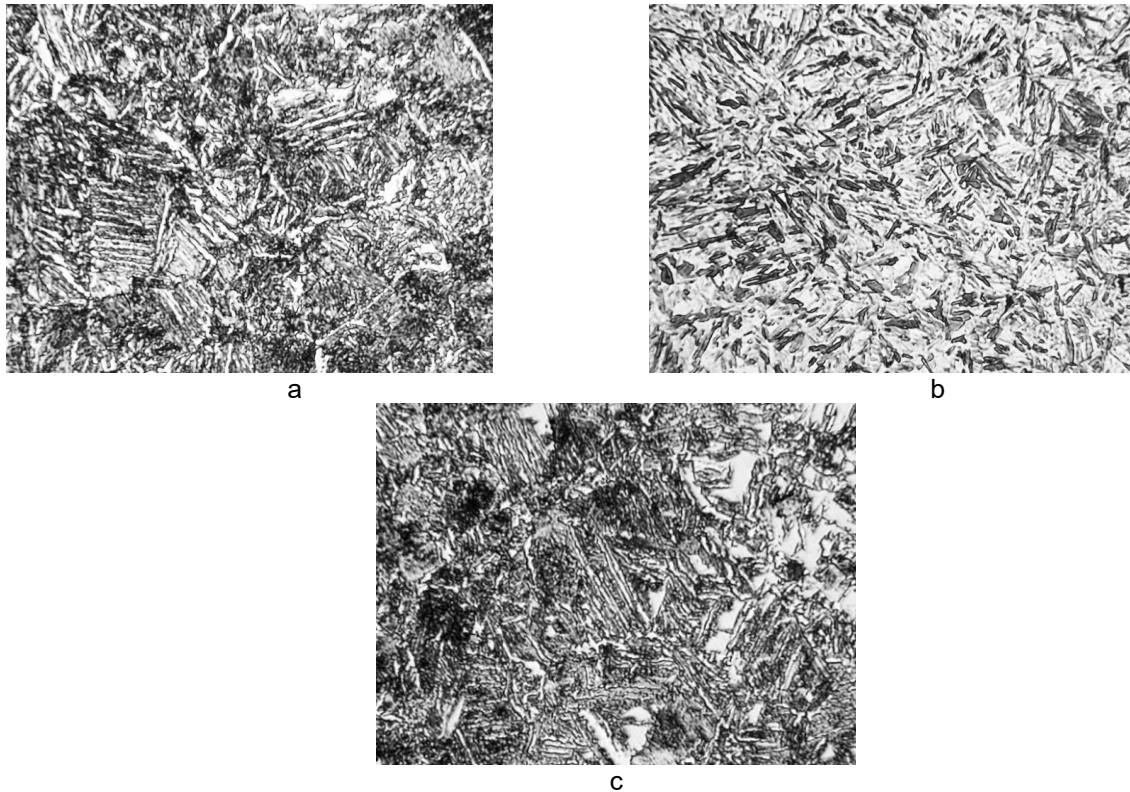


Fig. 3 – Microstructures of heat-strengthened structural hypoeutectoid steel: a – bainite, b – martensite, c – martensite with bainite; a-c – $\times 1000$

Analysis of these normative documents raises questions about how a martensitic structure is achieved in low-carbon ($<0.3\% \text{ C}$) steel shot. From the standpoint of fundamental principles of modern metallurgy, the transformation of austenite during continuous cooling of steels with carbon content $\leq 0.3\%$ [11] cannot produce martensite without the use of special, unconventional heat-strengthening techniques.

The chemical composition of hypoeutectoid structural steels with carbon content greater than 0.15% up to 0.60% (grades 15L, 20L, 25L, 30L, 35L, 40L, 45L, 50L, 55L) is regulated by the national standard DSTU 8781:2018 [12].

According to DSTU 7809 [13], stable martensite formation occurs in heat-strengthened steels with carbon content of 0.3-0.6%, i.e., grades 35L, 40L, 45L, 50L, 55L.

Indeed, analysis of thermokinetic diagrams of austenite transformation in medium-carbon steels (Fig. 4) [14] confirms the reliable hardenability of these materials for martensite formation. They exhibit a wide temperature-time range for intermediate transformation with bainite formation and, evidently, phase transformations involving shear and shear-diffusion recrystallization of austenite, resulting in structures combining bainite and martensite.

The recommended heat treatment regime for these steels according to DSTU 7809 is: quenching from

900°C followed by tempering at 200°C, resulting in a tempered martensite structure.

The structural state of steel products with the carbon content currently under discussion, when implementing heat treatment procedures according to the phase transformation diagram during continuous cooling of austenite (see Fig. 4), is presented in Fig. 3. To obtain the desired structure of steel shot, the national standard DSTU 3184-95 provides manufacturers with permission to freely choose the heat treatment regime at their own discretion.

Thus, fulfilling the DSTU 3184-95 requirement regarding the microstructure of tempered martensite and bainite is realistic, but under the normative restriction of the chemical composition of products to specific grades of medium-carbon hypoeutectoid steels according to DSTU 8781:2018.

The international standard ISO 11124-3:2018 [8] establishes requirements for the chemical composition and structure of shot, namely a carbon content of 0.8-1.2%.

Microstructure – martensite and/or bainite, tempered to a degree corresponding to the hardness range (see Fig. 3, c), with fine, uniformly distributed carbides, if present (see Fig. 5, a). Partial decarburization, carbide networks (see Fig. 5, b), and segregation along grain boundaries with products of high-temperature transformation, such as pearlite, are undesirable.

No more than 15% of tested samples should exhibit undesirable microstructure.

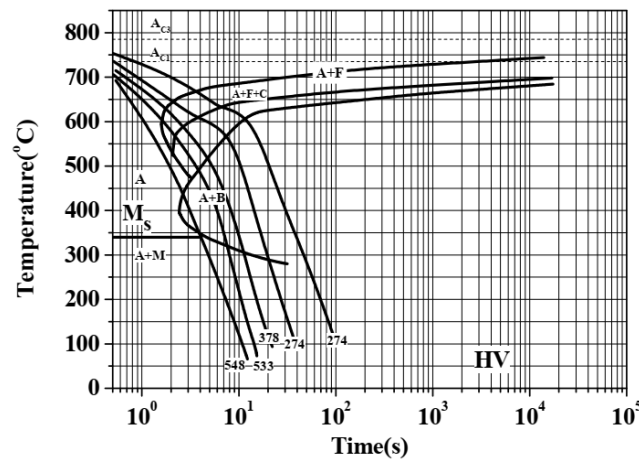
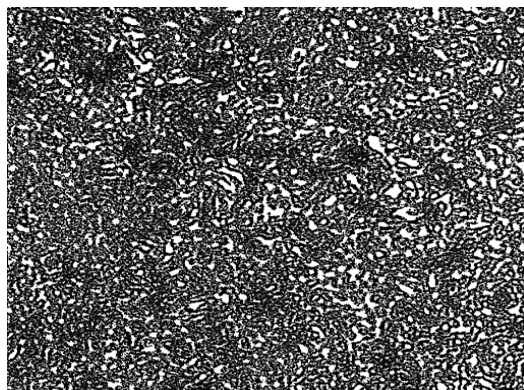
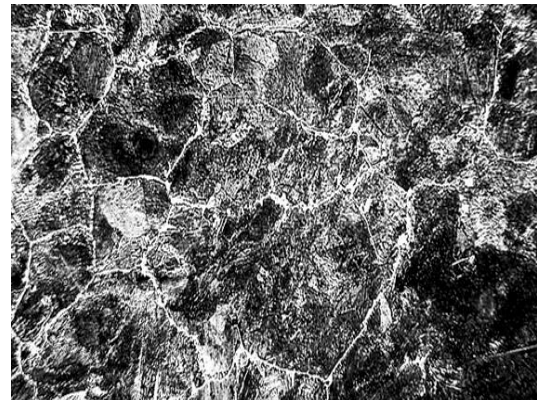


Fig. 4 – Diagram of continuous cooling transformations of AISI 1045 steel [14]



a



b

Fig. 5 – Morphology of the carbide phase in high-carbon steel: a – tempered martensite with globular carbides, b – carbide network; a – $\times 500$, b – $\times 200$

The SAE J827 specification for high-carbon cast steel shot also sets the carbon content in the range of 0.85-1.2%. The microstructure of high-carbon cast steel shot must be homogeneous martensitic with fine, uniformly distributed carbides (see Fig. 5, a).

As in SAE J827, the SAE J2175 specification states that a carbide network (see Fig. 5, b), partial decarburization, grain boundary segregation, or pearlite are undesirable. No more than 15% of tested samples may exhibit these defects.

In this case of high-carbon steel, there is an evident inconsistency regarding the microstructure requirement. DSTU 3184 contains no information about carbides, carbide networks, grain boundary segregation, etc.

Conclusions

Based on the research results, the following has been established:

There is an evident inconsistency between the normative requirements of DSTU 3184-95 and the objective presence of defects in spherical steel shot and heat-treated spherical steel shot, particularly in the omission of gas porosity, non-metallic inclusions, and other structural discontinuities.

DSTU 3184-95 is only partially suitable for the purposes of technical auditing of shot production from a limited number of structural steel grades and the corresponding products for their attestation, accreditation, and certification.

The current normative framework imposes certain limitations on the development of the steel shot production sector, which in turn necessitates its revision, adaptation to new technical realities, and integration of international standards. This is critically important for ensuring the competitiveness of domestic products both in the domestic and international markets.

References

1. DP "UkrNDNTs". (2016). Systemy upravlinnia yakistiu. Osnovni polozhennia ta slovnyk terminiv. DSTU ISO 9000:2015. [Chynnyi vid 2016-07-01]. Vyd. ofits. Kyiv: 50 p.
2. Bondar, O. V., & Sternkovska, I. V. (2022). Standartyzatsiia ta sertyfikatsiia yak zasib zabezpechennia yakosti. *Zbirnyk naukovykh prats Tavriiskoho derzhavnoho ahrotekhnolohichnoho universytetu imeni Dmytra Motornoho (ekonomichni nauky)*, 1(46), 8-13. <https://doi.org/10.31388/2519-884X-2022-46-8-13>.
3. Neeraj, Y., Pantri, H., Harsh, K., Dewi, T. (2022). Influence of quality management and allied certifications on consumers. *International Journal of Quality and Service Sciences*, 14(3), 421–441. <https://doi.org/10.1108/IJQSS-09-2021-0120>.
4. Drib stalevyi ta chavunnyi tekhnichni. DSTU 3184-95 Zahalni tekhnichni umovy [Chynnyi vid 1996-07-01]. Vyd. ofits. Kyiv: Derzhstandart Ukrainy, 2005. 15 p.
5. Access mode: DP "STALZAVOD TAS" Vyrobnystvo ta realizatsiia stalevoho chavunnoho drobu <https://dslz.biz/stalevyj-i-chavunnyj-drib/>
6. ASTM E3-11 (2007) Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens.
7. DSTU EN ISO 11124-2:2022 Hotuvannia stalevykh poverkhon pered nanesenniam farb i podibnoi produktsii. Vymohy do metalevykh abrazyviv dlia abrazyvostrumynnoho ochyshchennia. Chastyna 2. Krykhta z vybilenocho chavunu [Chynnyi vid 2023-12-31]. Vyd. ofits. Kyiv: DP «UkrNDNTs», 2023. 5 p.
8. DSTU EN ISO 11124-3:2022 Hotuvannia stalevykh poverkhon pered nanesenniam farb i podibnoi produktsii. Vymohy do metalevykh abrazyviv dlia abrazyvostrumynnoho ochyshchennia. Chastyna 3. Drib ta krykhta z vysokovuhletsevoi lytoi stali [Chynnyi vid 2023-12-31]. Vyd. ofits. Kyiv: DP «UkrNDNTs», 2023. 5 p.
9. Access mode: Society of Automotive Engineers <https://www.sae.org/>
10. ISO 11124-4:2018 (2018). Preparation of steel substrates before application of paints and related products – Specifications for metallic blast-cleaning abrasives. Part 4: Low-carbon cast-steel shot. ISO.. 5 p.
11. Bialik, O. M., Chernenko, V. S., Pysarenko, V. M., & Moskalenko, Yu. N. (2002). *Metaloznavstvo*. Politehnika.
12. DSTU 8781:2018 Vylyvki zi stali. Zahalni tekhnichni vymohy [Chynnyi vid 2019-01-01]. Vyd. ofits. Kyiv: DP «UkrNDNTs», 2018. 41 p.
13. DSTU 7809:2015 Prokat sortovyi, kalibrovanyi zi spetsialnym obroblenniam poverkhni z vuhletsevoi yakisnoi konstruktsiinoi stali. Zahalni tekhnichni umovy [Chynnyi vid 2016-04-01]. Vyd. ofits. Kyiv: DP «UkrNDNTs», 2016. 25 p.
14. Shengxiao, Zhu, Zhou, Wang, Xunpeng Qin, Huajie, Mao, & Kai, Gao. (2016). Theoretical and experimental analysis of two-pass spot continual induction hardening of AISI 1045 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 229, 814-825. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.10.025>.

Надіслано до редакції / Received: 21.02.2025
Прийнято до друку / Accepted: 30.05.2025

Serhiienko O.S., Solokov S.S.

The potential of implementing AI-driven quality control in Ukrainian investment casting facilities

Сергієнко О.С., Солоков С.С.

Потенціал впровадження контролю якості на основі ШІ в українських цехах лиття за витоплюваними моделями

Abstract. The purpose of this study is to assess how AI can reduce energy consumption, labor intensity, and scrap rates, thereby improving yield and long-term operational efficiency of investment casting foundries. The methodology includes a literature review and feasibility analysis conducted using recent academic studies and industry case reports from 2013 to 2024. Additionally, the study conducted a basic cost-benefit analysis comparing implementation expenses with potential annual savings in scrap reduction, labor optimization, and material efficiency. Findings indicate that key AI applications include process-parameter modeling and machine learning prediction, and automated defect detection through deep learning-based visual and radiographic inspection. Research shows that AI systems can reduce casting defects by 30–50%, with substantial savings in labor and material costs. The study highlights low-cost and open-source options for AI deployment, increasing accessibility for resource-constrained facilities. The originality of the paper is its emphasis on the practical implementation of AI-driven quality control solutions for Ukrainian foundries, investment casting facilities in particular. The practical value of the study lies in a structured, actionable roadmap, including software and hardware requirements, and cost and ROI estimates, that can assist local foundries in beginning their Industry 4.0 transition with a focus on quality optimization.

Key words: artificial intelligence, investment casting, quality control, defect detection, Ukrainian foundries, cost-benefit analysis, process optimization.

Анотація. Метою цього дослідження є оцінка того, як штучний інтелект (ШІ) може знизити споживання енергії, трудомісткість і рівень браку, тим самим підвищуючи вихід придатної продукції та довгострокову операційну ефективність ливарних підприємств. Методика дослідження включає огляд наукової літератури та аналіз доцільності на основі актуальних академічних досліджень і галузевих кейсів за період з 2013 по 2024 рік. Крім того, проведено базовий аналіз витрат і вигод, що порівнює витрати на впровадження ШІ з потенційними щорічними заощадженнями завдяки зменшенню браку, оптимізації праці та підвищенню ефективності використання матеріалів. Результати показують, що основними напрямками застосування ШІ є моделювання технологічних параметрів та прогнозування за допомогою машинного навчання, а також автоматизоване виявлення дефектів на основі глибокого навчання з використанням візуального та рентгенографічного контролю. Дослідження демонструють, що ШІ-системи можуть знизити кількість дефектів литва на 30–50% і забезпечити значну економію витрат на оплату праці та матеріали. У дослідженні пропонуються доступні та відкриті програмні рішення, що підвищує можливість впровадження ШІ в умовах обмеженого бюджету. Наукова новизна роботи полягає в акценті на практичному впровадженні рішень контролю якості на основі ШІ саме на українських ливарних підприємствах, зокрема тих, що займаються литтям за витоплюваними моделями. Практична значущість дослідження полягає у створенні структурованої та прикладної дорожньої карти впровадження ШІ, яка включає вимоги до програмного й апаратного забезпечення, орієнтовні витрати та оцінку окупності інвестицій. Це може допомогти українським ливарним підприємствам розпочати перехід до Індустрії 4.0 з акцентом на оптимізацію якості.

Ключові слова: штучний інтелект, лиття за витоплюваними моделями, контроль якості, виявлення дефектів, українські ливарні підприємства, аналіз витрат і вигод, оптимізація процесів.

Introduction. The foundry industry is undergoing a transformation driven by artificial intelligence (AI) and Industry 4.0 technologies. Traditionally considered a complex and heuristic-driven domain, metal casting now benefits from data-driven insights for improved efficiency and quality. Recent surveys highlight an abundance of research applying AI techniques (e.g., neural networks, fuzzy logic, evolutionary algorithms) across various casting processes (sand, die, continuous, and investment casting) [1]. The goals range from optimizing process parameters and product design to predictive quality assurance. This review provides an overview of key AI use case categories in foundries and the

most documented use case – quality control and defect detection – focusing on investment casting.

Literature review. Quality control is paramount in investment casting, and AI has made significant inroads in recent years. Traditional quality control in investment casting relies on expert knowledge, simulation tools, and post-process inspections (like X-ray for internal defects or destructive tensile tests for properties). These methods are time-consuming and often catch problems only after a part is made. AI techniques, by contrast, enable predictive and automated quality control – identifying issues earlier or preventing them.



This review summarizes several key studies (spanning 2013 to 2024) demonstrating AI applications broadly grouped into: (a) process-parameter modeling and optimization for quality outcomes, and (b) automated inspection and defect identification.

On the modeling side, a number of works have used data-driven models to capture the relationship between process parameters and final part quality. For example, Pattnaik et al. [2] optimized the wax pattern production step using a grey-fuzzy logic approach, which significantly improved the wax pattern quality (in terms of dimensional accuracy and surface finish).

Improved wax patterns lead to better final castings, since defects often originate in the pattern or mold. Another pioneering work by Sata & Ravi [3] collected data from 800 heats of steel alloy investment castings and used an ANN to predict mechanical properties (like tensile strength and yield strength) from process parameters and alloy composition. This allowed them to estimate if a casting would meet strength requirements without waiting for lengthy destructive tests; notably, both their ANN and a multivariate regression were fairly accurate, with the ANN being a viable tool for predictive quality control.

Expanding on defect prediction, Sata [4] developed a system to predict the occurrence of common defects in steel investment castings (such as ceramic inclusions, misruns, shrinkage porosity, etc.) using production data. By applying principal component analysis (PCA) to 24 process and composition variables from 500 casting batches, then feeding the reduced data into various ANN models, the study could forecast defect types before casting. The best model (an ANN with a Levenberg–Marquardt learning algorithm) outperformed statistical regression in accuracy. Such a model can warn engineers if a given batch is likely to produce defects, enabling preemptive adjustments.

Similarly, Wang et al. [5] reported using an ensemble of machine learning classifiers to predict final dimensional accuracy of complex cast parts early in the process. Their framework provides an early warning if a casting is predicted to be dimensionally out-of-tolerance, allowing corrections or mold changes to be made in subsequent cycles.

On the inspection side, deep learning has revolutionized how foundries perform quality inspection for investment castings. Yousef & Sata [6] developed an intelligent inspection system for investment cast steel parts using deep CNN models. By training on a large image dataset of cast components (with and without defects), their system could automatically detect surface defects like cracks, cold shuts, and other discontinuities. Among the models evaluated, a residual neural network (ResNet) achieved the highest accuracy in defect recognition and was integrated into a real production line. This reduced the reliance on manual visual inspections and improved the consistency of defect detection.

Another line of research has applied computer vision to X-ray radiographs of investment castings to automatically detect internal porosity or inclusions using

deep learning, effectively automating radiographic inspection, which is critical for safety-critical steel components [5].

Collectively, these studies prove that AI is enabling a shift from reactive to proactive quality control in investment casting. Instead of inspecting and scrapping defective steel castings post-production, foundries can now predict and avoid defects, optimize process conditions for quality, and efficiently screen for any anomalies with automated vision systems. This leads to a higher yield of acceptable parts and lower production costs. It also shortens the feedback loop in foundry process development: data-driven models can quickly highlight which process factors most strongly affect quality, guiding engineers to focus on the right levers (for instance, a model might reveal that a slight increase in preheat temperature drastically reduces shell cracking defects).

Finally, an emerging trend is the integration of these AI tools into a digital twin of the investment casting process. In a recent study, researchers built a digital twin for a steel investment casting line that incorporated machine learning models for defect prediction and real-time process optimization. This allowed them not only to predict defects and mechanical properties with high fidelity, but also to prescribe corrective actions during the casting process [5].

Study purpose and objectives. The goal of this study is to explore the potential of implementing AI-driven quality control at a Ukrainian investment casting facility to lower energy, labor, and resource spending, increase productivity, and achieve long-term financial benefits. The core tasks included the research of successful AI-powered quality control cases, the creation of a basic software and hardware requirements list, as well as the calculation of estimated spending and potential economic benefits.

Methodology. This study employs a review and applied feasibility analysis approach to assess the potential implementation of AI-driven quality control systems in a Ukrainian investment casting facility. The research methodology was divided into three primary stages.

First, a comprehensive literature review was conducted, focusing on peer-reviewed academic sources indexed in Scopus and Web of Science, as well as technical whitepapers from leading industrial AI vendors. The literature review covered the years 2013 to 2024.

Second, based on insights from the literature, a baseline implementation framework was developed to assess practical feasibility. This included the identification of data requirements, hardware and software specifications, and potential local or regional vendors for equipment and support. Open-source software solutions and modular, scalable hardware components were prioritized to reflect the constrained budgets typical of small-to-medium Ukrainian foundries.

Third, an economic impact estimation was performed. This involved a basic cost-benefit analysis comparing implementation expenses with potential

annual savings in scrap reduction, labor optimization, and material efficiency. The ROI model was constructed using industry benchmarks and case studies cited in the literature, with conservative assumptions for production volumes and defect rates to ensure realistic forecasting.

Findings. A Ukrainian investment casting foundry can improve quality and reduce scrap by introducing affordable AI-driven inspection and process monitoring. The findings below outline data collection, hardware, software, and economic benefits.

Implementing AI-driven quality assessment at a Ukrainian investment foundry facility would necessitate the collection of the following types of data:

Visual inspection data: high-resolution images of wax patterns, cores, wax trees, molds, and cast parts. Multiple images per part (capturing all surfaces and angles) are collected to spot surface defects like cracks, misruns, or roughness.

Sensor data: melt temperature, chemistry parameters, mold preheat temperature, pouring time, shell cooling rate, etc.

Non-destructive testing data: X-ray radiography, dye penetrant inspection with imaging under UV light, etc.

Based on the training data input requirements and AI model development and implementation, the basic hardware requirements were estimated in Table 1 and software requirements in Table 2.

Table 1 — Hardware requirements for implementing AI-powered quality control in an investment casting foundry.

Category	Equipment	Requirements	Vendors
Cameras and lighting	Industrial vision camera	1080p or higher IP-rated casings to shield from dust and heat 2 pcs	Basler, IDS, Visiobit, PromAutomation, Pixlab
	LED light enclosure	Shadow and glare-free	Phillips, OSRAM
Sensors and IoT devices	Thermocouple (with data logger)	Real-time data logging	Siemens, Schneider Electric, Endress+Hauser
	Microcontroller	Heat shielding Wireless transmission	Arduino, Raspberry Pi, ASUS Tinker Board
Computing hardware	Industrial computer	CPU with GPU acceleration Ventilated cabinet UPS backup power Ethernet connection	NVIDIA GTX/RTX series, NVIDIA Jetson Nano or Xavier

Table 2 — Software requirements for implementing AI-powered quality control in an investment casting foundry.

Application	Software solutions	Additional requirements	Examples
Image preprocessing	Open-source libraries	Cropping, contrast enhancement, background removal	OpenCV
Defect recognition	Convolutional neural network (CNN)	Labeled images of quality and defective castings	ResNet Xception YOLOv5 TensorFlow PyTorch
Data analysis and forecasting	Regression or classification algorithms, ANN model	Historical manufacturing process sensor data	Scikit-learn Python library
Integration and user interface	Cloud-based or on-premise dashboard application	Real-time monitoring, data logging, integration with existing software ecosystem	Node-RED dashboard Microsoft Azure IoT Hub Azure Custom Vision

Initially, the models require training on a dataset of defect-free and defective parts (including minor and major defect examples). Some defects may need to be manufactured deliberately in trial castings or use historical scrap parts to build a robust training set. The model will require periodical updates if a new defect type starts appearing or a new product line is introduced. However, the system can continuously learn, as modern AI platforms enable adding new sample images and re-training with little effort, improving accuracy over time.

Alternatively, Ukrainian foundries can rely on commercial solutions from EU vendors. Norican's Monitizer

platform is one (used by foundries in Spain, Japan, etc.), focusing on AI for casting processes. Another example is Tvarit AI (Germany), which provides an AI platform for die casting and could potentially be applied to investment casting, emphasizing scrap reduction through data analysis.

Discussion. Considering the significant financial and time investment required to implement AI-driven quality control in Ukrainian foundries, a careful calculation of estimated cost (Table 3) and economic benefits, including a return on investment, is necessary to facilitate decision-making.

Table 3 — Estimated cost of AI-powered quality control setup.

Software and hardware expenses	Estimated cost
Industrial camera(s) and lens	€2000
Lighting and enclosure	€1000
Industrial computer with GPU	€4000
Sensors and DAQ devices	€1000
Software development	€4000–€10000
X-ray unit	€20000–€30000
Other expenses	€2000
Total	€34000–€50000

Additional annual costs can amount to €1000–€3000 in software maintenance and updates, cloud service subscriptions, storage upgrades, light replacement, and camera calibration.

The estimated economic benefits of AI-powered quality control implementation result from:

Yield improvement and scrap reduction. AI-driven process optimization cuts scrap by 40–50% on average. In an investment casting context with higher part cost, even a 10% scrap reduction could translate to significant savings given the expensive alloy and energy per part. Moreover, if wax pattern inspection is automated, defective patterns can be recycled before investing labor and material in making a casting to improve the yield and reduce wasted metal.

Labor cost savings. Implementing AI vision can halve the manual effort needed for inspection. AI can do the first-pass filtering 24/7, minimizing human oversight, including overtime, and reducing wage expenses.

Energy and materials savings. Reducing scrap prevents resource waste on remelting, pouring, and heat treatment. AI-driven optimization improves process efficiency by recommending optimal pouring temperature and other technological parameters and lowers energy usage and emissions in foundries.

The estimated first-year ROI of AI-driven quality control implementation in an investment casting facility depends on its annual production, cost per part, the scrap rate, labor cost, and energy and materials used:

$$ROI = \frac{(S \times C + L + M) - I}{I} \times 100\% \quad (1)$$

Where S – scrap savings, pcs;

C – part cost;

L – labor savings;

M – energy and material savings;

I – initial investment

Conclusion. AI techniques enhance each stage of quality control in investment casting. From optimizing the wax patterns to predicting final part properties and defects, and finally automating the inspection of cast parts, AI provides a toolkit for elevating quality and consistency. These methods are complementary: a foundry could use predictive models to adjust process settings before pouring, and then use deep learning inspection to catch any anomalies on the finished part. Based on successful implementation cases, this study provides a comprehensive roadmap of AI-driven quality control implementation, including hardware and software requirements with potential vendors. The cost-benefit analysis incorporates estimated expenses and savings and a formula for calculating first-year ROI.

References

1. Dučić, N., Manasijević, S., Jovičić, A. et al. (2022). Casting Process Improvement by the Application of Artificial Intelligence. *Applied Sciences*, 12(7), 3264. <https://doi.org/10.3390/app12073264>.
2. Kumar, S., & Karunakar, D. B. (2021). Development of Wax Blend Pattern and Optimization of Injection Process Parameters by Grey-Fuzzy Logic in Investment Casting Process. *International Journal of Metalcasting*, (2), 962-972. <https://doi.org/10.1007/s40962-021-00655-y>.
3. Sata, A., Ravi, B. (2014). Comparison of Some Neural Network and Multivariate Regression for Predicting Mechanical Properties of Investment Casting. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23(8), 2953-2964. <https://doi.org/10.1007/s11665-014-1029-1>.
4. Sata, A. (2017). Investment Casting Defect Prediction Using Neural Network and Multivariate Regression Along with Principal Component Analysis. *International Journal of Manufacturing Research*, 12(4), 356-373. <https://doi.org/10.1504/IJMR.2016.082819>.
5. Nieves, J., Garcia, D., Angulo-Pines, J. et al. (2025). An Artificial Intelligence-Based Digital Twin Approach for Rejection Rate and Mechanical Property Improvement in an Investment Casting Plant. *Applied Sciences*, 15(4), 2013. <https://doi.org/10.3390/app15042013>.
6. Yousef, N., Sata, A. (2024). Implementing Deep Learning-Based Intelligent Inspection for Investment Castings. *Arabian Journal for Science and Engineering*, 49(2), 2519–2530. <https://doi.org/10.1007/s13369-023-08240-7>.

Надіслано до редакції / Received: 18.02.2025

Прийнято до друку / Accepted: 30.05.2025

Holub I. V., Bila O. V.
Study of the effect of gaseous elements on metal macrostructure during cooling

Голуб І.В., Біла О.В.
Дослідження впливу газоподібних елементів на макроструктуру металу під час охолодження

Abstract. The article presents a study of the influence of gas elements (oxygen, hydrogen and nitrogen) during metal processing with a mixture of gases (argon, nitrogen) on the macrostructure of the metal after cooling. One of the most common methods of ladle processing of steel is the process of blowing metal with inert gases and its vacuuming. A mathematical model has been developed that allows us to consider the process of gas removal and calculate the quantitative indicators of the removal of dissolved gases from the metal during its processing. Taking into account the thermodynamic and kinetic features of the dissolution of gases in the metal during blowing metal in the ladle with inert gases and during vacuuming allowed us to clarify the physicochemical processes of gas behavior in the metal, which will lead to the possibility of developing a new technology of ladle processing of metal using mixtures of inert gases.

Key words: metal, gas mixture, nitrogen, hydrogen, oxygen, macrostructure, ladle-furnace installation.

Анотація. У статті представлено дослідження впливу газових елементів (кисню, водню та азоту) під час обробки металу сумішшю газів (аргон, азот) на макроструктуру металу після охолодження. Одним з найпоширеніших методів ковшової обробки сталі є процес продування металу інертними газами та його вакуумування. Розроблено математичну модель, яка дозволяє розглянути процес видалення газів та розрахувати кількісні показники видалення розчинених газів з металу під час його обробки. Врахування термодинамічних та кінетичних особливостей розчинення газів у металі під час продування металу в ковші інертними газами та під час вакуумування дозволило уточнити фізико-хімічні процеси поведінки газів у металі, що призведе до можливості розробки нової технології ковшової обробки металу з використанням сумішей інертних газів.

Ключові слова: метал, газова суміш, азот, водень, кисень, макроструктура, ківшово-пічова установка.

Introduction.

The influence of gaseous elements on the formation of the macrostructure of metals during cooling is a key aspect of modern metallurgy and metal processing technologies. For metallurgical enterprises of Ukraine, an urgent task is to develop a technology for ladle metal processing using cheap gas mixtures that allow reducing the cost of metal. The use of a mixture of gases with an increased nitrogen content will reduce the cost of ladle processing of ordinary steels, low-carbon and steels with an increased nitrogen content. Control of parameters related to the dissolution and removal of gases in liquid metal and metal that is being cooled allows optimizing the properties of metal products for various industrial applications. Due to the expansion of technological capabilities of production, the stability of the composition increases and the quality of the produced steel improves. The use of ladle furnace units and vacuum metal processing allows significantly reducing the content of impurities in steel and obtaining narrow limits of element content. However, despite undeniable achievements in ensuring reproducible quality of metal smelted with modern out-of-furnace processing schemes, there are issues that can only be resolved on the basis of compatible modeling processes and active industrial experimentation.

Literature analysis.

Non-furnace metal processing is a key stage of modern metallurgy, which allows you to regulate the chemical composition and improve the quality of the final metal product. It is aimed at improving the chemical composition, cleaning from non-metallic inclusions, gases, macro- and microstructural improvement. One of the directions is the use of mixtures of technical gases, in particular argon and nitrogen, which are used as a working medium during mixing and cooling of the metal.

Argon is widely used due to its inert properties: it does not react with metal or slag and promotes degassing and mixing. However, due to the high cost of argon, metallurgical enterprises often use it in a mixture with nitrogen.

According to studies [1,2], the introduction of a controlled amount of nitrogen into argon allows you to reduce gas costs while maintaining the efficiency of mixing and degassing. However, excessive saturation with nitrogen can lead to an increase in the nitrogen content in the metal, which is undesirable for low-carbon and structural steels.

The use of an argon-nitrogen mixture has shown positive results in the production of ordinary steels [3] and nitride-forming steels. [4] note that when alloying with titanium or aluminum, a moderate presence of



nitrogen can be useful, since nitrides are formed, which increase the tensile strength of the steel, but the authors of [3] found out that it is necessary to clearly select the amount of alloying elements to avoid discontinuity of the workpiece. At the same time, [5] emphasizes that in the production of bearing or spring steel, it is important to avoid excessive nitriding, since this reduces the viscosity of the metal. In such cases, it is recommended to maintain the nitrogen content no higher than 0.008%.

Optimization of the composition of the gas mixture and its supply mode is an urgent task. The authors [6, 7] showed that when using an Ar–N₂ mixture with a variable concentration (from 5% to 30% N₂), the degassing efficiency remains high up to the level of 20% N₂, after which the level of dissolved nitrogen in the steel increases noticeably. It was also found that under conditions of low-temperature out-of-furnace processing (1500–1570 °C), especially under vacuum, the addition of nitrogen has almost no effect on the overall level of gas saturation of the metal, while under atmospheric conditions precise adjustment of the parameters is necessary [8].

Among the impurities that have a significant effect on the properties of the metal, gaseous ones — nitrogen and hydrogen — occupy a special place. Their excessive presence can cause brittleness, porosity, reduced plasticity and other defects.

Nitrogen enters the metal mainly from the atmosphere or from process gases during melting and pouring. Excessive nitrogen concentration in steel leads to the appearance of “aging” of the metal, a decrease in impact strength and problems during deformation forming. According to research [9,10], effective removal of nitrogen is possible when using vacuum arc treatment or an inert atmosphere (argon), as well as using modifiers that form stable compounds with nitrogen. Hydrogen in liquid metal causes the appearance of pores in the cast metal, the development of “flocs” and contributes to brittleness. It enters the metal from moisture, oils and other sources. According to [11, 12], the most effective degassing methods are argon treatment with bubbling, vacuum degassing and the use of powder additives that promote bubble coagulation.

The main difficulties in removing nitrogen and hydrogen are associated with the thermodynamics and kinetics of the dissolution and removal processes,

because nitrogen requires a very low partial concentration for the degassing process to be effective, and hydrogen has the ability to easily redistribute between the metal and slag. The degree of turbulence in the metal bath, temperature, and slag composition also play an important role.

Therefore, the main task for non-furnace steel processing is to be able to predict the ratio of argon and nitrogen in the gas mixture under different processing schemes (at atmospheric pressure (ladle-furnace) or under pressure (vacuum machine) for different steel grades, taking into account their cooling and operating conditions for further development of ladle metal processing technology using inert purge gas mixtures, which allow reducing the cost of metal and obtaining high-quality steel.

Among the current research areas are the use of combined methods (vacuum + argon), intelligent degassing process control systems, as well as mathematical modeling of the behavior of gases in liquid metal.

Materials and methods.

When modeling the metal production process, a complex model was used, the algorithm of which includes an assessment of metal degassing indicators at atmospheric pressure, analysis of the behavior of CO bubbles and dissolved gases (hydrogen, nitrogen and oxygen) during metal treatment with inert gases and their mixtures, vacuum, as well as gas evolution during metal cooling [13,14]. The created model allows predicting the results taking into account the chemical composition of the metal and selecting the gas mixture that will be used to purge the metal in the ladle during post-furnace treatment.

The mathematical model is described by the main equations:

removal of dissolved oxygen is carried out due to the decarburization reaction

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

hydrogen and nitrogen – by releasing it in the form of molecules that form gas bubbles

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

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

oxygen and carbon transfer equations in metal

$$\text{oxygen in metal} \quad \frac{\partial [O](x, \tau)}{\partial \tau} = \frac{D_M}{H_M^2} \frac{\partial^2 [O](x, \tau)}{\partial x^2} - \frac{16}{12} V_C + \frac{q_M}{H_M}, \quad (4)$$

$$\text{carbon in metal} \quad \frac{\partial [C](x, \tau)}{\partial \tau} = \frac{D_M}{H_M^2} \frac{\partial^2 [C](x, \tau)}{\partial x^2} - V_C, \quad (5)$$

where [O] and [C] are the concentrations of oxygen and carbon in the metal, kg/m³; D_M - is the effective (turbulent) diffusion coefficient in the metal, m²/s; H_M - the thickness of the metal layer, m; q_M - the source term that takes into account the possibility of blowing oxygen into the metal during the vacuum process,

kg/(m²·s); V_C - is the source term describing the oxygen and carbon consumption for the reaction (carbon oxidation rate), kg/(m³·s); x - the dimensionless coordinate; τ - the time, s.

The carbon oxidation rate will be

$$V_C = K_V f(S) [C](x, \tau) \{ [O](x, \tau) - [O]_r(x, \tau) \}, \quad (6)$$

where K_V - rate constant of carbon oxidation reaction for large-scale level; $f(S)$ - the function depending on the surface area of bubbles as they float.

In turn, the frequency of bubble formation is related to the number of active centers of their nucleation and the frequency of formation on one active center $\nu = \nu_S n$, where ν_S - frequency of bubble formation at one active site, 1/s; n - amount of active centers, 1/m².

The mass transfer process in the metal occurs at the metal-bubble interface. The flows of nitrogen, hydrogen, and oxygen with carbon required for the formation of CO and argon bubbles can be represented by the following expressions:

$$j_N = \beta_N([N] - [N]_r), \quad (7)$$

$$j_H = \beta_H([H] - [H]_r), \quad (8)$$

where $P_{MAX} = P_{AT} + \rho_M g H_M + \rho_{III} g H_{III} + 2\sigma / r$ - maximum pressure, Pa.

The partial pressures of individual gases in bubbles are described by the expression

$$P_i = \frac{(m_i/M_i)P}{\sum(m_i/M_i)}, \quad (14)$$

where M_i - molecular mass of the gas, P - total pressure, equal to the sum of all pressures acting on the bubble, taking into account the height of the metal layer - h when the bubble rises.

When cooling the metal, the equations describe the processes of the metal cooling rate, the thickness of the solid metal crust, and the speed of the bubble movement in height.

Objectives of this work.

One of the main tasks of extra-furnace treatment is to reduce the content of dissolved gases in steel - oxygen, hydrogen, nitrogen. Argon is most often used as an agent that assimilates gases from steel and mixes it during vacuuming and averaging blowing.

The advantages of argon are the lack of interaction with the metal and the low partial pressure of oxygen, hydrogen, nitrogen, which ensures their effective

$$j_{CO} = 1,75([O] - [O]_r). \quad (9)$$

Masses of nitrogen, hydrogen and CO diffusing into the volume of the bubble

$$m_N = \int_0^\tau \beta_N([N] - [N]_r) S_N d\tau, \quad (10)$$

$$m_H = \int_0^\tau \beta_H([H] - [H]_r) S_H d\tau, \quad (11)$$

$$m_{CO} = 1,75 \int_0^\tau \beta_O([O] - [O]_r) S_{OC} d\tau, \quad (12)$$

where \square - bubble rise time. The total mass of gases removed in argon bubbles is obtained in this case by multiplying by the frequency of their formation - \square_P , concentrations of substances expressed in kg /m³.

The surface area of a bubble is determined by its volume.

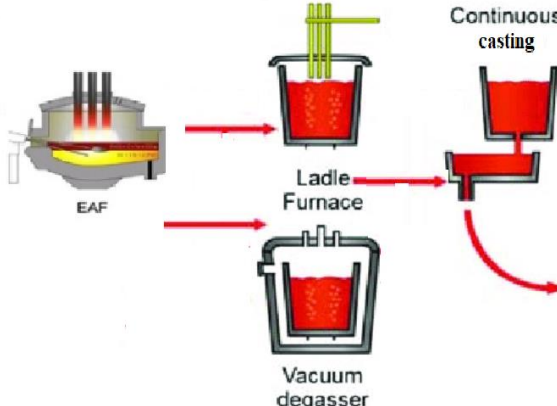
$$V = \frac{1000m}{28} \frac{RT}{P_{MAX} - \rho_M g H_M x}, \quad (13)$$

removal. The content of argon in the air is low, which predetermines the high cost of its production in oxygen shops, where large quantities of nitrogen are formed along the way, the cost of which is four times less.

In a number of cases, nitrogen blowing led to an increase in its content in the metal, which in most cases leads to deterioration in the properties of steel and is unacceptable [15]. At the same time, there is information about the successful use of such treatment [16, 17]. Therefore, to substantiate the possibility and assess the limitations of the applicability of nitrogen instead of argon, it is necessary to comprehensively assess the physicochemical conditions of the main reactions, which can be done using a mathematical model of steel degassing during extra-furnace treatment, the adaptation of which was carried out according to real experimental data.

The adequacy of the complex model was checked based on the results of experimental determinations of the nitrogen content given in Table 1 using three schemes for organizing extra-furnace treatment.

Table 1 - Total gas content in the pilot melt

	Processing scheme	nitrogen content, ppm
		a30T
EAF-LF-VD	70	
EAF -VD- LF	69	
EAF - LF	84	

The initial data on the content of carbon (C=0.85%), oxygen (O=0.005%), nitrogen (N=0.008% -), hydrogen (H=0.0015%), the proportion of open surface of

20%, argon purging ($q = 0.2$ m³/min), obtained a result that is in good agreement with the production data (Figure 1).

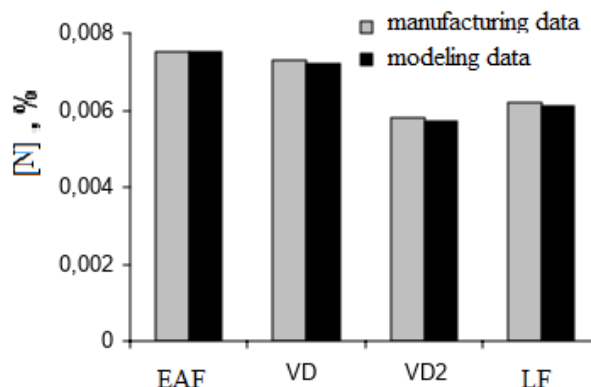


Figure 1. Nitrogen content in steel production

The error in calculating the mathematical model does not exceed 1%.

The model assessed the possibility of using nitrogen as a gas for blowing metal during ladle processing of steel, as well as a mixture of nitrogen and argon (Figure 2).

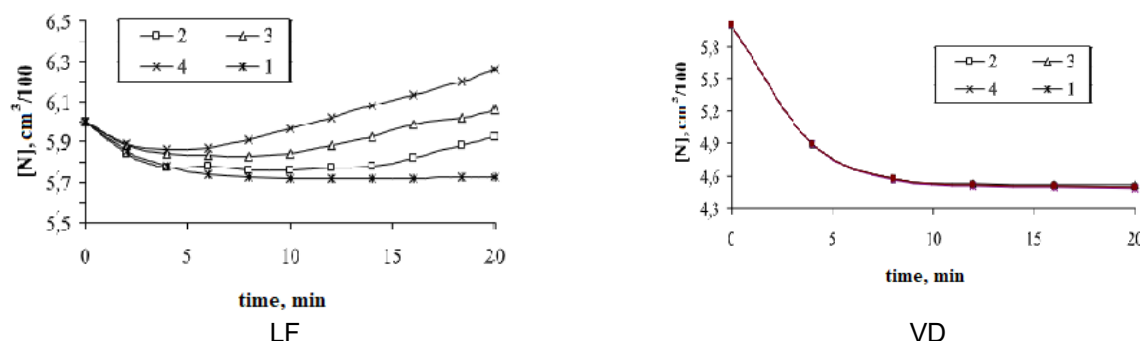


Figure 2. Change in nitrogen concentration in metal at different ratios of argon and nitrogen in the blowing mixture: 1 - argon 0, nitrogen 0.2; 2 - argon 0.1, nitrogen 0.1; 3 - argon 0.2, nitrogen 0 m³/min.

Modeling has shown that during ladle metal processing, in the first 4-6 minutes of blowing, when maximum removal of CO bubbles occurs, the nitrogen content in the metal decreases. Then, due to the presence of an open blowing spot, nitrogen accumulates in the metal, and when blowing with pure nitrogen and mixtures of argon and nitrogen, the nitrogen content in the metal increases, the value of which depends on the proportion of nitrogen in the mixture.

During vacuuming, the nitrogen content in the metal depends little on the composition of the blowing mixture and the metal can be blown even with pure nitrogen. During vacuuming, a decrease in the nitrogen content against the initial one was achieved in all cases, which indicates effective removal of gases during processing.

A numerical experiment on a mathematical model showed the possibility of using pure nitrogen as a blowing gas during vacuuming, and when processing at the LF, its mixture with argon in a ratio of 1:1

Results and discussion.

Experimental studies of steel that was melted in a chipboard with an acceptable nitrogen content and purged with pure nitrogen in a ladle-furnace installation with subsequent cooling on a continuous casting machine were conducted, which showed that the concentration of dissolved nitrogen increased in the metal,

which led to the production of a poor-quality workpiece after its cooling. The macrostructure is presented in Figure 3.

The thickness of the bubble-free zone was 1 mm, and the radius of the pore for bubble formation was about 0.5 mm, the maximum length of the gas pore was 1.5 cm. The conducted modeling studies showed adequate results and are presented in Figure 4.

It was also found that the formation of the bubble begins in the upper horizons of the crystallizer and continues at a depth of 1.2 m. At this depth, two processes occur almost simultaneously: a decrease in the pressure in the bubble relative to the partial and ferrostatic; and an excess of the crystallization rate over the bubble growth rate. With further cooling, the partial pressure in the bubble becomes less than the partial pressure over the metal, which leads to the cessation of gas pore growth.

When studying the workpiece with an acceptable nitrogen content during smelting in a chipboard and during vacuum processing, purging with pure nitrogen, no changes associated with the occurrence of the day were detected in the macrostructures, which also confirms the model data.

The macrostructure of the metal workpiece during processing with a mixture with argon in a ratio of 1:1 during out-of-furnace processing is shown in Figure 5.



Figure 3. Macrostructure obtained as a result of metal treatment with nitrogen during out-of-furnace processing

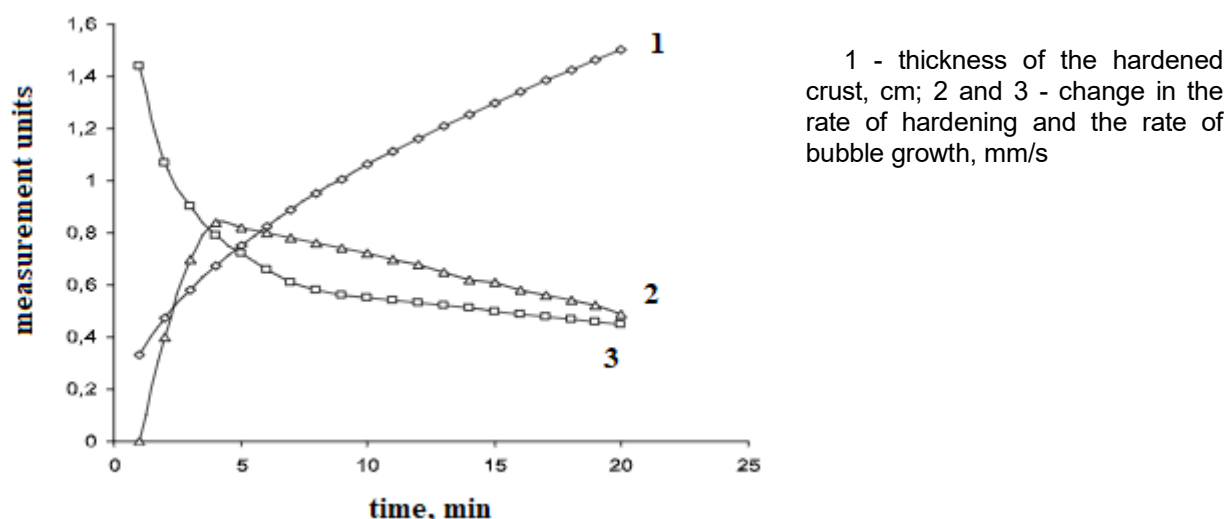


Figure 4. Model data of the formation of the bubble zone during cooling of the workpiece.



Figure 5. Macrostructure of metal obtained as a result of metal treatment with argon in a ratio of 1:1 during secondary metallurgy.

When analyzing the macrostructure, discontinuities in the solid workpiece were found, which are not associated with an increase in the nitrogen content, since for the formation of a nitrogen bubble during solidification of the workpiece, the pressure in the bubble must be greater than the sum of the partial pressure of

nitrogen in the atmosphere and the ferrostatic pressure, and calculations showed that the maximum possible pressure under these conditions of melting and pouring was about 80,000 Pa. Since the partial pressure of nitrogen over the metal is significantly higher than the maximum possible pressure in the bubble, a

gas bubble cannot be formed under these conditions. With this pressure ratio, there is only the possibility of nitrogen passing from the atmosphere to the liquid melt during the process of pouring metal. However, for the transition of nitrogen from the atmosphere to the metal, the dissociation of nitrogen molecules into atoms is necessary. This transition is possible at temperatures above 2000 °C, and when pouring metal, the temperature regime does not correspond to this value, therefore nitrogen does not pass from the atmosphere to the metal during pouring. The pouring was carried out without protection of the jet with a submerged pouring glass under a protective slag, which reduces the possibility of nitrogen transition to the metal to a minimum.

In the absence of nitrogen in the purge gas, the nitrogen flow is constantly directed towards the bubble. This circumstance is associated with the high pressure of the metal column, which increases the partial pressure of nitrogen in the gas bubbles.

Further studies on the change in the nitrogen content in the metal at different nitrogen flow rates in the purge gas confirmed that the fraction of nitrogen removal in the CO bubble at the beginning of the process reaches 90% and as oxygen is removed from the metal, it decreases to 40%. Due to this, the fraction of removal through the surface increases accordingly. The fraction of nitrogen removal by the argon bubble is small - about 2 - 3%. Also, with an increase in the nitrogen content in the purge gas, it is interesting to see how this nitrogen is distributed between the metal and the bubbles. It was found that with an increase in the proportion of nitrogen in the purge gas, practically over

the entire height of the bubbles rising, the concentration of nitrogen in the metal, in equilibrium with the bubbles, is higher than the actual one. Therefore, there must be a flow of nitrogen from the gas to the metal. To solve this problem, the nitrogen balance from the purge gas was calculated. From the balance, it was found that in the overall balance by the end of the process, about 10% of nitrogen enters the metal, but about 40% is removed into CO bubbles and about 50% is removed through the surface. With an increase in the nitrogen content in the purge gas to 50%, the proportion of nitrogen entering the metal increases to 20%. With a further increase in the proportion of nitrogen in the purge gas to 75 and to 100%, the proportion of nitrogen entering the metal increases to 40% and 60%, respectively.

Conclusions.

Thus, the conducted studies have established that during the process of extra-furnace treatment when purging metal with nitrogen, the metal is saturated to the maximum concentrations. When pouring metal, deviations in the behavior of nitrogen during solidification are possible due to a decrease in temperature. Replacing part of the argon with nitrogen in the purging gas leads to a redistribution of the values and direction of nitrogen flows from the metal to the bubbles of the purging gas. The proportion of nitrogen coming from the purging gas into the metal increases, but the transition of nitrogen from the metal to the CO bubbles and through the surface remains sufficient to ensure a general decrease in the concentration of nitrogen in the metal.

References

1. Bannenberg, L. J., Dekkers, R., & Boom, R. (2001). Argon–Nitrogen Mixtures in Ladle Metallurgy. *ISIJ International*, 41(4), 375-382.
2. Kamkina, L. V., Proydak, Yu. S., Stovpchenko, A. P., & Golub, O. L. Improving steel degassing processes during out-of-furnace treatment, XV Międzynarodowa Konferencja Naukowo-Techniczna "Produkcja i zarządzanie w hutnictwie" Zakopane 27-30.06 2007 część 1 pp. 107-111/
3. Holub, I. V., Bila, O. V., Nosko, O. A., & Kovzik, A. M. (2023). Study of nitrogen behavior during metal processing. *Theory and practice of metallurgy*, 4(141), 22-29
4. Kang, Y. B., & Lee, H. G. (2005). Effect of Nitrogen and Ti on the Inclusion Modification in Steels. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 36(5), 659-666.
5. Kotliarevskiy, V. P. (2017). Vplyv hazovoho seredovishcha na vmist azotu v stali pry pozapichnii obrobtsi. *Visnyk KEI*, 12, 35-39.
6. Zhou, Z., Wang, X., & Jiang, Y. (2013). Thermodynamic Analysis of Nitrogen Behavior During Secondary Metallurgy. *Steel Research International*, 84(2), 112-118.
7. Holub, Y. V. (2006). Povedenye azota pry zatverdevanny nepreryvnolytoi zahotovky. *Metallurhycheskaia y hornorudnaia promyshlennost*, 7, 221-224.
8. Chakraborty, D., Ghosh, A., & Chattopadhyay, K. (2019). Vacuum Ladle Treatment with Argon–Nitrogen Mix for Alloy Steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 270, 220-226.
9. Ivanov, I. V. (2015). *Vakuumna metalurhiia stali*. Metalurhiia.
10. Zhang, L., Thomas, B. G. (2018). State of the Art in the Control of Steel Cleanliness. *ISIJ International*, 58(4), 644-658.
11. Petrenko, S. M. (2017). *Metalurhiia: kontrol haziv u stali*. NTU "KhPI".
12. Liu, Y., Wang, Y., & Yang, J. (2019). Hydrogen Removal by Argon Bubbling in Ladle Treatment. *Journal of Materials Processing Technology*, 274, 116267.
13. Yakovlev, Yu. N., Holub, Y. V., Yakovlev, Y. V. (2005). *PDTU Vesnyk*, 15, 37-40.
14. Holub, Y. V., Kamkina, L. V. (2007). Matematycheskoe modelirovaniye protsessov dekhazatsyy pry vnepechnoi obrabotke staly. Systemnye tekhnolohyy. *Rehionalnyi mezhvuzovskiy sbornik nauchnykh rabot*. 3(50). 150-151 p.
15. Holub, Y. V., Yakovlev, Yu. N., Kamkina, L. V. (2006). Povedenye azota pry zatverdevanny nepreryvnolytoi zahotovky. *Metallurhycheskaia y hornorudnaia promyshlennost*, 7, 221-224.
16. Chen Zhiping, Dong Hanju Study on Nitrogen Increasing from Steelmaking to Continuous Casting at Baosteel Meishan. Proceedings of 5th European Oxygen

17. Steelmaking Conference (26–28 June 2006, Aachen, Germany).- Dusseldorf: Verlag Stahleisen GmbH, 2006.p. 86-90.
18. Holub, Y. V. Osobennosti povedeniya azota pry eho yspolzovanyy v kachestve produvochnoho haza, II Mezhd.konf.«Stratehiya kachestva v promyshlennosti y obrazovanuu» (2-9 yiunia 2006, Varna, Bolharyia).-Nauchnyi zhurnal tekhnicheskoho unyversyteta, 1, 144-147.

Надіслано до редакції / Received: 17.03.2025
Прийнято до друку / Accepted: 30.05.2025

Babai Yu.V., Yavtushenko A.V., Hubskeyi S.O., Kulyk H.H.
Simulation of roll forming for U-shaped bent profiles

Бабай Ю.В., Явтушенко А.В., Губський С.О., Кулик Г.Г.

Моделювання профілювання U-подібних гнутих профілів

Abstract. Purpose. To develop an approach for simulating the roll forming process of U-shaped bent profiles using the QForm software package. **Methodology.** The study is based on the finite element method implemented in QForm. The process was simulated in a 3D environment, accounting for elastic-plastic deformation, using a single operation of the «Sheet Bulk Forming» type. A sequential forming scheme was implemented using 12 roll stands, which incorporated the elastic-plastic properties of the material. Appropriate boundary conditions were defined to replicate real technological parameters of the roll forming process. **Results.** The simulation yielded stress and strain distributions in the blank at various stages of its passage through the roll stands. It was found that maximum plastic strains occur in the bending zones, while the edge regions are predominantly subjected to tensile stresses. The simulation results are consistent with the physical nature of the bending process and confirm the validity of the proposed approach. **Scientific Novelty.** An adaptation of the QForm software package is proposed for simulating the roll forming of bent profiles, which is not covered by its standard modules. Simulation algorithm and boundary condition setup were developed, enabling the analysis of the stress-strain state of the blank during profile formation. **Practical Significance.** The results of the study can be used to optimize technological parameters of the roll forming process, reduce the likelihood of defect formation, and expand the functional capabilities of QForm in the field of sheet metal forming simulation. The proposed approach is valuable for technologists, engineers, designers, and researchers working in the field of metal forming.

Key words: bent profile, deformation, simulation, roll calibration, roll stand, defect.

Анотація. Мета. Розробити підхід до моделювання процесу профілювання U-подібних гнутих профілів за допомогою програмного пакету QForm. **Методологія.** Дослідження базується на методі скінченних елементів, реалізованому в QForm. Процес моделювався в 3D-середовищі з урахуванням пружно-пластичної деформації, використовуючи одну операцію типу «Sheet Bulk Forming». Послідовну схему формування було реалізовано з використанням 12 вальцових клітей, які враховували пружно-пластичні властивості матеріалу. Були визначені відповідні граничні умови для відтворення реальних технологічних параметрів процесу профілювання. **Результати.** Моделювання дало розподіл напружень та деформацій у заготовці на різних етапах її проходження через вальцові кліті. Було виявлено, що максимальні пластичні деформації виникають у зонах згинання, тоді як крайові області переважно піддаються розтягуючим напруженням. Результати моделювання узгоджуються з фізичною природою процесу згинання та підтверджують обґрунтованість запропонованого підходу. **Наукова новизна.** Запропоновано адаптацію програмного пакету QForm для моделювання профілювання гнутих профілів, яке не охоплюється його стандартними модулями. Було розроблено алгоритм моделювання та налаштування граничних умов, що дозволило проаналізувати напружено-деформований стан заготовки під час формування профілю. **Практичне значення.** Результати дослідження можуть бути використані для оптимізації технологічних параметрів процесу профілювання, зменшення ймовірності утворення дефектів та розширення функціональних можливостей QForm у сфері моделювання формування листового металу. Запропонований підхід є цінним для технологів, інженерів, конструкторів та дослідників, що працюють у галузі обробки металу тиском.

Ключові слова: гнутий профіль, деформація, моделювання, калібрування валків, прокатний стан, дефект.

Introduction. Bent profiles manufactured by progressive edge bending are widely used in the automotive, aerospace, and other industrial sectors [1]. Their production technology – cold roll forming – is characterized by high dimensional accuracy, efficient material utilization, increased structural strength, economic feasibility for mass production, and the ability to produce profiles with complex geometries and small bending radii [2].

The design of roll forming technology is a complex process that requires a high level of expertise from the process engineer. Setting up a roll forming line involves significant time and material costs, and errors made during the initial design stages may lead to repeated equipment adjustments and additional economic losses.

The application of the FEM enables simulation of the roll forming process at the profile development stage. For this purpose, general-purpose software packages such as Ansys, Abaqus, and QForm are used, as well as specialized tools like UBECO PROFIL and COPRA RF. General-purpose platforms offer broader capabilities for defining initial conditions but require deep knowledge of FEM. In contrast, specialized systems simplify model setup but have limited flexibility – for example, when simulating profiles with variable cross-sections [3].

Literature Review and Problem. Statement FEM of roll forming processes for bent profiles is a powerful tool for verifying technological and structural parameters prior to production. It enables the analysis of the material's stress-strain state, prediction of defects,

© Babai Yu.V. - National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute", Kharkiv, Ukraine
Yavtushenko A.V. - National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute", Kharkiv, Ukraine
Hubskeyi S.O. - National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute", Kharkiv, Ukraine
Kulyk H.H. - National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute", Kharkiv, Ukraine



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

and optimization of process parameters. The literature presents a variety of approaches to building FEM models, differing in complexity, element types, kinematic descriptions, and software platforms used.

In [4], a nonlinear finite element model is proposed using a mixed Eulerian–Lagrangian formulation based on the Kirchhoff–Love shell theory. This approach effectively accounts for contact interactions and axial material flow, providing high accuracy in simulating steady-state processes. However, the model does not consider material anisotropy, limiting its applicability to complex materials. Study [5] implements an FEM model in LS-Dyna to predict the stress–strain state of steel sheets, identify forming defects, and account for production parameters. The model is experimentally validated using strain gauges and 3D scanning. Its main limitation is the insufficient accuracy in predicting transverse deformations.

In [6], an innovative approach is introduced using non-conforming meshes with hanging nodes processed via Lagrange multipliers. This allows for local mesh refinement in bending zones without excessive model complexity, reducing computational costs while maintaining high accuracy. The method is implemented in Metafor software and tested on U-profile and tubular panel forming tasks. Its limitation lies in the use of linear elements only.

Study [7] investigates the forming of short symmetric U-profiles from AA5052-H32 aluminum alloy. A numerical model is built in UBECO PROFIL using LS-DYNA shell elements, which aligns with experimental results. The study establishes the relationship between springback and thinning with sheet thickness and forming speed. However, it does not specify whether failure criteria or geometric tolerances were considered. In [8], the influence of a support stand on longitudinal distortion during aluminum U-profile forming is examined. Two models – with and without support – are built in LS-DYNA and UBECO PROFILE. It is found that the support significantly reduces distortion, though the models do not account for friction or residual stresses.

Study [9] analyzes deformation mechanisms at profile ends after cutting. FEM and experimental methods are used to develop models linking bend curvature to residual stress distribution, enabling prediction of waviness and process optimization. The study is limited to a single profile type. In [10], the effect of the number of forming passes (6 and 10) on edge stresses during C-profile forming from low-carbon steel St24-2 is investigated using UBECO PROFIL. It is shown that six passes result in stress levels exceeding the yield strength (up to 219 %), causing defects, while ten passes ensure uniform stress distribution (up to 73 %) and high-quality forming. The study does not address springback and is limited to one profile type.

Study [11] presents a comparative analysis of four methods for forming thin-walled round tubes from high-strength steel CR700/980DP. Simulation in COPRA RF shows that the combined method yields minimal edge elongation and highest forming quality. Increasing the gap between upper and lower rollers reduces

plastic strain and roller load, improving equipment durability. Only one steel type is considered. In [12], the forming of a complex asymmetric profile from stainless steel SUS301L-ST is investigated. COPRA RF simulation evaluates the influence of inter-roll distance, friction coefficient, roller diameter increment, and linear speed on longitudinal edge deformation. An optimal parameter combination is identified for high-precision forming. However, material anisotropy is not considered.

Study [13] proposes a method for controlling edge waviness during H-profile forming from high-strength steel. ABAQUS simulation shows that optimizing sheet thickness, flange height, and forming speed minimizes defects. Yet, geometric tolerances and local defects – critical for welding – are not addressed. In [14], an analytical model based on bifurcation theory and thin-shell mechanics is proposed to reduce flange waviness during forming. FEM confirms the approach's effectiveness, though simplified boundary conditions were used.

Study [15] examines the impact of discrete roller dies on aluminum profile forming accuracy. ABAQUS simulation shows that paired die arrangements yield lower shape deviations, more uniform thickness, and reduced springback. Increasing the non-contact zone worsens accuracy and causes thinning. In [16], the influence of roller gap (0,3–0,5 mm) and inter-roll distance (100–140 mm) on thin asymmetric profile forming is analyzed. ABAQUS simulation reveals that an optimal combination (0,4 mm gap, 100 mm spacing) ensures high shape accuracy without waves or cracks. Excessive gap reduction leads to local thinning and microcracks, while increased spacing causes edge flutter. The study does not consider springback and is limited to one material and simple geometry. Study [17] models FEM-based tool stiffness during roll forming. A 3D model of shafts and rollers is developed, accounting for nonlinear effects, bearing clearances, roller preloading, and support geometry. The model predicts shaft deflections under load, which is critical for precise equipment setup. Simulation results align with experimental data, demonstrating high accuracy. However, challenges remain in accounting for real tolerances, assembly errors, thermal deformation, and dynamic loads.

The literature review confirms the active use of FEM in simulation roll forming processes for bent profiles. The approaches presented cover a wide range of tasks—from constructing geometrically complex models to optimizing process parameters and controlling potential defects. However, most models have limitations and do not account for factors such as elastic recovery, thermal effects, material anisotropy, geometric tolerances, and simplified material property representation. Only a limited number of FEM-based roll forming studies have been conducted using the QForm software package. This highlights the need for further research, particularly in modeling the roll forming of U-shaped profiles, where prediction accuracy and model adaptability to real production conditions are critical.

Purpose and objectives of the research. Development of an approach to modeling the roll forming process of a U-shaped profile using the QForm software package. To achieve the stated purpose, the following objectives are envisaged: construction of the geometric model of the profile and tooling; definition of boundary conditions and technological parameters of the process; execution of numerical modeling and analysis of the obtained results.

Materials and Methods of Research. The object of simulation is a U-shaped bent profile with dimensions of 120×60×6 mm made of St3 steel, which is widely used, particularly in warehouse infrastructure. A roll forming mill of classical design was used, with an inter-stand distance of 1000 mm and a profiling speed

of 30 m/min. The roll forming scheme includes 12 passes, shown in Figure 1, with the following bending angles: 0°–8°–18°–30°–42°–54°–66°–78°–88°–80°–88°–90°.

The U-shaped profile has a relatively simple design. Its height is 60 mm, which determines the height of the roll flanges, but is not a significant value and does not require a substantial increase in the number of passes. At the same time, the profile thickness of 6 mm necessitates either a reduction in profiling speed or the use of a greater number of passes when selecting the forming scheme. The profile material is carbon steel St3, which is well-suited for the roll forming process. Lubrication was not applied.

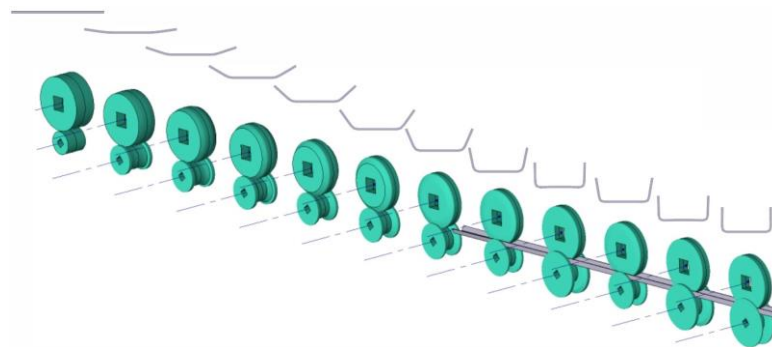


Figure 1 – Roll forming scheme of the U-shaped profile with bending angles: 0°–8°–18°–30°–42°–54°–66°–78°–88°–80°–88°–90°.

The forming of the U-shaped profile was simulated using a classical scheme [18]. The profiling axis passes through the center of the horizontal wall, and the process is considered in the single-piece forming variant with the flanges oriented upwards. Practice shows that the number of forming passes can be optimized by reduction; however, this issue is not addressed within the scope of this study.

According to the design, the set of roll forming tools used in this study can be divided into three groups. The first and second groups include bending rolls (so-called closed calibers) with a total bending angle of 30° and above, and from 30° to 85°, respectively. The third group consists of finishing rolls [18].

The blank width calculated using software (UBECO PROFIL) is 215,9 mm, while the analytical calculation yields 217,1 mm. The latter was selected for simulation. The 1,2 mm difference is due to the use of different methods for calculating blank length along bending radii and is not considered significant.

The simulation of the roll forming process for the U-shaped bent profile was performed in the CAE system QForm. This software package contains a wide range of modules for simulating various metal forming processes, but it does not include a dedicated module for roll forming of bent profiles. Nevertheless, QForm provides sufficient tools to implement this task. In this study, the forming process of the U-shaped bent profile was realized as a single operation of the «Sheet Bulk Forming» type, with a 3D task setup and consideration of elastic–plastic deformation.

The 3D models of the rolls and their arrangement scheme were created in the CAD system Fusion and exported to the CAE system QForm. Geometry verification was performed using the QShape utility. The blank itself was created using parametric geometry in QForm. The selected mesh type was hexahedral, ensuring at least three elements across the profile height during simulation. Since the roll stands are symmetrical, only half of the model was considered using a symmetry plane, which accelerated the simulation. Each roll was assigned a rotation axis.

The material selected for the profile was St3 steel. During material parameter setup, the cold forming mode was used, meaning the blank was not preheated.

The roll drive was implemented using the “Universal” drive type, with specified direction and rotation speed for each roll. During roll calibration development, the transitional shapes and their mutual arrangement must satisfy the condition that the average circumferential speed of each subsequent roll pair is not less than that of the previous one [18]. Since precise calculation is difficult in practice, the increase in circumferential speed of subsequent roll pairs was achieved by gradually increasing their base diameters. In this study, the base diameters of the rolls were increased by 0,4 % from the first to the last pair. The roll stands were made of steel grade H12MF. It should be noted that contact between the rolls and the blank occurs without lubrication, and in the «Bring into contact»

parameter, the value «do not bring into contact» must be set.

The FEM simulation of the U-shaped bent profile forming process continues until the entire profile passes through all roll stands. The stop condition for the calculation is defined by the specified number of rotations of the upper roll in the first stand. Setting an additional boundary condition «Pusher» (dimensions, direction, and movement speed are specified) can be

used to move the blank in the given direction and/or to fix surface nodes from shifting in planes perpendicular to that direction.

Figure 2 shows the cross-section of the final roll stand and the characteristic points used for stress–strain state analysis: Point 89 – outer side of the profile end; Point 74 – inner side of the profile section subjected to bending.

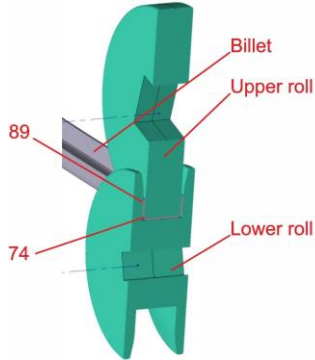


Figure 2 – Cross-section of the final roll stand and characteristic points used for stress–strain state analysis.

As a result of the FEM simulation of the forming process for the U-shaped bent profile, the data presented in Figure 3 were obtained. The figure shows the distribution of stress intensity and plastic strain along the

length of the profile: a) Point 74 is located on the inner surface at the bending zones of the blank; b) Point 89 is located at the edge of the blank.

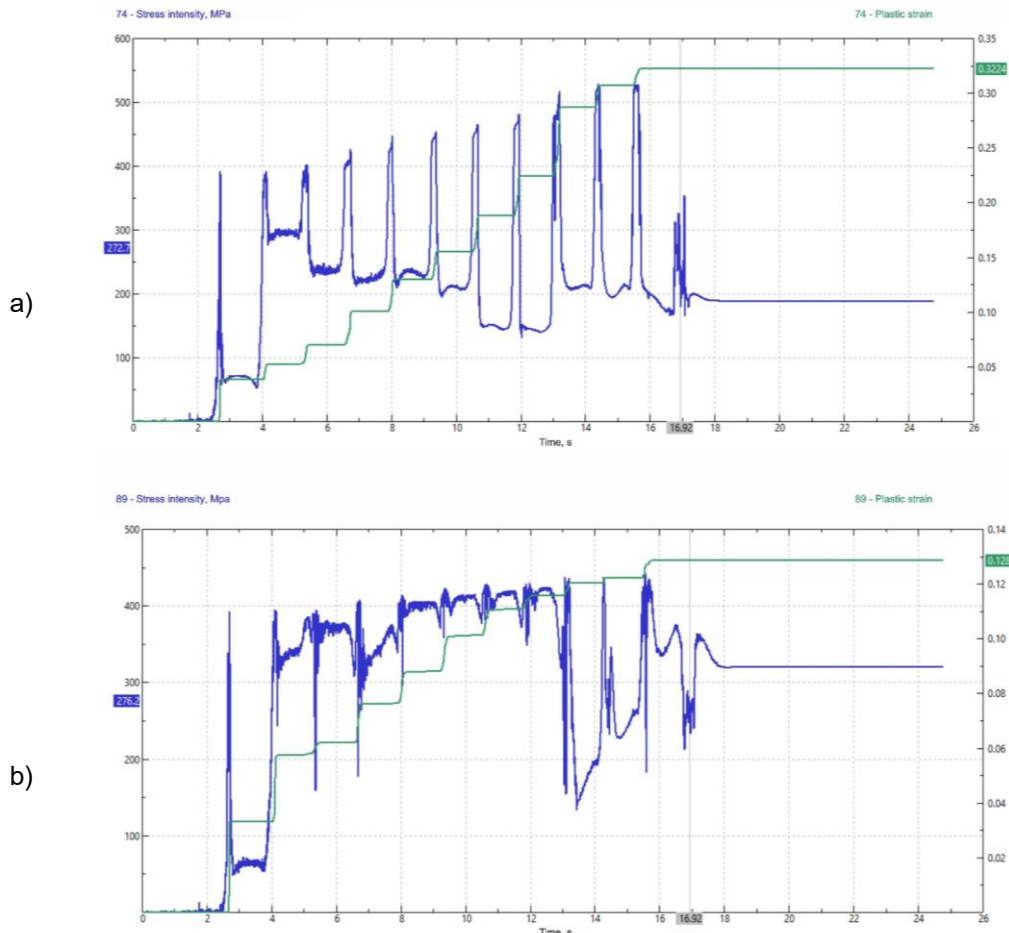


Figure 3 – Distribution of stress intensity and plastic strain along the length of the U-shaped bent profile during the roll forming process: a) Point 74 – located on the inner surface at the bending zones of the blank; b) Point 89 – located at the edge of the blank.

During the roll forming of a U-shaped bent profile, the distribution of stresses and plastic strains in the material is significantly influenced by the position of the point relative to the neutral bending axis. Analysis of the simulation results (Figure 3a, b) shows that on the inner surface of the bend (Point 74, Figure 3a), impulse-like stress spikes occur as the blank enters the roll stand, followed by partial unloading. Notably, stress accumulation begins even before the analyzed region enters the stand. The peak stress values reach 450–520 MPa, while the accumulated plastic strain is approximately 32 %. The strain increases in a stepwise manner at each forming pass, corresponding to the gradual shaping of the profile, and stabilizes at the end of the process. This indicates that the primary loading and risk of crack initiation are concentrated in the bending zones of the profile. In contrast, the stress–strain behavior at the edge of the blank (Point 89, Figure 3b) is different. Here, the stress level is higher and more uniform throughout the forming process, stabilizing within the range of 350–420 MPa, with local fluctuations and drops associated with tensile stresses. The plastic strain in this region reaches only 12–13 %, which is significantly lower than in the bending zones and indicates a smoother deformation behavior. Thus, the bending zones of the profile experience substantially higher plastic strains with a stepped accumulation pattern, whereas the edge of the blank is subjected to

elevated tensile stresses but exhibits a lower degree of irreversible deformation. The obtained results are consistent with the physical nature of sheet metal bending, where the inner layers undergo compression and the outer layers are stretched, ultimately shaping the final geometry of the profile.

Conclusions

This study proposes an approach for simulating the roll forming process of a U-shaped bent profile using the QForm software package, despite the absence of a dedicated module for this type of metal forming. The core of the approach involves the use of the «Sheet Bulk Forming» operation, incorporating the elastic–plastic properties of the material to closely approximate real forming conditions. A geometric model of the profile and tooling was developed, along with a forming scheme consisting of 12 passes, enabling step-by-step simulation of the process and capturing the characteristic features of the material's stress–strain state during passage through the roll forming stands. It was shown that as the blank approaches the roll stand, stress gradually accumulates, reaching a maximum in the contact zone with the tooling, and subsequently decreases due to elastic springback after exiting the stand. The obtained results confirm the effectiveness of QForm in analyzing the roll forming of bent profiles.

References

1. Sedlmaier, A., Dietl, T. (2018). 3D roll forming center for automotive applications. *Procedia Manufacturing*, 15, 767–774. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2018.07.319>.
2. Simonetto, E., Ghiotti, A., Bruschi, S. (2023). Agile manufacturing of complex shaped bent profiles by incremental deformation. *Manufacturing Letters*, 36, 40–43. <https://doi.org/10.1016/j.mfglet.2023.01.004>.
3. Hubskeyi, S. O., Chukhlib, V. L., Biba, M. V. (2022). Modeliuvannia formoutvorennia hnutoho profilu zi zminnym pereryzom [Modeling of forming a bent profile with a variable cross-section]. *Visnyk Natsionalnoho tekhnichnoho universytetu "KhPI". Seriya: Tekhnologii v mashynobuduvanni [Bulletin of the National Technical University "KhPI". Series: Engineering Technology]*. NTU "KhPI", 1(5), 80–84. [https://doi.org/10.20998/2079-004X.2022.1\(5\).11](https://doi.org/10.20998/2079-004X.2022.1(5).11).
4. Kocbay, E., Scheidl, J., Riegle, F., Leonhartsberger, M., Lamprecht, M., & Vetyuko, V. Y. (2023). Mixed Eulerian–Lagrangian modeling of sheet metal roll forming. *Thin-Walled Structures*, 186, 1–14. <https://doi.org/10.1016/j.tws.2023.110662>.
5. Senart, T., & Gauchey, M. (2025). A cost-effective cold roll-forming FE model for industrial applications. *Materials Research Proceedings*, 54, 989–994. <https://doi.org/10.21741/9781644903599-106>.
6. Laruelle, C., Boman, R., Papeleux, L., & Ponthot, J.-P. (2023). Efficient roll-forming simulation using non-conformal meshes with hanging nodes handled by Lagrange multipliers. *Metals*, 13, 1–18. <https://doi.org/10.3390/met13050895>.
7. Murugesan, M., Sajjad, M., & Jung, D. W. (2021). Experimental and numerical investigation of AA5052-H32 Al alloy with U-profile in cold roll forming. *Materials*, 14, 1–15. <https://doi.org/10.3390/ma14020470>.
8. Sajjad, M., Murugesan, M., Jung, D. W. (2020). Longitudinal bow estimation of U-shape profile in cold roll formed for commercial aluminum alloys. *International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research*, 9(8), 1097–1103. <https://doi.org/10.18178/ijmerr.9.8.1097-1103>.
9. Moneke, M., & Groche, D. P. (2021). The origin of end flare in roll formed profiles. *International Journal of Material Forming*, 14, 1439–1461. <https://doi.org/10.1007/s12289-021-01640-w>.
10. Soyaslan, M. (2018). The effects of roll forming pass design on edge stresses. *Sigma Journal of Engineering and Natural Sciences*, 36(3), 677–691. Available at: <https://www.researchgate.net/publication/332100955>.
11. Kang, C., Sun, B., Zhang, X., & Yao, C. (2024). *Materials*, 17(13). <https://doi.org/10.3390/ma17133126>.
12. Wang, J., Liu, H.-M., Li, S.-F., & Chen, W.-J. (2022). Cold roll forming process design for complex stainless-steel section based on COPRA and orthogonal experiment. *Materials*, 15(22). <https://doi.org/10.3390/ma15228023>.
13. Liang, C., Li, S., Liang, J., & Li, J. (2022). *Metals*, 12, 53. <https://doi.org/10.3390/met12010053>.
14. Sreenivas, A., Abeyrathna, B., Rolfe, B., & Weiss, M. (2023). Development of a reversible top-hat forming approach for reducing flange wrinkling in flexible roll forming. *International Journal of Mechanical Sciences*, 252. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2023.108359>.
15. Chen, C., Liang, J., Li, Y., et al. (2021). Effect of discrete roller dies on the contour accuracy of profiles in multi-point flexible stretch-bending forming. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 113, 1959–1971. <https://doi.org/10.1007/s00170-021-06727-x>.

16. Yang, X.; Han, J.; Lu, R. Research on Cold Roll Forming Process of Strips for Truss Rods for Space Construction. *Materials* 2023, 16, 7608. <https://doi.org/10.3390/ma16247608>.
17. Lamprecht, M., & Leonhartsberger, M. (2021). Tool stiffness calculation in roll forming. *International Journal of Simulation Modelling*, 20, (1), 40–51. <https://doi.org/10.2507/IJSIMM20-1-539>.
18. Halmos, T. (2006). *Roll Forming Handbook*. Boca Raton: Taylor & Francis.

Надіслано до редакції / Received: 11.01.2025

Прийнято до друку / Accepted: 30.05.2025

Чупринов Є.В., Кассім Д.О., Ляхова І.А., Григор'єва В.Г., Реков Ю.В.

Шляхи вдосконалення технології й обладнання для виробництва агломерату

Chuprynov Ye.V., Kassim D.O., Liakhova I.A., Hryhorieva V.H., Rekov Yu.V.

Ways to improve technology and equipment for sinter production

Анотація. Стаття присвячена комплексному аналізу ключових напрямків удосконалення технологій та обладнання у виробництві агломерату, що є критично важливим для оптимізації металургійних процесів та мінімізації економічних витрат. За результатами семантичного аналізу інформаційних потоків, що визначають інтерес до досліджень у металургії, виділено чотири ключові компоненти: "технологія", "сировина", "обладнання" та "екологія". Автори наголошують на необхідності системного підходу до модернізації агломераційного виробництва з метою створення нових технологій, поліпшення підготовки сировини, розробки обладнання нового покоління та зменшення негативного впливу на навколишнє середовище. У статті детально розглядаються вісім цільових функцій оптимізації процесу агломерації, включаючи питому продуктивність агломашинали, стабільність хімічного складу агломерату (вміст заліза та основності), частку дрібних фракцій, діапазон фракційного складу, міцність на удар та стирання, а також відновлюваність. Проводиться порівняння сучасних показників агломерату з вимогами доменної плавки, виявлені значні розбіжності. Наводяться структуровані заходи, спрямовані на досягнення оптимальних значень кожної з цільових функцій, з урахуванням того, що ці фактори та функції не є адитивними. Підкреслюється, що економізація виробництва агломерату не завжди збігається з економізацією його використання в доменній плавці, зокрема, підвищення міцності агломерату може негативно позначитися на його відновлюваності та економічних показниках. Особлива увага приділяється питанню підвищення відновлюваності агломерату, що є ключовим для зниження витрат коксу в доменному виробництві. Розглядаються технологічні рішення для збільшення продуктивності агломашинали, стабілізації хімічного складу агломерату (шляхом ефективного усереднення шихтових матеріалів та точного дозування), підвищення вмісту заліза (використання високоякісної руди, концентратів, гібридних матеріалів) та оптимізації основності. Особливо висвітлюється значення вузького фракційного складу агломерату для забезпечення стабільного газодинамічного режиму доменної плавки. На основі аналізу представлених даних і світового досвіду (Японія, Бельгія) робиться висновок про те, що інвестиції у підвищення якості агломерату та коксу на початкових етапах виробництва окупаються за рахунок суттєвого зниження витрат коксу та зростання продуктивності доменних печей. Стаття містить конкретні рекомендації щодо реконструкції та розробки нового обладнання для реалізації запропонованих удосконалень.

Ключові слова: виробництво агломерату, інновації, удосконалення технологій, модернізація обладнання, оптимізація.

Abstract. The article is devoted to a comprehensive analysis of key areas for improving technologies and equipment in sinter production, which is critically important for optimizing metallurgical processes and minimizing economic costs. Based on the results of a semantic analysis of information flows that determine interest in research in metallurgy, four key components have been identified: "technology," "raw materials," "equipment," and "ecology." The authors emphasize the need for a systematic approach to the modernization of sintering production in order to create new technologies, improve raw material preparation, develop new-generation equipment, and reduce the negative impact on the environment. The article examines in detail eight target functions for optimizing the sintering process, including the specific productivity of the sintering machine, the stability of the chemical composition of the sinter (iron content and basicity), the proportion of fine fractions, the range of fractional composition, impact and abrasion resistance, and recoverability. A comparison of current sinter indicators with blast furnace smelting requirements is carried out, revealing significant discrepancies. Structured measures aimed at achieving optimal values for each of the target functions are presented, taking into account that these factors and functions are not additive. It is emphasized that economizing on sinter production does not always coincide with economizing on its use in blast furnace smelting; in particular, increasing the strength of sinter can negatively affect its recoverability and economic performance. Particular attention is paid to the issue of increasing the recoverability of sinter, which is key to reducing coke consumption in blast furnace production. Technological solutions are considered to increase the productivity of sintering machines, stabilize the chemical composition of sinter (through effective averaging of charge materials and accurate dosing), increase the iron content (using high-quality ore, concentrates, hybrid materials), and optimize basicity. The importance of a narrow fraction composition of sinter for ensuring a stable gas-dynamic regime of blast furnace smelting is highlighted separately. Based on the analysis of the presented data and world experience (Japan, Belgium), it is concluded that investments in improving the quality of sinter and coke at the initial stages of production pay off due to a significant reduction in coke consumption and an increase in the productivity of blast furnaces. The article contains specific recommendations for the reconstruction and development of new equipment to implement the proposed improvements.

Key words: sinter production, innovation, technology improvement, equipment modernization, optimization.

© Chuprynov Ye.V. - State University of Economics and Technologies, Kryvyi Rih, Ukraine

Kassim D.O. - State University of Economics and Technologies, Kryvyi Rih, Ukraine

Liakhova I.A. - State University of Economics and Technologies, Kryvyi Rih, Ukraine

Hryhorieva V.H. - State University of Economics and Technologies, Kryvyi Rih, Ukraine

Rekov Yu.V. - Technical University "Metinvest Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine



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

Вступ

Сучасний металургійний комплекс стоїть перед низкою серйозних викликів, зумовлених зростаючими вимогами до якості сировини, необхідністю оптимізації виробничих витрат та посиленням екологічних норм [1]. У цьому контексті виробництво агломерату, як ключового компонента шихти доменних печей, набуває стратегічного значення. Ефективність та конкурентоспроможність металургійних підприємств безпосередньо залежать від металургійних властивостей агломерату, що визначають стабільність та продуктивність подальших переділів [2-4]. Семантичний аналіз сучасних інформаційних потоків у галузі підтверджує, що фокус досліджень та розробок зосереджений на комплексній взаємодії технології, сировини, обладнання та екології [5-8]. Це свідчить про глибоке розуміння необхідності системного підходу до вдосконалення агломераційного виробництва.

Однак, незважаючи на постійні зусилля, аналіз показує, що показники якості агломерату, що виробляється на багатьох вітчизняних аглофабриках, часто не відповідають сучасним вимогам доменної плавки, а техніко-економічні показники його виробництва далекі від оптимальних значень [9-10]. Це створює нагальну потребу в інтенсифікації роботи над пошуком та впровадженням інноваційних рішень. Дана стаття має на меті систематизувати та проаналізувати основні напрямки вдосконалення технологій та обладнання у виробництві агломерату. Ми зосередимося на ключових цільових функціях, оптимізація яких дозволить не тільки покращити якісні характеристики кінцевого продукту, а й забезпечити значне зниження виробничих витрат та екологічного навантаження. Розгляд цих аспектів є критично важливим для забезпечення конкурентоспроможності металургійної галузі в умовах мінливого світового ринку.

Аналіз літературних даних та постановка проблеми

Семантичний аналіз (контент-аналіз) інформаційних потоків, що визначає інтенсивність зростання інтересу до досліджень і розробок у металургії, показує, що високий інтерес в однокладовому ряді визначається терміном «технологія», у двокладовому – «технологія-сировина», у трискладовому – «технологія-сировина-обладнання», у чотирискладовому (завжди необхідно враховувати й екологічний аспект) – «технологія-сировина-обладнання-екологія».

Таким чином, семантичний аналіз з високим ступенем об'єктивності показує, що мінімізація економічних витрат у галузі повинна базуватися на вирішенні комплексної проблеми [11-14]: створення нових технологій для отримання сировини з новими властивостями, її підготовки до рудно-термічних процесів і плавлення, створення обладнання нового покоління для реалізації цих технологій, що мають мінімальний вплив на навколишнє середовище.

Виходячи з вищесказаного, видається можливим сформувати системний перелік технологій виробництва металургійної сировини, що освоюються і є перспективними для впровадження в різних переділах і способах виробництва [15, 16]. У даній статті розглядається тільки виробництво агломерату.

Для оптимізації цільових функцій процесу агломерації, таких як: питома продуктивність агломеративної машини, стабільність хімічного складу агломерату (вміст $Fe_{сер} \geq 59 \pm 0,3 \%$, основність $CaO/SiO_2 \geq 1,8 \pm 0,03$ д. о.), частка дрібної фракції 0-5 мм у готовому продукті ($\leq 2-4 \%$), діапазон фракційного складу 10-40 мм, міцність на удар (+5 мм) $\geq 76,5 \%$ і стираність (-0,5 мм) $\leq 5-6 \%$ у барабані, відновлюваність більше 0,5 %/хв., необхідно структурувати заходи щодо досягнення оптимальних значень кожної функції окремо. В якості оптимальних у цільових функціях наведено чисельні значення, реально досягнуті на передових металургійних підприємствах Росії, Китаю, Японії, Західної Європи та Північної Америки [17].

Свого часу були розроблені вимоги доменної плавки до металургійних характеристик окискової залізорудної сировини [18], зокрема до агломерату. Порівняння цих вимог з показниками виробленого сьогодні агломерату показує, що агломерат багатьох аглофабрик не відповідає цим вимогам (табл. 1).

Мета і завдання досліджень

Метою дослідження є комплексне вдосконалення технологій та обладнання у виробництві агломерату для підвищення його якості, зниження витрат та мінімізації впливу на довкілля. Для цього необхідно проаналізувати сучасний стан галузі, виявити ключові фактори, що впливають на властивості агломерату, та визначити оптимальні технологічні параметри. Дослідження також включає розробку інноваційних рішень для підготовки шихти, оптимізації процесу спікання та подальшої обробки аглоспека.

Окрім цього, важливим завданням є обґрунтування пропозицій щодо модернізації існуючого та розробки нового обладнання, що дозволить реалізувати ці удосконалення. На завершення буде проведена оцінка економічної та екологічної ефективності запропонованих рішень. Це дозволить підтвердити їхню доцільність для підвищення конкурентоспроможності металургійних підприємств шляхом зниження собівартості продукції та покращення техніко-економічних показників доменної плавки.

Матеріали та методи досліджень

У статті використано семантичний аналіз (контент-аналіз) інформаційних потоків для визначення інтенсивності зростання інтересу до досліджень та розробок у металургії, виділяючи ключові терміни ("технологія", "сировина", "обладнання", "екологія") у одно-, дво-, три- та чотирискладових рядах. Проведене порівняння розроблених вимог доменних печей до металургійних характеристик окискової залізорудної сировини з фактичними показниками

агломерату, що виробляється на сучасних аглофабриках. Проаналізовані промислові проплавки гібридного окускованого матеріалу на доменній печі №2 ВАТ "Дніпровський металургійний завод ім. Петровського", а також експеримент на доменній печі

№6 ПАТ "АрселорМіттал Кривий Ріг" із заміни фракції доломітизованого вапняку. Це підтверджує використання практичних випробувань для перевірки гіпотез та ефективності запропонованих рішень.

Таблиця 1. Сучасні вимоги доменної плавки до металургійних характеристик агломерату та окатишів

Найменування показників	Агломерат	Окатиші
1. В холодному стані		
1.1. Міцність на стиснення, кг/ок (ДСТУ 3206-95)	–	не менше 200
1.2. Вміст в готовій продукції окатишів з міцністю на стиснення більше 200 кг/ок, %	–	не менше 90,0
1.3. Коефіцієнт міцності (+5 мм), % (ДСТУ 3200-95)	не менше 80,0	не менше 95,0
1.4. Коефіцієнт стираності (0-0,5 мм), % (ДСТУ 3200-95)	не більше 4,0	не більше 3,0
1.5. Вміст дріб'язку (0-5 мм) в готовій продукції, %	не більше 6,0	не більше 3,0
1.6. Крупність готової продукції, % класів.	не менше 85,0 % 8-35 мм	не менше 95 % 8-18 мм
2. В процесі відновлення		
Найменування показників	Агломерат	Окатиші
2.1. Показник міцності (+5 мм), % (ДСТУ 3202-95)	не менше 50,0	не менше 80,0
2.2. Показник стираності (0-0,5 мм), % (ДСТУ 3202-95)	не менше 5,0	не менше 5,0
2.3. Усадка шару при відновленні, % (ДСТУ 3205-95)	не більше 20,0	не більше 30,0
2.4. Перепад тиску-відновнику в шарі, Па (ДСТУ 3202-95)	не більше 150	не більше 200
2.5. Фактична ступінь відновлення, % (ДСТУ 3204-95)	не менше 90,0	не менше 90,0
2.6. Відновлюваність при ступені відновлення до 40 %, %/хв (ДСТУ 3204-95)	не менше 0,5	не менше 0,5
2.7. Температури початку і кінця розм'якшення, °С (ДСТУ 3817-98)	не нижче 1050 и 1150	не нижче 960 и 1160
2.8. Температурний інтервал розм'якшення, °С (ДСТУ 3817-98)	не більше 100	не більше 200
3. Стабільність складу		
3.1. Допустимі коливання вмісту заліза, ± %	0,25	0,25
3.2. Допустимі коливання закису заліза, ± %	1,00	0,50
3.3. Допустимі коливання основності, ± д.од.	0,05	0,025

Результати досліджень

На схемах (рис. 1-8) показані структуровані заходи, реалізація яких дозволить якщо не досягти, то наблизитися до оптимальних значень цільових функцій. Фактори, що впливають на оптимізацію цільової функції, не адитивні; цільові функції, що формують поняття «якість агломерату», також не адитивні; тому створення «ідеального» агломерату з максимальними показниками всіх його цільових функцій (властивостей) складне. Остаточне рішення про рівень вимог до чисельних значень цільових функцій може прийматися для кожної конкретної аглофабрики на основі аналізу єдиного параметра «економізація». Можна показати, що захід

з економізації виробництва агломерату шляхом оптимізації його цільових функцій не збігається з економізацією використання цієї сировини в подальшому переділі (у даному випадку – доменній плавці). Наприклад, важливі цільові функції необхідної міцності агломерату в вихідному (холодному) стані (міцність на удар і стирання) можуть бути забезпечені такими технологічними факторами, як кількість твердого палива в шихті, його видом, крупністю, місцем введення і різною його кількістю по висоті шару, висотою шару, що спікається, умовами додаткового нагрівання верхньої частини шару, що спікається, величиною основності агломерату та деякими іншими. Зниження фракції (0-5 мм) в готовій продукції може бути забезпечено шляхом

стабілізації крупності агломерату (руйнуванням спечених неміцних агрегатів) з подальшим відсіванням всіх дрібних фракцій, що повертаються в агломераційний процес. Однак, позитивний ефект від підвищення вихідної (холодної) міцності агломерату негативно позначиться на деяких технологічних (продуктивність агломашини, питомі витрати палива та електроенергії) та економічних показниках агломераційного виробництва, а також на поведінці агломерату в процесі плавки в доменній печі.

Наприклад, підвищення міцності агломерату за рахунок збільшення в складі шихти паливної частини (зростає вміст FeO), призводить до зниження значення цільової функції «відновлюваність сировини». У той же час, чим вища відновлюваність

агломерату, тим вищий ступінь розвитку непрямого відновлення заліза в доменних печах і, відповідно, нижча питома витрата коксу. За даними японських і бельгійських досліджень, збільшення відновлюваності залізорудної сировини на 1 % (абс.) викликає зниження витрати коксу на 4 кг/т чавуну [19, 20]. В даний час японські металурги розглядають застосування агломерату з підвищеною відновлюваністю і коксу з високою реакційною здатністю як один з аспектів розробки доменної плавки нового покоління зі значним зниженням викидів в атмосферу парникових газів [17].

Перша (1) цільова функція – «питома продуктивність» (рис. 1).

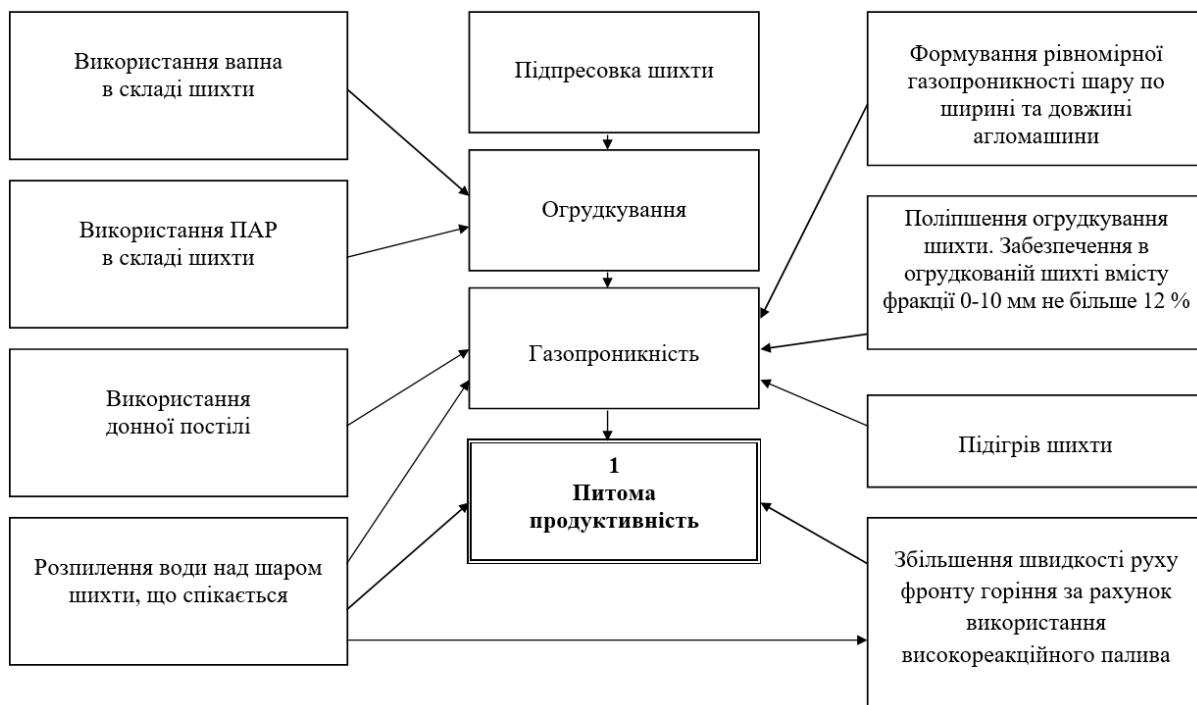


Рисунок 1 – Перша цільова функція – «Питома продуктивність»

Продуктивність агломашини безпосередньо залежить від швидкості горіння вуглецю палива в шарі шихти, яка визначається кількістю кисню, що подається в зону горіння, що в свою чергу залежить від газопроникності шару шихти. У зв'язку з цим дуже велике значення має поліпшення ступеня огрудкування агломашини, яке може бути реалізовано шляхом використання розробленого нового процесу попереднього підпресування шихти [21]. Збільшити швидкість пересування фронту горіння доцільно за рахунок збільшення газопроникності шару шихти, що спікається, використання високореакційного палива [22] і зволоження повітря над шаром, що спікається, шляхом розпилення води [23]. Присутність водяної пари покращує умови горіння палива в шарі, також зростають газопроникність шару, середня температура точки закінчення процесу спікання і продуктивність агломашини. Газопроникність шару, крім оптимального

огрудкування, також залежить від величини температури попереднього підігріву шихти, використання донної постілі, способу укладання шихти, формування рівномірної газопроникності по ширині і довжині шару, що спікається, висоти шару на спікальних візках агломашини, а також використання ПАР у складі шихти [24]. Використання ПАР і розпилення води над поверхнею агломераційного шару знижує в 2,3-3,0 рази кількість пилу, що викидається в атмосферу [24], а також істотно зменшує викиди парникових газів: майже на два порядки – CO і на порядок – CO₂ [23].

Для забезпечення збільшення цільової функції 1 (питомої продуктивності) необхідна реконструкція та розробка нового обладнання: реконструкція завантажувального пристрою агломашини, розробка підпресувальника шихти, дозатора ПАР і розпилювача води, а також розробка ефективних змішувача шихти з ПАР і огрудкувача шихти з ПАР.

Друга, третя і четверта (2-4) цільові функції – це «стабільний хімічний склад агломерату, вміст заліза, основності» (рис. 2-4).

Якість агломерату визначається його хімічним і гранулометричним складом, а також комплексом металургійних властивостей, що характеризуються такими показниками: міцністю, відновлюваністю, міцністю в процесі відновлення, газопроникністю і усадкою шару в процесі відновлення, температурою початку розм'якшення і плавлення.

Хімічний склад агломерату – одна з найважливіших його характеристик, основними показниками якої є абсолютні величини вмісту заліза і основності. Стабільність хімічного складу агломерату також найчастіше контролюють за коливанням саме цих двох показників. В Японії на заводі фірми «Nippon Koka» у Фукуямі коливання вмісту заліза в суміші між штабелями становлять не більше $\pm 0,05$ %, кремнезему менше $\pm 0,03$ %, а основності аглошихти не більше $\pm 0,03$ д. од. Японські металурги відзначають, що особливо важливим показником якості агломерату є стабільність його основності, за їхніми даними зниження коливання основності з $\pm 0,05$ до $\pm 0,025$ д.о. забезпечує підвищення продуктивності доменних печей на 0,5 % і зменшення питомої витрати коксу на 0,3 % [25].

Одним з основних засобів досягнення стабільного хімічного та мінералогічного складу агломерату (рис. 2) є високоефективне усереднення

кожного шихтового матеріалу в штабелях на відкритому складі. На діючих аглофабриках у штабель разом із залізородними матеріалами закладають добавки, що відрізняються від них за хімічним складом: прокатну окалину, марганцеву руду та ін. без чіткого вагового співвідношення (згідно з розрахунком шихти) між матеріалами. Для виключення негативного впливу цих добавок на однорідність суміші доцільно здійснювати попереднє усереднення кожної з добавок в окремих штабелях, а потім їх дозувати згідно з розрахованим співвідношенням і змішувати, після чого отриману суміш добавок направляти в розхідні бункери шихтового відділення аглофабрики, куди направляються і інші компоненти аглошихти. Для зменшення коливань складу суміші по довжині штабеля необхідно передбачати укладання шарами меншої і однакової товщини. Суворе регламентація послідовності укладання матеріалів, їх кількості і здатності перемішуватися один з одним також є обов'язковими умовами високої однорідності суміші і відповідно якості агломерату. Забір матеріалу зі штабеля і подача його в витратні бункери ділянки шихти повинна здійснюватися роторними забірниками з торця сформованого штабеля, починаючи зверху вниз рівномірно по всьому перетину штабеля, а не одним екскаватором, як це спостерігається в даний час на деяких шихтових дворах аглофабрик.



Рисунок 2 – Друга цільова функція – «Стабільний хімічний склад агломерату»

Істотний вплив на стабільність хімічного складу агломерату має забезпечення високої точності дозування шихтових матеріалів з бункерів і

ефективне їх змішування до однорідності не нижче 96-98 % в шихтовому відділенні аглофабрики (рис. 2). Для вирішення цього завдання необхідно

впроваджувати сучасну комплексну систему контролю та автоматичного управління шихтовим відділенням на базі сучасних ЕОМ, а також високоефективні змішувачі шихти.

Для забезпечення зростання цільової функції 2 необхідна реконструкція та розробка нового обладнання: укладальники та забірники матеріалів, вагові автоматичні дозатори, консольні та трубні віброконвеєри, ефективні змішувачі (Lodge, Eirich та ін.).

Забезпечити високий вміст заліза в офлюсованому агломераті на рівні $\geq 59\%$ (цільова функція 3, рис. 3) можливо при використанні в шихті агломератної руди з вмістом заліза не менше 60% , підвищеної частки концентрату і введенням в шихту максимально можливої кількості знемасленої прокатної окалини, тобто матеріалів з підвищеним вмістом заліза. При подачі шламів в аглошихту їх необхідно збагачувати і зневоднювати. Підвищити вміст заліза в агломераті також можливо шляхом виключення з шихти аглоруди. Проблема підвищення частки концентрату в аглошихті пов'язана зі

складнощами його огрудкування, яка успішно може бути вирішена застосуванням спеціальних барабанних, тарілкових або вібраційних огрудкувачів, а також апаратів попереднього підпресування концентрату і/або всієї шихти. Підвищити вміст заліза в агломераті до рівня вимог сучасної доменної плавки [26] можна також шляхом виробництва офлюсованих локальних спеків [27, 28] та виробництва окускованого залізорудної сировини в єдиний гібридний процес. Гібридний окускований залізорудний матеріал дозволить підвищити вміст заліза до $61,9\%$. Промислова проплавка партії гібридного окускованого матеріалу в доменному цеху ВАТ «Дніпровський металургійний завод ім. Петровського» на доменній печі №2 відзначалася стабілізацією ходу печі та поліпшенням техніко-економічних показників плавки: витрата коксу знизилася на $4,0-4,4$ кг/т чавуну, а продуктивність печі підвищилася на $1,1\%$ [29, 30]. Виробництво гібридного окускованого залізорудного матеріалу також задовольняє вимогам цільових функцій 1, 6 і 7 (останні дві розглянуті нижче).



Рисунок 3 – Третя цільова функція – «Високий вміст заліза в агломераті»

Для забезпечення зростання цільової функції 3 необхідна реконструкція та розробка нового обладнання: грохоти тонкого грохочення, підпресувальники, сепаратори сухого магнітного збагачення, гомогенізатори порталні, грохоти сухого грохочення за класом – (2,5-3,0) мм.

Четверта (4) цільова функція – «основність агломерату» (рис. 4) пов'язана з техніко-економічними показниками доменної плавки через показники міцності агломерату, вмісту в ньому дрібної фракції (<5 мм), а також через відмову або необхідність подачі в доменну піч сирого вапняку.

З досліджень [31] відомо, що найменшою міцністю володіє агломерат основністю 1,3-1,4. За даними [32] міцність офлюсованого агломерату мінімальна в межах зміни його основності від 0,9 до 1,4. Ці результати підтверджуються практикою при освоєнні виробництва офлюсованого агломерату різної основності. Так, наприклад, за даними [33], при збільшенні основності агломерату з 0,1 до 1,25 вміст фракції 0-5 мм на заводі «Запоріжсталь» підвищився з 6,0 до 21,0 %. При цьому різке зростання вмісту цієї фракції мало місце при збільшенні основності вище 0,8. Таким чином, існують два

реальних шляхи підвищення міцності агломерату – це виробництво агломерату основністю $\geq 1,6$ або 0,8-0,9 од. Перший шлях широко використовують на багатьох металургійних заводах за кордоном, однак він вимагає при основності агломерату $\geq 1,6$ використання в шихті доменної плавки неофлюсованих окатишів або кускової залізної руди, а за другим шляхом при основності агломерату 0,8-0,9 – збільшення витрати сирого вапняку в доменній шихті, що при існуючій крупності завантажуваного в піч вапняку призводить до додаткової витрати коксу на тонну чавуну. Можливий також варіант використання в шихті доменної плавки агломератів двох основностей, але в цьому випадку можуть виникати організаційні труднощі. При використанні в шихті доменної плавки агломерату з основністю 0,8-0,9 д.о. з метою недопущення збільшення питомої витрати коксу доцільно переходити на технологію

завантаження в доменну піч вапняку фракції 10-25 (5-25) мм замість використовуваного в даний час вапняку крупністю 25-50 мм. Ця технологія свого часу була випробувана на печах Дніпровського металургійного заводу ім. Петровського [34] і показала, що дрібний вапняк повністю розкладається у верхній зоні теплообміну доменної печі, використовуючи надлишкову теплоту газового потоку в цій зоні. Збільшення витрати вапняку до певної межі не викликає зростання витрати коксу, а використання більш міцного агломерату дозволяє підвищити техніко-економічні показники доменної плавки за рахунок її інтенсифікації та поліпшення використання газу в печі. Цей результат був отриманий і на доменній печі №6 об'ємом 2000 м³ ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг», де також провели експеримент із заміни фракції 25-50 мм доломітизованого вапняку на фракцію 5-25 мм [34].



Рисунок 4 – Четверта цільова функція – «Основність агломерату»

Для забезпечення зростання цільової функції 4 необхідна реконструкція та розробка нового обладнання: високоефективні дробарки та грохоти для підготовки вапняку, особливо в умовах високої його вологості.

П'ята (5) цільова функція – «вужький діапазон фракційного складу агломерату» (рис. 5). Для забезпечення оптимального газодинамічного режиму доменної плавки і забезпечення форсування плавки шляхом збільшення витрати дуття, за рахунок зниження верхнього перепаду тиску газу в

доменній печі необхідно подавати в піч агломерат з вузьким діапазоном фракційного складу (10-40 мм). Домогтися цього можливо за рахунок організації технології травмування аглоспека на палетах перед розвантаженням з удосконаленням процесу попереднього дроблення гарячого агломерату і з подальшою інтенсифікацією процесу його охолодження шляхом поєднання процесів охолодження, стабілізації та грохочення, а також за рахунок грохочення охолодженого агломерату з додробленням великих фракцій.

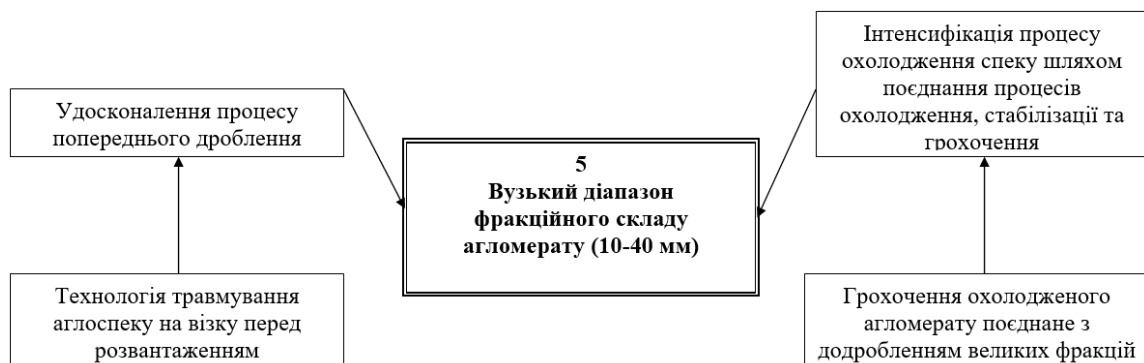


Рисунок 5 – П'ята цільова функція – «Вузький діапазон фракційного складу агломерату»

Для забезпечення виконання цільової функції 5 необхідна реконструкція та розробка нового

обладнання: створення дробарки вибіркового дроблення гарячого спеку, розробка механізму

травмування пирога аглоспека на основі вирівнювання швидкостей механізму і палет аглоленти, розробка охолоджувача – стабілізатора на основі важельно-лінійного механізму, розробка грохоту з дробильним дебаланс-ротором і неоднорідним полем траєкторій.

Шоста (6) цільова функція – «міцність агломерату» (рис. 6), сьома (7) цільова функція – «вміст в агломераті некондиційних фракцій» (рис. 7) і восьма (8) цільова функція – «відновлюваність» (рис. 8) тісно пов'язані між собою. Так, відомо, що легко-відновлюваний агломерат піддається сильнішому руйнуванню в процесі відновлювально-теплової обробки, а підвищена руйнівність такого агломерату може призвести до неможливості отримання ефекту від високої відновлюваності. Відновлюваність агломерату збільшується із зростанням у ньому кількості легко відновлюваних мінералів і зростанням сумарної поверхні пор, доступних газу-відновнику.

Міцний в процесі відновлення агломерат, що мало руйнується в доменній печі, повинен, крім того, мати високу температуру початку розм'якшення і вузький інтервал між цією температурою і

температурою розплавлення, оскільки висота зони розм'якшення має значний вплив на втрату напору, розподіл і використання газового потоку, а, відповідно, на витрату коксу і продуктивність доменної печі.

У міру збільшення вмісту закису заліза в агломераті кількість гематиту в його структурі зменшується, а кількість залізосилікатної фази збільшується. При цьому підвищується міцність агломерату, як у вихідному стані, так і в процесі його відновлення при одночасному зниженні відновлюваності. За даними японських дослідників, при збільшенні витрати коксової дрібниці в аглошихті на 10 кг/т агломерату вміст закису заліза в ньому зростає на 4 %, міцність при відновленні підвищується на 8 %, а відновлюваність знижується [35]. Для підвищення відновлюваності агломерату доцільно знизити вміст у ньому FeO (збільшення FeO на 1 % зменшує швидкість відновлення агломерату на 0,12 %/хв) і підвищувати вміст гематиту і фериту кальцію. За величиною основності не можна однозначно судити про відновлюваність агломерату. Вплив інших компонентів складу також неоднозначний.



Рисунок 6 – Шоста цільова функція – «Міцність агломерату»

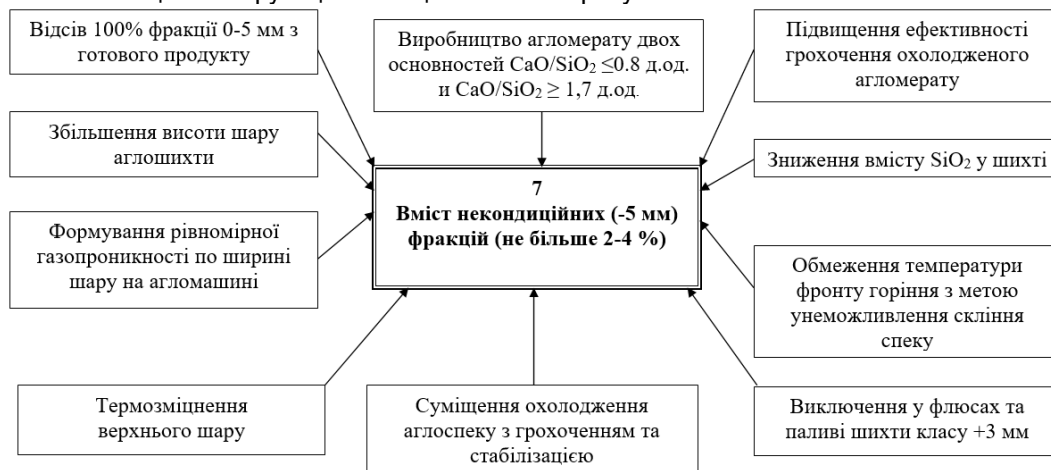


Рисунок 7 – Сьома цільова функція – «Вміст в агломераті некондиційних фракцій»



Рисунок 8 – Восьма цільова функція – «Відновлюваність агломерату»

Руйнування агломерату в доменній печі відбувається в результаті зміни структури агломерату в процесі відновлення і одночасного механічного руйнування під дією маси шихти [36]. Найвищий ступінь відновлення мали агломерати з низьким вмістом SiO_2 і FeO, при цьому відновлюваність у зоні кускових матеріалів доменної печі для агломерату з низьким вмістом SiO_2 і FeO також була вищою. У структурі агломерату після відновлення спостерігали велику кількість дрібнодисперсних металевих зерен, що утворилися з гематиту. Вважається, що наявність первинного гематиту в структурі агломерату і збільшення в ній кількості дрібних пор в процесі відновлення сприяють збільшенню його відновлюваності [34]. У структурі агломерату з низьким вмістом SiO_2 і FeO перед відновленням порівняно мало крупнозернистого магнетиту і пластинчастого фериту кальцію, переважають дрібнозернистий сферичний гематит, голчастий ферит кальцію і присутня досить багато дрібних пор, що, мабуть, сприяє збереженню міцності при відновленні [34].

На ДП № 2 заводу фірми «Nippon Steel» в Муро-рані, завдяки зменшенню вмісту в агломераті SiO_2 , досягли поліпшення показника високотемпературного відновлення. Таким чином встановили, що основність агломерату повинна бути в інтервалі 1,6-2,0, і що доцільно підвищувати в ньому вміст загального заліза і знижувати вміст Al_2O_3 . Підвищення загальної пористості агломерату сприяло підвищенню його відновлюваності. Також відзначено вплив на відновлюваність розподілу пор за розмірами і мінералогічного складу агломерату. На наступному етапі досліджень провели промислові випробування агломерату зі зниженою витратою на 1 т агломерату коксової дрібниці з метою зменшення вмісту в ньому FeO. В результаті випробувань при збереженні міцності агломерату підвищилася його відновлюваність, а в доменній печі було знижено питому витрату коксу до 324 кг/т чавуну при

збільшенні питомої продуктивності печі до 2,3 т/(добу·м³) [37].

При інтенсивній роботі доменних печей підвищення відновлюваності залізородної сировини не повинно супроводжуватися істотним зниженням її міцності в початковому стані і при відновленні. Це можливо досягти при вдосконаленні технології агломерації (спікання високоосновного агломерату у високому шарі, регулювання розподілу палива в аглошарах, термообробка спеку, подвійне дроблення і подвійне грохочення агломерату, оптимальний хімічний і мінералогічний склад та інші заходи).

Для забезпечення зростання цільових функцій 6-8 необхідна реконструкція та розробка нового обладнання: модернізація огрудувачів (грануляторів), реконструкція лотка-гладилки, розробка завантажувального пристрою аглошихти, розробка механізму травмування аглоспека на палетах з вирівнюванням швидкості палет і механізму травмування аглоспека, розробка грохота охолодженого агломерату, поєднаного з дробаркою великих фракцій, розробка обладнання для термообробки спека, розробка грохота пересівання звороту за класом -(2,5-3 мм), зміна конструкції сит грохотів з підвищенням їх апертури, грохоти тонкого грохочення або серію машин на стадії доведення концентрату в збагачувальному переділі, імовірнісні грохоти палива і вапна.

Висновки

Таким чином, показано, що вироблений на вітчизняних аглофабриках агломерат не відповідає вимогам доменної плавки до його металургійних характеристик, а техніко-економічні показники його виробництва далекі від оптимальних значень. Дослідниками і виробниками розроблені і, в більшості випадків, випробувані в промислових умовах технологічні заходи та обладнання, що дозволяють поліпшити техніко-економічні показники виробництва агломерату і його металургійні характеристики.

Для того, щоб успішно конкурувати, металургійним підприємствам в сучасних умовах необхідно знижувати собівартість продукції, що випускається, перш за все, за рахунок вдосконалення і впровадження у виробництво нових технологічних процесів і обладнання, зниження витрат паливно-енергетичних ресурсів на виробництво основних видів продукції.

Технологія доменної плавки в даний час вимагає, перш за все, випереджаючого підвищення якості коксу і агломерату. Додаткові витрати на це на коксохімічних і агломераційних підприємствах з лишком окупляться в доменному виробництві за рахунок зниження витрати коксу.

Перелік посилань

1. Exner, H.E., Arzt, E. (1990). Sintering Processes. In: Sōmiya, S., Moriyo-shi, Y. (eds) Sintering Key Papers. Springer, Dordrecht. https://doi.org/10.1007/978-94-009-0741-6_10.
2. Pahlevaninezhad, M., Emanmi, M.D., Panjepour, M. The effects of kinetic parameters on combustion characteristics in a sintering bed. *Energy*. 2014. Vol. 73. P. 160-176.
3. Ramos, M.V., Kasai, E. Numerical Simulation Model of the Iron Ore Sintering Process Directly Describing the Agglomeration Phenomenon of Granules in the Packed Bed. *The Iron and Steel Institute of Japan*. 2000, Vol. 40. No.5. P. 448-454.
4. Huang, X.X.; Fan, X.H.; Chen, X.L.; Zhao, X.Z.; Gan, M. Optimisation model of fuel distribution in materials bed of iron ore sintering process. *Ironmaking & Steelmaking*. 2018. Vol. 46. P. 1-7.
5. Influencing factor of sinter body strength and its effects on iron ore sintering indexes / G.-I. Zhang et al. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*. 2015. Vol. 22, no. 6. P. 553–561. URL: <https://doi.org/10.1007/s12613-015-1107-x>.
6. Effect of the catalyzing combustion of coke breeze on the energy saving in sinter process / D.-q. Zhu et al. *Journal of Central South University of Technology*. 2001. Vol. 8, no. 4. P. 234–238. URL: <https://doi.org/10.1007/s11771-001-0061-0>.
7. Combustion Rate of Coke in Quasi-particle at Iron Ore Sintering Process / K.-i. Ohno et al. *Tetsu-to-Hagane*. 2015. Vol. 101, no. 3. P. 184–189. URL: <https://doi.org/10.2355/tetsutohagane.101.184>.
8. Modelling the effect of sinter machine speed on bed temperature and coke combustion characteristics in iron ore sintering process / R. Seenivasan et al. *Ironmaking & Steelmaking*. 2021. Vol. 48, no. 6. P. 637–648. URL: <https://doi.org/10.1080/03019233.2021.1889893>.
9. Последние разработки в рамках средне- и долгосрочных проектов по сокращению выброса углекислого газа в аглодоменном производстве / К. Такеда, Т. Аньяшики, Т. Сато и др. // *Новости черной металлургии за рубежом*. – 2012. – №6. – С. 30-37.
10. Использование в составе агломерационной шихты гранулированного сырья, содержащего отходы коксохимического производства / В.П. Русских, В.Б. Семаков, Д.Е. Шапиро-Никитин и др. // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2014. – №3. – С. 8-12.
11. Blast Furnace Ironmaking Process Monitoring With Time-Constrained Global and Local Nonlinear Analytic Stationary Subspace Analysis / S. Lou et al. *IEEE Transactions on Industrial Informatics*. 2023. P. 1–14. URL: <https://doi.org/10.1109/tii.2023.3300414>.
12. Knowledge-Guided Data-Driven Decision-Making for Key Operational Variables in Sintering Processes / Y. Fang et al. *IECON 2023- 49th Annual Conference of the IEEE Industrial Electronics Society, Singapore, Singapore, 16–19 October 2023*. 2023. URL: <https://doi.org/10.1109/iecon51785.2023.10312256>.
13. Multi-objective optimization method of blast furnace operation performance indicators based on data and knowledge / D. Yan et al. 2023 35th Chinese Control and Decision Conference (CCDC), Yichang, China, 20–22 May 2023. 2023. URL: <https://doi.org/10.1109/ccdc58219.2023.10327629>.
14. Spatio-Temporal Graph Attention Network for Soft Sensor Modeling of Suspended Magnetization Roasting Process / Y. Yang et al. *IEEE Transactions on Instrumentation and Measurement*. 2023. P. 1. URL: <https://doi.org/10.1109/tim.2023.3334374>.
15. Zhang X., Kano M., Matsuzaki S. A comparative study of deep and shallow predictive techniques for hot metal temperature prediction in blast furnace ironmaking. *Computers & Chemical Engineering*. 2019. Vol. 130. P. 106575. URL: <https://doi.org/10.1016/j.compchemeng.2019.106575>.
16. Zhou H., Zhang H., Yang C. Hybrid-Model-Based Intelligent Optimization of Ironmaking Process. *IEEE Transactions on Industrial Electronics*. 2020. Vol. 67, no. 3. P. 2469–2479. URL: <https://doi.org/10.1109/tie.2019.2903770>.
17. Fernández-González D., Piñuela-Noval J., Verdeja L. F. Iron Ore Agglomeration Technologies. *Iron Ores and Iron Oxide Materials*. 2018. URL: <https://doi.org/10.5772/intechopen.72546>.
18. Итоговый документ V-го Международного конгресса доменщиков “Производство чугуна на рубеже столетий”. – Днепропетровск-Кривой Рог, 7-12 июня 1999. – 9 с.
19. Combustion behavior of granulated coke breeze in iron ore sintering / L. Xiong et al. *Powder Technology*. 2018. Vol. 340. P. 131–138. URL: <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2018.09.010>.
20. Kowalewski M., Współczesne metody przygotowania wsadu wielkopiecowego. – *Wiadomości hutnicze*. – 1978. – №8-9. – S. 277-282.
21. Засельский В.И., Пополов Д.В. Повышение качества агломерата и производительности агломашины путем подпрессовки шихты // *Бюллетень Черная металлургия ОАО “Черметинформация”*. – 2010. – №5. – С. 34-36.
22. Lovel R. R., Vining K. R., Dell'amico M. The Influence of Fuel Reactivity on Iron Ore Sintering. *The Iron and Steel Institute of Japan International*. 2009. Vol. 49, no. 2. P. 195–202. URL: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.49.195/>

23. Datta S.S., Das B.K., Balaji S.A., Das A. Process improvement in sintering by bed humidification. AISTech – Iron and Steel Technology Conference Proceedings. 2006, vol. 1, pp. 207-213.
24. Minimization methods for emissions generated from sinter strands: a review / N. Menad et al. Journal of Cleaner Production. 2006. Vol. 14, no. 8. P. 740–747. URL: <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2004.03.005>.
25. Mousa E. Modern blast furnace ironmaking technology: potentials to meet the demand of high hot metal production and lower energy consumption. Metallurgical and Materials Engineering. 2019. Vol. 25, no. 2. P. 69–104. URL: <https://doi.org/10.30544/414>.
26. He K., Wang L. A review of energy use and energy-efficient technologies for the iron and steel industry. Renewable and Sustainable Energy Reviews. 2017. Vol. 70. P. 1022–1039. URL: <https://doi.org/10.1016/j.rser.2016.12.007>.
27. Improved Iron-Ore Sinter for Blast Furnaces / F.M. Zhuravlev, V.P. Lyalyuk, D.A. Kassim, I.A. Lyakhova, E.V. Chuprinov // Steel in Translation. – 2015. – №4. – P. 270-274.
28. Technology of receiving fluxed iron material for blast furnace with the raised content of iron, combining the best metallurgical characteristics of sinter and pellets / Chuprinov Ye. V., Zhuravlev F. M., Rekov Yu.V., Kassim D. O., Liakhova I. A. // In «Findings of modern engineering research and developments : Scientific monograph». Riga, Latvia : «Baltija Publishing», 2022. 554 p. (pp. 480-495). <https://doi.org/10.30525/978-9934-26-207-4-18>
29. Анализ работы доменных печей ОАО ДМЗ им. Петровского на железорудной шихте различного состава / В.А. Петренко, В.В. Бочка, В.В. Котов и др. // Металл и литьё Украины. – 2003. – № 5. – С. 25.
30. Сулименко С.Е., Игнатов Н.В., Пугач Н.Е. Новая технология производства гибридного окускованного железорудного сырья // Металл и литьё Украины. – 2003. – № 5. – С. 31.
31. Bika D. G., Gentzler M., Michaels J. N. Mechanical properties of agglomerates. Powder Technology. 2001. Vol. 117, no. 1-2. P. 98–112. URL: [https://doi.org/10.1016/s0032-5910\(01\)00318-7](https://doi.org/10.1016/s0032-5910(01)00318-7).
32. Comparison of the Mineralogy of Iron Ore Sinters Using a Range of Techniques / T. Honeyands et al. Minerals. 2019. Vol. 9, no. 6. P. 333. URL: <https://doi.org/10.3390/min9060333>.
33. Saveliev S. G., Kondratenko M. M. Investigation of the influence of lime content in the charge and its quality on the sintering process of iron ore raw materials. IOP Conference Series: Earth and Environmental Science. 2023. Vol. 1254, no. 1. P. 012001. URL: <https://doi.org/10.1088/1755-1315/1254/1/012001>.
34. Possibility of Increasing the Efficiency of Blast Furnace Smelting Depending on the Operating Conditions of Blast Furnaces / V.P. Lyaluk, A.K. Tarakanov, E.V. Chuprinov, F.M. Zhuravlev, D.A. Kassim, E.E. Donskov // Steel in Translation. – 2021. – №11. – P. 795-804. <https://doi.org/10.3103/S0967091221110085>.
35. Lu L., Ishiyama O. Recent advances in iron ore sintering. Mineral Processing and Extractive Metallurgy. 2016. Vol. 125, no. 3. P. 132–139. URL: <https://doi.org/10.1080/03719553.2016.1165500>.
36. Study on the interaction behaviour between lump and sinter under the condition of oxygen blast furnace / L. Chen et al. Ironmaking & Steelmaking. 2016. Vol. 43, no. 6. P. 458–464. URL: <https://doi.org/10.1080/03019233.2015.1104074>.
37. Quality improvement of sintered ores in relation to blast furnace operation / K. Higuchi, Y. Takamoto, T. Orimoto et al. // Shinnittetsu Giho. – 2006. – №384. – С. 33-37.

References

1. Exner, H. E., Arzt, E. (1990). *Sintering Processes. Sintering Key Papers. Springer, Dordrecht*. https://doi.org/10.1007/978-94-009-0741-6_10.
2. Pahlevaninezhad, M., Emanmi, M. D. & Panjepour, M. (2014). The effects of kinetic parameters on combustion characteristics in a sintering bed. Energy, 73, 160-176.
3. Ramos, M. V., & Kasai, E. (2000). Numerical Simulation Model of the Iron Ore Sintering Process Directly Describing the Agglomeration Phenomenon of Granules in the Packed Bed. The Iron and Steel Institute of Japan, 40(5), 448-454.
4. Huang, X. X., Fan, X. H., Chen, X. L., Zhao, X. Z., & Gan, M. (2018). Optimisation model of fuel distribution in materials bed of iron ore sintering process. Ironmaking & Steelmaking, 46, 1-7.
5. Zhang, G.-I. et al. (2015). Influencing factor of sinter body strength and its effects on iron ore sin-tering indexes. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 22(6), 553-561. <https://doi.org/10.1007/s12613-015-1107-x>.
6. Zhu D.-q. et al. (2001). Effect of the catalyzing combustion of coke breeze on the energy saving in sinter process. *Journal of Central South University of Technology*, 8(4), 234-238. <https://doi.org/10.1007/s11771-001-0061-0>.
7. Ohno, K.-i. et al. Combustion Rate of Coke in Quasi-particle at Iron Ore Sintering Process. *Tetsu-to-Hagane*, 101(3), 184-189. <https://doi.org/10.2355/tetsutohagane.101.184>.
8. Seenivasan, R. et al. (2021). Modelling the effect of sinter machine speed on bed temperature and coke combustion characteristics in iron ore sintering process. *Ironmaking & Steelmaking*, 48(6), 637-648. <https://doi.org/10.1080/03019233.2021.1889893>.
9. Takeda, K., Anyashiki, T. et al. (2012). Novosti chernoj metallurgii za rubezhom, 6, 30-37.
10. Russkih, V. P. Semakov, V. B. Shapiro-Nikitin, D. E. et al. (2014). Ispolzovanie v sostave aglomeracionnoj shipty granulirovannogo syrya, sodержashhego othody koksohimicheskogo proizvodstva. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost*, 3, 8-12.
11. Lou, S. et al. (2023). Blast Furnace Ironmaking Process Monitoring With Time-Constrained Global and Local Nonlinear Analytic Stationary Subspace Analysis. *IEEE Transactions on Industrial Informatics*. 1-14. <https://doi.org/10.1109/tii.2023.3300414>.
12. Fang, Y. et al. (16–19 October 2023). Knowledge-Guided Data-Driven Decision-Making for Key Operational Variables in Sintering Processes. IECON, 49th Annual Conference of the IEEE Industrial Electronics Society, Singapore, Singapore. <https://doi.org/10.1109/iecon51785.2023.10312256>.
13. Yan, D. et al. (20–22 May 2023). Multi-objective optimization method of blast furnace operation performance indicators based on data and knowledge, 35th Chinese Control and Decision Conference (CCDC), Yichang, China., <https://doi.org/10.1109/ccdc58219.2023.10327629>.

14. Yang, Y. et al. (2023). Spatio-Temporal Graph Attention Network for Soft Sensor Modeling of Suspended Magnetization Roasting Process. *IEEE Transactions on Instrumentation and Measurement*, P. 1. URL: <https://doi.org/10.1109/tim.2023.3334374>.
15. Zhang, X., Kano, M., & Matsuzaki, S. A (2019). comparative study of deep and shallow predictive techniques for hot metal temperature prediction in blast furnace ironmaking. *Computers & Chemical Engineering*, 130, 106575. <https://doi.org/10.1016/j.compchemeng.2019.106575>.
16. Zhou, H., Zhang, H., & Yang, C. (2020). Hybrid-Model-Based Intelligent Optimization of Ironmaking Process. *IEEE Transactions on Industrial Electronics*, 67(3), 2469-2479. <https://doi.org/10.1109/tie.2019.2903770>.
17. Fernández-González, D., Piñuela-Noval, J., & Verdeja, L. F. Iron Ore Agglomeration Technologies. *Iron Ores and Iron Oxide Materials*. 2018. <https://doi.org/10.5772/intechopen.72546>.
18. (7-12 iyunya 1999). Itogovyj dokument V-go Mezhdunarodnogo kongressa domenshikov "Proizvodstvo chuguna na rubezhe stoletij". 9 p
19. Xiong, L. (2018). Combustion behavior of granulated coke breeze in iron ore sintering. *Powder Technology*, 340, 131-138. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2018.09.010>.
20. Kowalewski, M. (1978). Wspolczesne metody przygotowania wsadu wielkopiecowego. *Wiadomości hutnicze*, (8-9), 277-282.
21. Zaselskij, V. I., & Popolov, D. V. (2010). Povyshenie kachestva aglomerata i proizvoditelnosti aglomashiny putem podpressovki shihty. *Bulletin Chernaya metallurgiya OAO "Chermetinformaciya"*, (5), 34-36.
22. Lovel, R. R., Vining, K. R., & Dell'amico, M. (2009). The Influence of Fuel Reactivity on Iron Ore Sintering. *The Iron and Steel Institute of Japan International*, 49(2), 195-202. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.49.195/>
23. Datta, S. S., Das, B. K., Balaji, S. A., & Das A. (2006). Process improvement in sintering by bed humidification. *AISTech – Iron and Steel Technology Conference Proceedings*, 1, 207-213.
24. Menad, N. et al. (2006). Minimization methods for emissions generated from sinter strands: a review. *Journal of Cleaner Production*, 14(8), 740-747. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2004.03.005>.
25. Mousa, E. (2019). Modern blast furnace ironmaking technology: potentials to meet the demand of high hot metal production and lower energy consumption. *Metallurgical and Materials Engineering*, 25(2), 69–104. <https://doi.org/10.30544/414>.
26. He, K., Wang, L. (2017). A review of energy use and energy-efficient technologies for the iron and steel industry. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 70, 1022-1039. <https://doi.org/10.1016/j.rser.2016.12.007>.
27. Zhuravlev, F. M. Lyalyuk, V. P. Kassim, D. A. Lyakhova, I. A., & Chuprinov, E. V. (2015). Improved Iron-Ore Sinter for Blast Furnaces. *Steel in Translation*, (4), 270-274.
28. Chuprynov, Ye. V., Zhuravlev, F. M., Rekov, Yu. V., Kassim, D. O., & Liakhova, I. A. (2022). *Technology of receiving fluxed iron material for blast furnace with the raised content of iron, combining the best metallurgical characteristics of sinter and pellets. Findings of modern engineering research and developments*. Scientific monograph. 'Baltija Publishing. <https://doi.org/10.30525/978-9934-26-207-4-18>.
29. Petrenko, V. A. Bochka, V. V. & Kotov, V. V. (2003) Petrovskogo na zhelezorudnoj shihtie razlichnogo sostava. *Metall i lityo Ukrainy*, (5), 25.
30. Sulimenko, S. E., Ignatov, N. V., & Pugach, N. E. (2003). Novaya tehnologiya proizvodstva gibridnogo okuskovanogo zhelezorudnogo syrya. *Metall i lityo Ukrainy*, (5), 31.
31. Bika, D. G., Gentzler, M., & Michaels, J. N. (2001). Mechanical properties of agglomerates. *Powder Technology*, 117(1-2), 98-112. [https://doi.org/10.1016/s0032-5910\(01\)00318-7](https://doi.org/10.1016/s0032-5910(01)00318-7).
32. Honeyands, T. et al. (2019). Comparison of the Mineralogy of Iron Ore Sinters Using a Range of Techniques Minerals. 9(6), 333. <https://doi.org/10.3390/min9060333>.
33. Saveliev, S. G., & Kondratenko, M. M. (2023). Investigation of the influence of lime content in the charge and its quality on the sintering process of iron ore raw materials. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 1254(1). 012001. <https://doi.org/10.1088/1755-1315/1254/1/012001>.
34. Lyaluk, V. P., Tarakanov, A. K., Chuprinov, E. V., Zhuravlev, F. M., Kassim, E. E., & Donskov D. A. (2021). Possibility of Increasing the Efficiency of Blast Furnace Smelting Depending on the Operating Conditions of Blast Furnaces. *Steel in Translation*, 11, 795-804. <https://doi.org/10.3103/S0967091221110085>.
35. Lu, L., & Ishiyama, O. (2016). Recent advances in iron ore sintering. *Mineral Processing and Extractive Metallurgy*, 125(3), 132-139. <https://doi.org/10.1080/03719553.2016.1165500>.
36. Chen, L. et al (2016). Study on the interaction behaviour between lump and sinter under the condition of oxygen blast furnace. *Ironmaking & Steelmaking*, 43(6), 458-464. <https://doi.org/10.1080/03019233.2015.1104074>.
37. Higuchi, K., Takamoto, Y., & Orimoto T. et al. (2006). Quality improvement of sintered ores in relation to blast furnace operation. *Shinnittetsu Giho*, 384, 33-37.

Надіслано до редакції / Received: 26.02.2025

Прийнято до друку / Accepted: 30.05.2025

Медведєв М. І., Бобух О. С., Красюк А.В., Ниткін Ю.В., Квак Б.І.

Математичне моделювання процесу пресування труб із використанням пакету QForm

Medvediev M.I., Bobukh O.S., Krasiuk A.V., Nytkin Yu.V., Kvak B.I.

Mathematical modeling of the pipe pressing process using the QForm package

Анотація. Мета роботи. Створення математичної моделі процесу гарячого пресування труб, розробка та вдосконалення технології та конструкції технологічного інструменту шляхом визначення залежностей між температурно-деформаційними та пластичними характеристиками металу в умовах інтенсивної пластичної деформації. **Методика досліджень.** В основу математичної моделі покладена система рівнянь, що включає рівняння рівноваги, рівняння зв'язку між полем швидкостей матеріальних точок і швидкостей деформацій, рівняння зв'язку між напруженням і деформованим станом, умова несжимаемости, критерій пластичності, рівняння енергетичного. Опір деформації матеріалу заготівлі вважається залежним від накопиченої деформації, поточної швидкості деформації та температури. **Результати.** Моделювання процесу пресування труб проведено для сталей аустенітного класу 12X18H10T та феритного класу 12x13 для труб розмірами 45x4.0-5.0 мм, 88,9x6,45 мм, 114x6,88 мм та 219x 7.0-8. У даній моделі використовували закон тертя Леванова А.Н., за яким коефіцієнт тертя на поверхні метал-інструмент знаходиться в межах 0,015-0,02. Перевірка адекватності моделі проведена за геометричними параметрами пресованих виробів (труб 45x4,5 мм і сили пресування для труб розмірами 45x4.0-5.0 мм, 114x6,88 мм і 219x 7.0-8.0 мм. Аналіз результатів моделювання процесу, швидкість закінчення, нормальні та дотичні напруження. **Наукова новизна.** Вперше отримані дані розподілу температури, ступеня та швидкості деформації, нормальних та дотичних напружень в осередку деформації при пресуванні труб з використанням методу кінцевих елементів, що відрізняється урахуванням експериментально визначених реологічних властивостей сталей та комплексного обліку закономірностей та особливостей пружно-пластичного, теплового та кінемату. **Практична значимість.** Використання отриманих даних дозволяє визначити раціональні температурно-деформаційні та швидкісні параметри пресування труб, що забезпечують мінімізацію ймовірності утворення дефектів на поверхні виробів.

Ключові слова. Пресування, деформація, моделювання, труба, нержавіюча сталь, напруження.

Abstract. Purpose of the work. Creation of a mathematical model of the process of hot pressing of pipes, development and improvement of the technology and design of the technological tool by determining the dependencies between the temperature-deformation and plastic characteristics of the metal under conditions of intensive plastic deformation. **Research methodology.** The mathematical model is based on a system of equations, which includes the equilibrium equation, the equation of connection between the velocity field of material points and deformation rates, the equation of connection between the stressed and deformed state, the incompressibility condition, the plasticity criterion, the energy equation. The resistance to deformation of the workpiece material is considered to depend on the accumulated deformation, the current deformation rate and temperature. **Results.** The modeling of the pipe pressing process was carried out for steels of austenitic class 12X18N10T and ferritic class 12x13 for pipes with dimensions of 45x4.0-5.0 mm, 88.9x6.45 mm, 114x6.88 mm and 219x 7.0-8. This model used the friction law of Levanov A.N., according to which the coefficient of friction on the metal-tool surface is within 0.015-0.02. The adequacy of the model was checked using the geometric parameters of the pressed products (pipes 45x4.5 mm and pressing forces for pipes with dimensions 45x4.0-5.0 mm, 114x6.88 mm and 219x 7.0-8.0 mm. Analysis of the results of the process modeling, completion speed, normal and tangential stresses. **Scientific novelty.** For the first time, data on the distribution of temperature, degree and rate of deformation, normal and tangential stresses in the deformation center during pipe pressing were obtained using the finite element method, which is distinguished by taking into account experimentally determined rheological properties of steels and comprehensive accounting of the regularities and features of elastic-plastic, thermal and kinematics. **Practical significance.** The use of the obtained data allows us to determine rational temperature-deformation and speed parameters for pressing pipes, which ensure the minimization of the probability of defects on the surface of the products.

Key words. Pressing, deformation, modeling, pipe, stainless steel, stress.

Введення. В даний час найбільш ефективним, а часто і єдино можливим, способом виробництва труб з корозійностійких сталей і низько пластичних матеріалів є процес гарячого пресування на горизонтальних гідравлічних пресах [1-5]. При розробці технології пресування труб із різних сталей та сплавів незмінно доводиться вирішувати питання

вибору оптимальних температурно-деформаційних параметрів, що дозволяють вести процес без порушення суцільності металу. Існуючі в даний час методи розрахунку температурно-деформаційних параметрів, що визначаються на основі механічних випробувань [6-8], а не опору деформації з урахуванням охолодження металу за час транспортних

© Medvediev M.I. – Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine
Bobukh O.S. – Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine
Krasiuk A.V. – Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine
Nytkin Yu.V. – Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine
Kvak B.I. – Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine



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

операцій, не моделюють схему напруженого стану процесу пресування труб і не дозволяють достовірно прогнозувати поведінку металу в процесі деформації. Використаних у цій роботі, є математичне моделювання засноване на методі кінцевих елементів, а саме програмного продукту QForm [11,12]

QForm (опис програмного продукту)

Програма QForm призначена для математичного моделювання методом кінцевих елементів технологічних процесів обробки металів тиском з урахуванням термомеханічних процесів нагрівання та охолодження металу, у тому числі, в процесі деформації, а також взаємодії заготовівлі, що деформується, з технологічним інструментом. [11,12].

Математичне моделювання здійснюється на основі методу кінцевих елементів і системи рівнянь, що включає рівняння рівноваги, рівняння зв'язку між полем швидкостей матеріальних точок та швидкостей деформацій, рівняння зв'язку між напруженим та деформованим станом, умова стискання, критерій пластичності, рівняння енергетичного. Реологічні властивості матеріалу заготовівлі залежать від накопиченої деформації, швидкості деформації та температури та задається таблично або у

вигляді формули [11]. Матеріал вважається ізотропним та ізотропно зміцнюваним. Тертя на контакті між інструментом та заготовівлею враховується моделями тертя Зібеля, Леванова [13], Кулона

Методика досліджень.

Створення математичної моделі процесу пресування труб.

Геометрія елементів математичної моделі

Початкова задача при створенні математичної моделі будь-якого процесу обробки металів тиском полягає у створенні геометрії деформуючого інструменту та деформованого матеріалу.

Для виконання поставленої задачі математичну модель процесу пресування представили з 5 компонентів (4 відносяться до інструменту та заготовівлі) рис 1 – 5 (на малюнках зображені елементи, які використовуються при створенні математичної моделі для отримання труб розміром 45х4 мм).

Для матричних кілець при пресуванні труб розмірами 45х4 мм, 45х4,5 мм, 88,9х6,45 мм, 114,3х6,88 мм та 219х7-8 мм, використовували основні розміри пресового інструменту фірми SMS MEER.

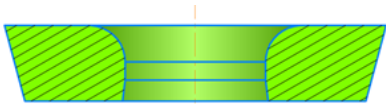


Рис.1. -Калібрування матричного кільця.

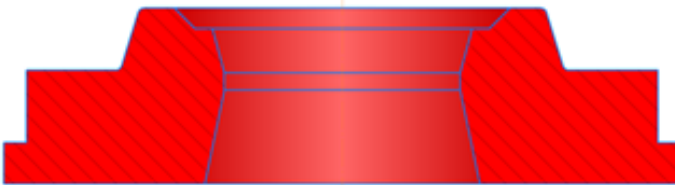


Рис.2 -геометрія матрицетримача.

Матрицетримач вибирали щодо діаметра контейнера. Для труб розмірами 45х4-5,0 мм, 45х4,5 мм, 88,9х6,45 мм, 114,3х6,88 мм, 219х7,0-8,0 мм -

використовували основні розміри матрицеутримувачів пресів фірми SMS MEER

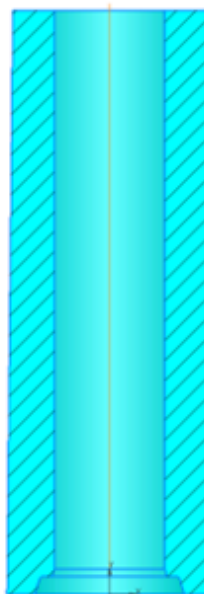


Рис.3-Геометрія контейнера

При математичному моделюванні процесу пресування достатньо геометрії внутрішньої втулки контейнера (надалі "контейнер").

Для труб розмірами 45х4,0-5,0 мм, 88,9х6,45 мм, 114,3х6,88 мм та 219х7,0-8,0 мм-основні розміри контейнерів пресів фірми SMS MEER.

У даній математичній моделі голка та прес штемпель об'єднані в один інструмент, що деформує (надалі "голка").

Геометричні розміри заготовок під час пресування труб кожного типорозміру визначали для кожного контейнера з урахуванням зазору між внутрішньою втулкою та зовнішнім діаметром заготовки.

На рис.6 представлена схема пресування труб (рис. 6 а) та схема її реалізації в програмному продукті (ПП) QForm (рис. 6 б).

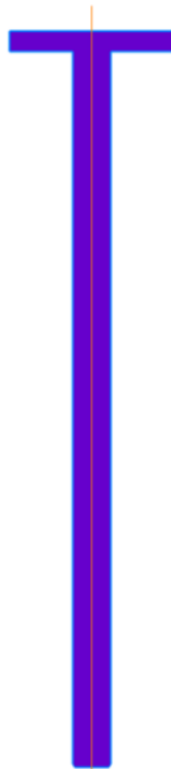


Рис.4 -геометрія голки



Рис.5 -геометрія заготівлі (гільзи).

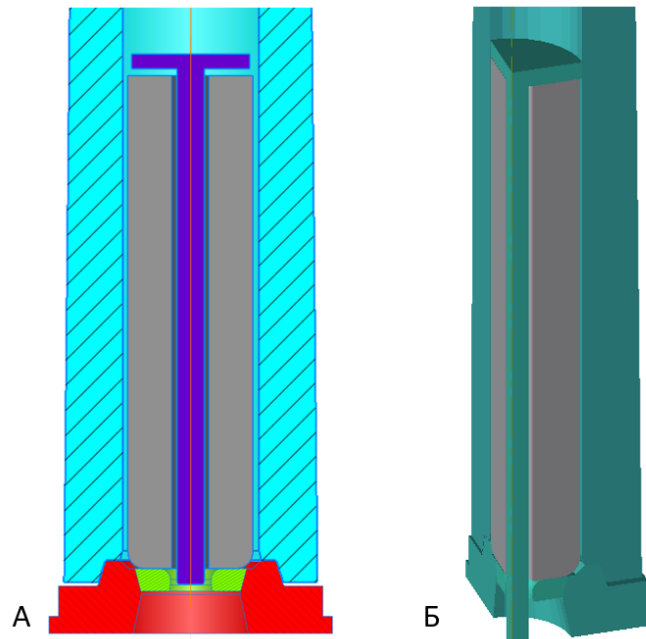
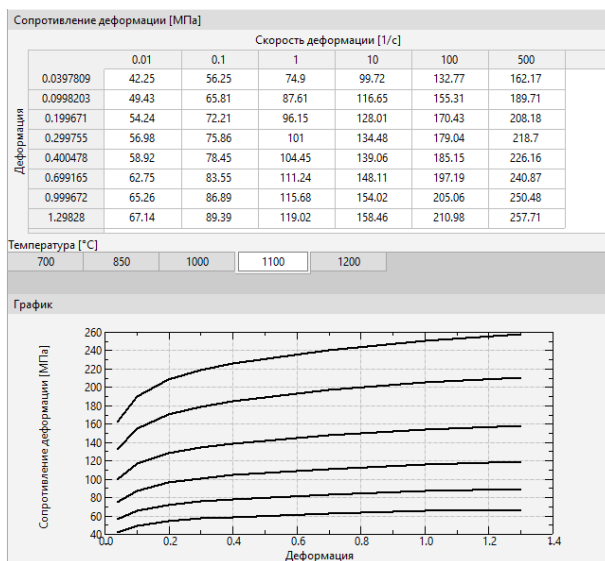


Рис.6 – Схема процесу пресування труб (а) та її відображення у ПП QForm (б)

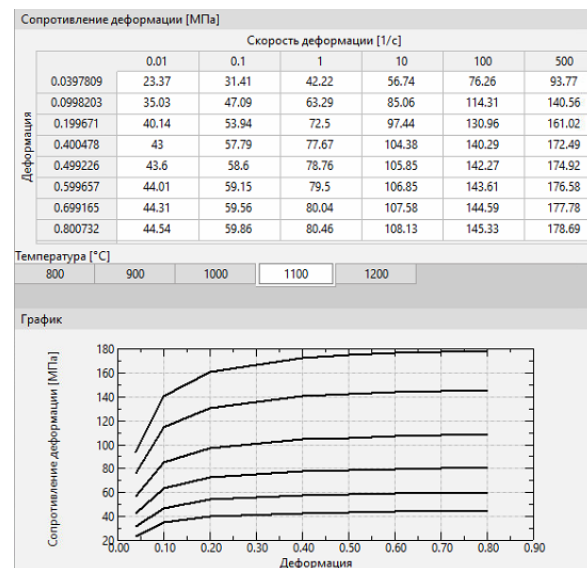
2. Властивості матеріалу, що деформується (параметри заготівлі)

Моделювання процесу пресування труб проводили на наступних матеріалах 12X18H10T та 12X13.

Для матеріалів 12X18H10T (рисунок 7, а) та 12X13 (рисунок 7, б) опір деформації вводилося в табличному вигляді залежно від температури, ступеня та швидкості деформації [14].



а)



б)

Рис. 7 – Характеристики марок сталей: а – 12X18H10T, б – 12X13

Крім опору деформації моделі враховували такі властивості металу: щільність, теплопровідність, теплоємність, модуль Юнга.

Для кожного з розглянутих режимів деформації задавалася початкова температура металу та інструменту згідно з рекомендаціями роботи [5]

3. Параметри інструмента

У математичних моделях для інструменту було обрано марку сталі – 4X5MΦC.

Матриця, матрицеутримувач та контейнер були жорстко закріплені (не мали можливості переміщення).

Швидкість переміщення голки кожного математичного моделювання приймали відповідно до рекомендаціями работ[2,3]

Для деформуючого інструменту задавалася наступна первісна температура:

матриця 200С ;

матрицетримач 50 °С;

контейнер 3500С :
голка 250 °С.

4. Параметри розрахунку

При дискретизації середовища реальний безперервний об'єкт замінювали об'єднанням кінцевої множини малих за розміром областей (кінцевих

елементів), у кожній з яких функцію апроксимували поліномами низьких ступенів. Кінцеві елементи взаємодіють між собою в обмеженій кількості точок, званих вузлами КЕ, і відрізняються розмірністю, геометричною формою та ступенем апроксимації.

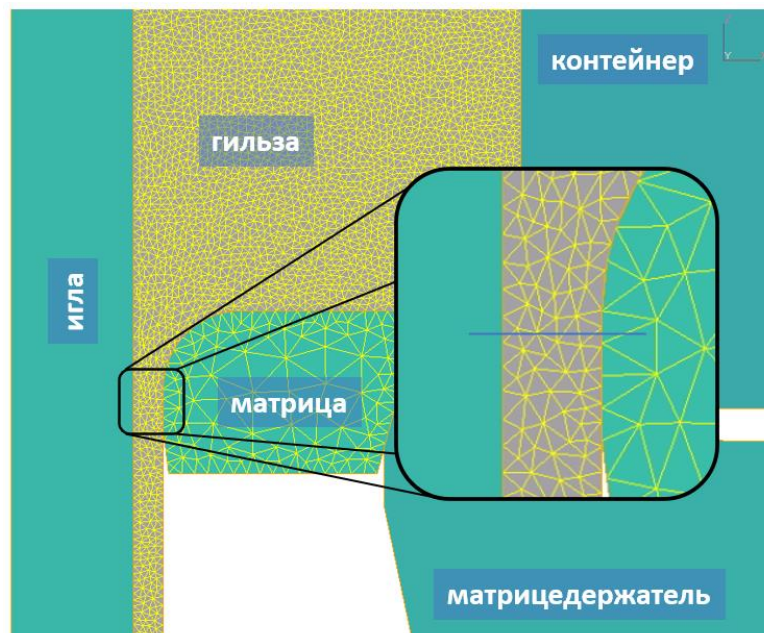


Рис. 8 – Розбивка гільзи на кінцеві елементи

З даних, наведених малюнку 8 слід, що у поперечному переріз вогнища деформації перебувають приблизно 6 КЕ. Подальше збільшення їх кількості не призведе до отримання точніших результатів.

5 Основні параметри для моделювання процесу пресування труб

№	Розмір труби, мм	Марка сталі	Діаметри, мм			Гільза, мм			Швидкість прес-ня, мм/с	Тем-ра, °С	Коеф-нт витяжки
			матриці	голки	контейнера, мм	D	$D_{вн}$	L			
1	45x4	08X18H10T	46,1	37,4	156	152	45	565	140	1150	33,61
2	45x4,5	08X18H10T	46,1	36,4	156	152	45	637	140	1150	28,46
3	88,9x6,45	12X13	91,12	76,2	195	191	84	894	180	1150	14,43
4	114,3x6,88	12X13	117,6	101	266	259	112	736	190	1140	19,30
5	219x7	12X18H10T	224,48	208,2	372	366	220	1092	180	1160	14,83
6	219x8	12X18H10T	224,48	206,4	372	366	220	915	190	1160	13,44
7	273x8	12X18H10T	279,82	261	372	366	270	1299	250	1160	8,12
8	273x9	12X18H10T	279,82	259,2	372	366	270	1160	250	1160	7,28

6. Тертя на контакті метал-інструмент .

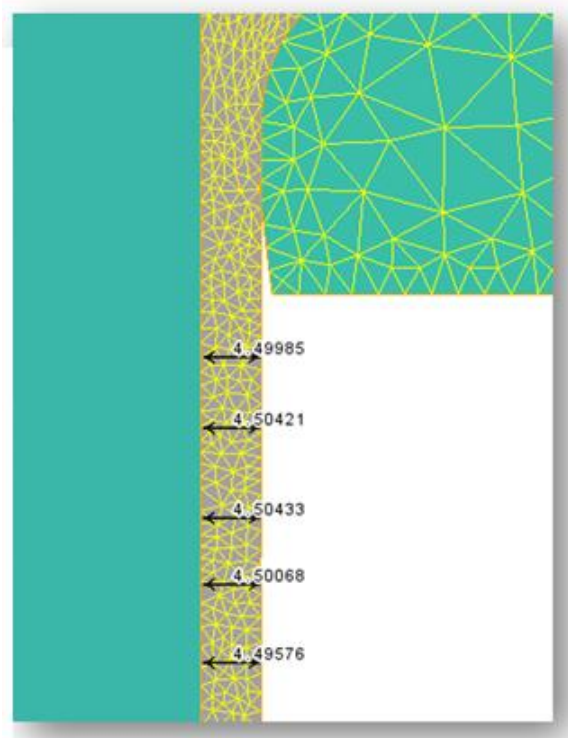
У цій моделі на поверхні метал-інструмент використовували закон тертя Леванова, яким фактор тертя (коефіцієнт тертя) перебуває у діапазоні значень 0,015-0,02 [13].

Перевірка адекватності математичної моделі .

Для перевірки адекватності математичної моделі процесів обробки металів тиском використані геометричні параметри виробу, що одержується, і сила, що виникає при деформації.

1 За геометрією виробу (труби) після процесу пресування .

На рис . 9 наведено виміри товщини стінки труби 45x4,0 мм.

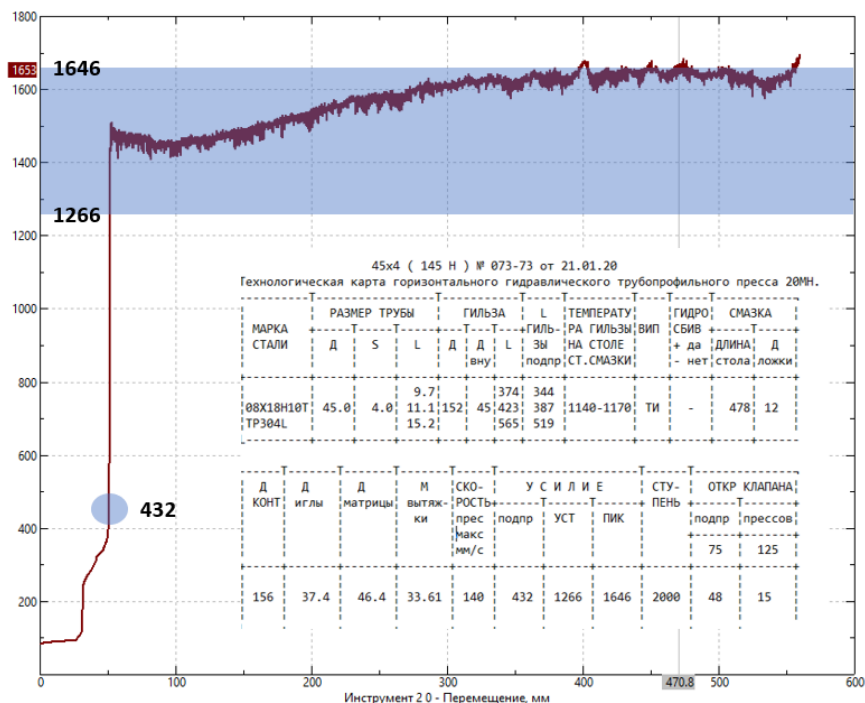


Мал. 9 – Товщина стінки труби 45x4 мм у ПП QForm .

У всіх аналізованих маршрутах пресування труб відхилення за геометричними параметрами не перевищило 1,5%, що підтверджує адекватність моделі.

2. За силою пресування .

Инструмент 2.0 - Усилие, тс



В.

Рис. 10 – Графік розподілу сили пресування залежно від переміщення голки для труби 45x4 мм

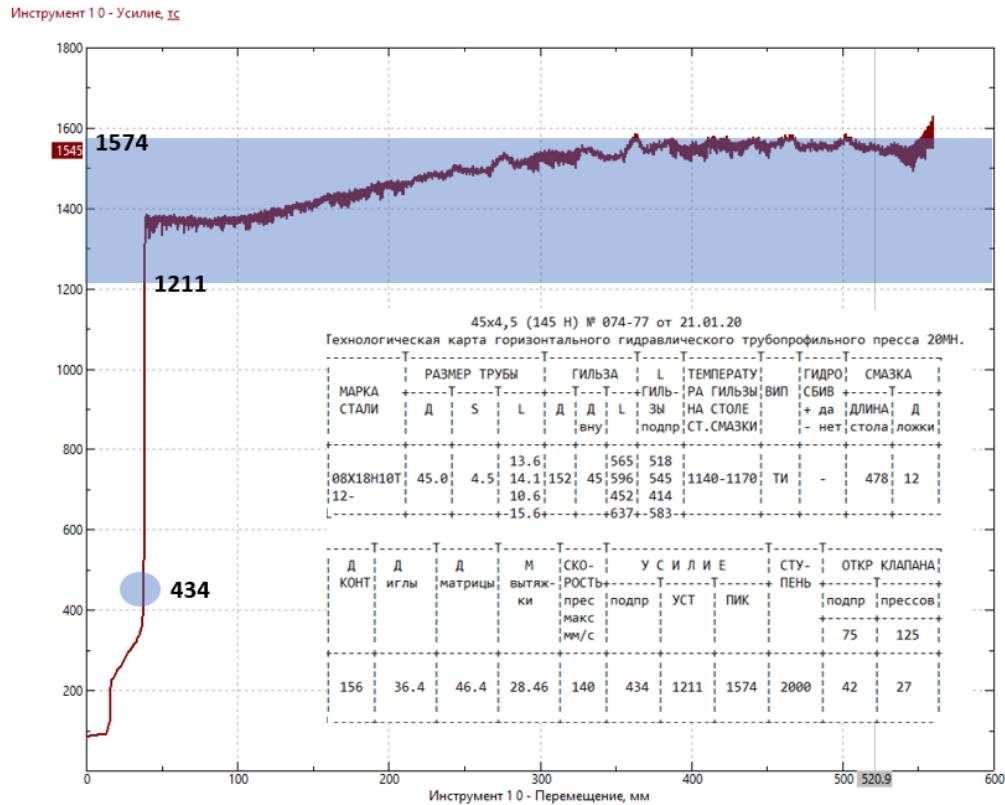


Рис. 11 – Графік розподілу сили пресування залежно від переміщення голки для труби 45x4,5 мм

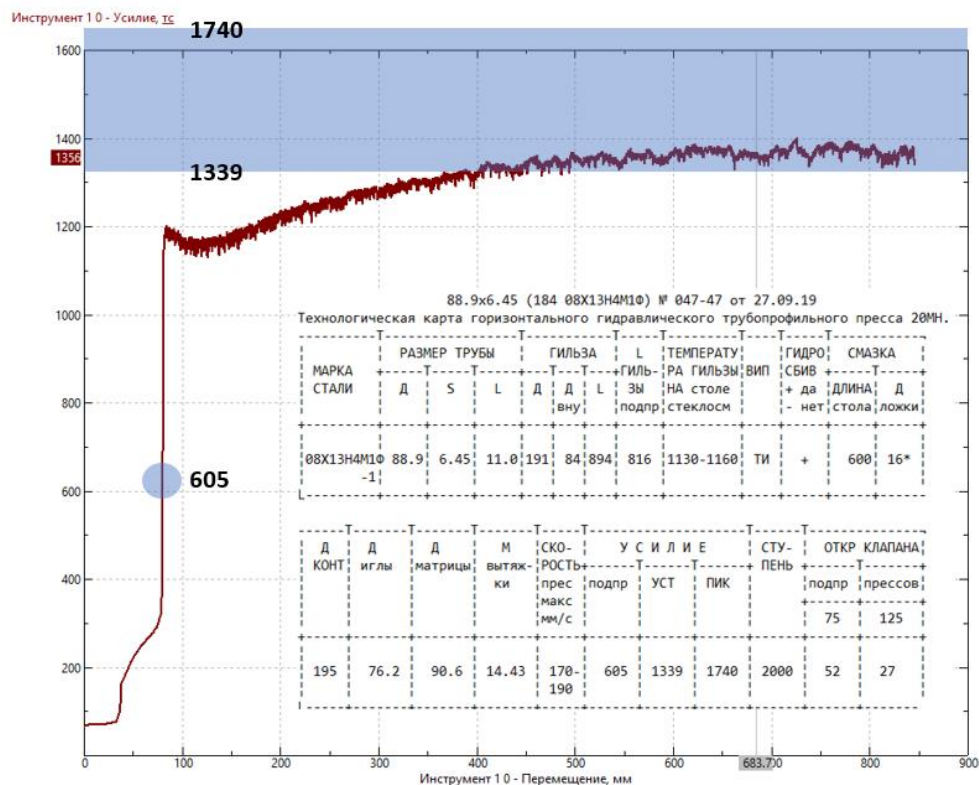


Рис. 12 – Графік розподілу сили пресування, залежно від переміщення голки для труби. 88,9 х 6, 45 мм

На рисунках 10, 11 та 12 представлені графіки сили пресування для труб розмірами 45x4, 45x4,5 та 88,9x6,45 мм відповідно, на які накладені діапазони сил у технологічних картах. Як впливає із

графічних залежностей рис. 10-12 розрахункові дані сил пресування знаходяться в діапазоні сил, наведених у технологічних картах, що свідчить про адекватність представленої моделі. Зростання сил

у стадії процесу пресування пов'язані з превалюючим впливом охолодження заготовівлі над деформаційним розігрівом з допомогою роботи деформації.

Аналогічна картина має місце і для труб розмірами 114,3х6,88 мм, 219х7 мм, 219х8 мм, на які накладені діапазони пікових сил і сил пресування в процесі, наведені в технологічних картах. При цьому розрахункові дані сил пресування як пікових,

так і встановилися практично знаходяться в діапазоні сил, наведених в технологічних картах, що свідчить про адекватність представленої моделі. Зростання сил у стадії процесу для труб 114х6,88 мм зі сталі феритного класу дуже незначне і пов'язане з превалюючим впливом охолодження заготовок порівняно з деформаційним розігрівом

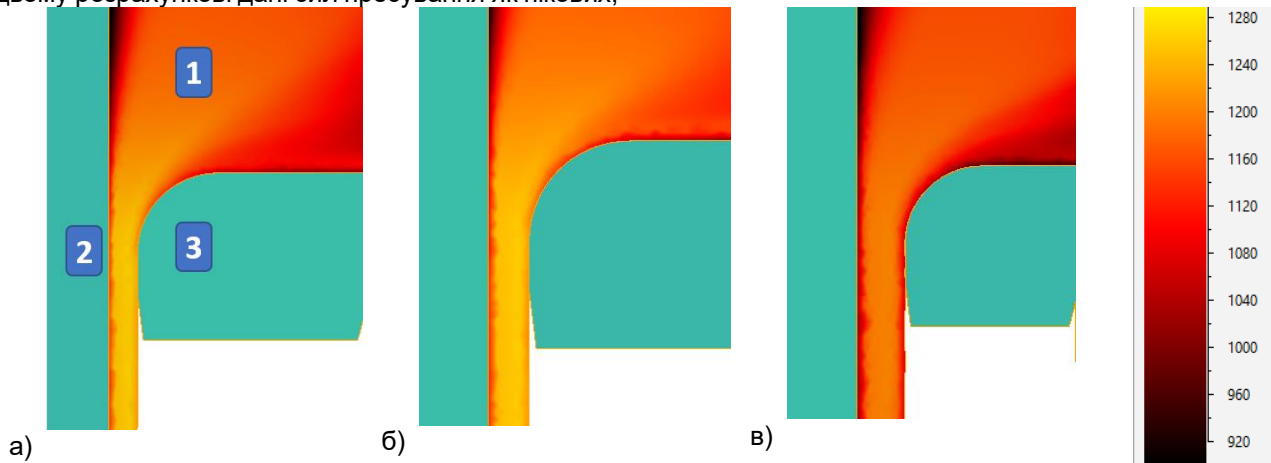


Рис. 13. Температура металу в осередку деформації при моделюванні пресування труб розмірами: а – 45х4 мм; б - 45х4, 5 мм; в - 88,9 х6, 45 мм (де: 1 - гільза, 2 - голка, 3 - матриця).

4 Аналіз отриманих даних.

Для дослідження процесу пресування вибрали такі характеристики:

- температура металу;
- середня напруга;
- швидкість деформації;
- швидкість закінчення металу;
- нормальні та дотичні напруги.

1. Температура металу .

На рис. 13 представлено розподіл температури ($^{\circ}\text{C}$) по осередку деформації на прикладі моделювання процесу пресування труб розмірами 45х4 мм, 45х4,5 мм та 88,9х6,45 мм.

Як впливає з даних, наведених на рис. 13 температура металу в осередку деформації досягає

свого максимуму в його вихідному перерізі. При цьому максимальні значення температури характерні для труб, що пресуються з більш високими значеннями коефіцієнта витяжки і відповідно більш високим деформаційним розігрівом металу, що може призводити до утворення поверхневих дефектів внаслідок оплавлення меж зерен деформованого металу [5] .

2 . Середня напруга

На рис. 14 представлено розподіл середньої напруги (МПа) в металі при моделюванні процесу пресування труб 45х4 мм, 45х4,5 мм і 88,9х6,45 мм відповідно.

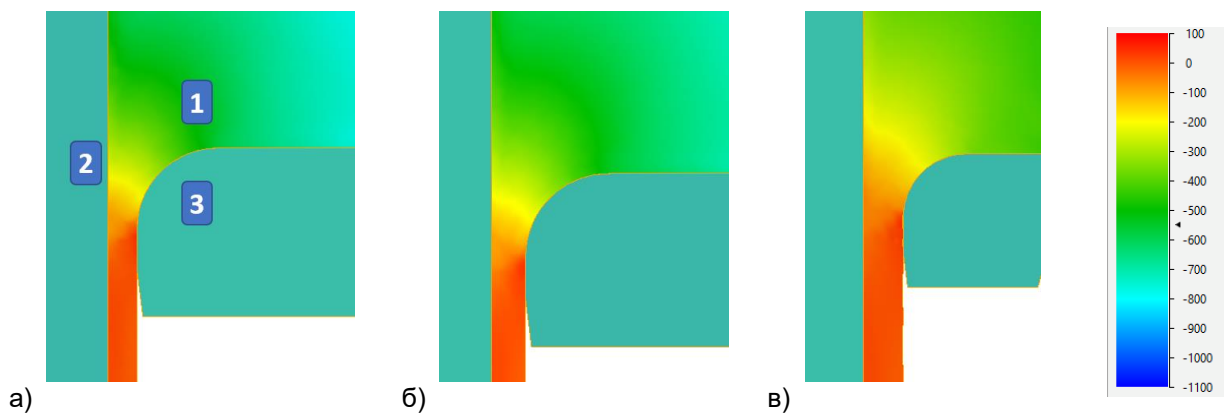


Рис. 14 . розподіл середньої напруги в осередку деформації для труб розмірами: а – 45х4 мм; б - 45х4, 5 мм; в - 88,9 х6, 45 мм (де: 1 - гільза, 2 - голка, 3 - матриця).

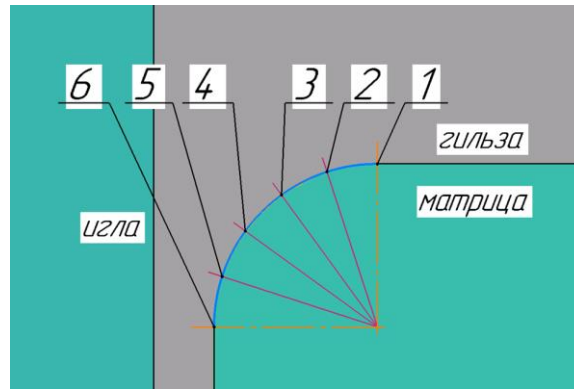


Рис 15 – Схема поділу осередку деформації на контрольні перерізи.

Для аналізу середніх напруг вибрали схему, представлену на рис.15. Середню напругу розглянули в 6 контрольних точках, які знаходяться в шарах металу на контакті з інструментом. Позиції контрольних точок (рис. 15) розташовані на рівній відстані один від одного по довжині кола, утвореного радіусом матриці, починаючи від горизонтальної поверхні до калібруючого пояса.

У таблиці 1. представлені дані розподілу середньої напруги (МПа) для описаних вище маршрутів.

На рис. 16. наведено діаграму розподілу середніх напруг у контрольних точках для розглянутих маршрутів пресування. Аналіз розподілу середніх

напруг показує, що з просування металу до вихідного перерізу вогнища деформації середні напруги змінюють знак, тобто. від стискаючих переходять до тих, що розтягують. Це може призвести до порушення суцільності металу та утворення дефектів. Характер розподілу середніх напруг по довжині деформуючої зони матриці практично лінійний за винятком точки 6, що вимагає внесення коригувань калібрування матричного кільця.

3 Швидкість деформації.

На рис.17 представлено розподіл швидкості деформації (1/с) у металі при пресуванні труб 45x4 мм, 45x4,5 мм та 88,9x6,45 мм відповідно.

Таблиця 1. - Розподіл середніх напруг (МПа)

Контрольні точки	Розміри труб, мм		
	45x4	45x4,5	88,9x6,45
1	-547	-548	-356
2	-451	-439	-279
3	-356	-335	-216
4	-269	-247	-158
5	-166	-158	-75
6	11	-2	22

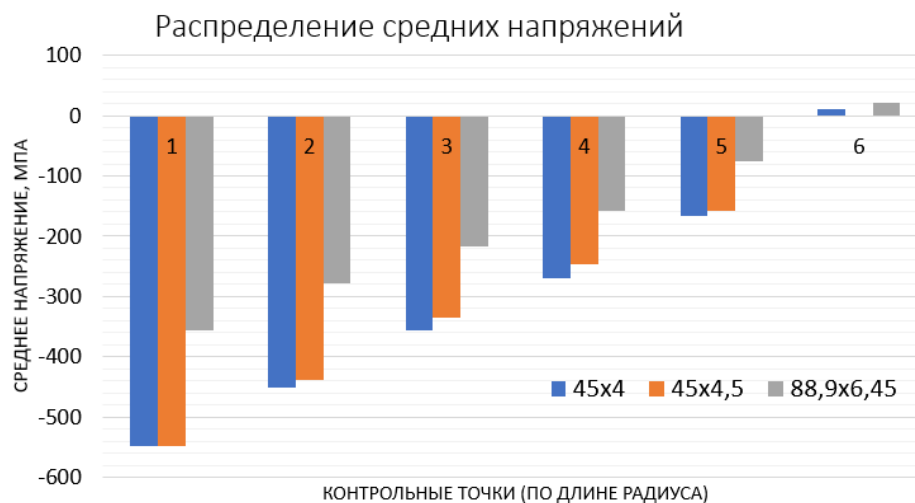


Рис. 16 – Графік розподілу середньої напруги в контрольних точках.

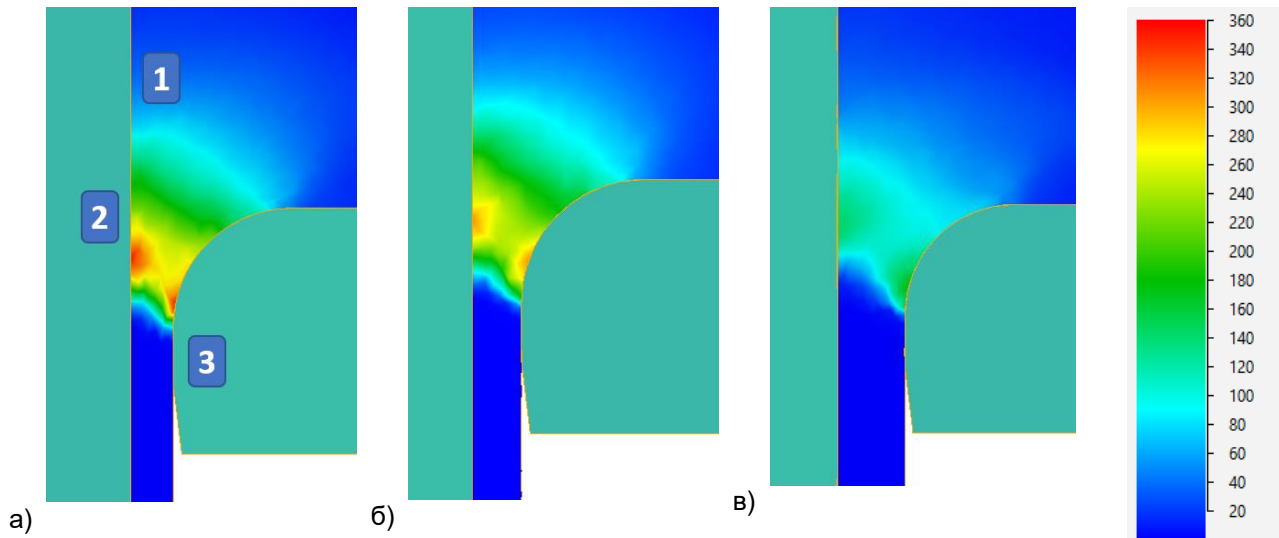


Рис 17. - Розподіл швидкості деформації в осередку деформації для труб розмірами: а - 45x4 мм; б - 45x4, 5 мм; в – 88,9x6,45 мм (де: 1 – гільза, 2 – голка, 3 – матриця)

Розподіл швидкостей деформації показує наявність зон із збільшеною (до 3 разів) швидкістю поблизу поверхні голки та матриці. При цьому позиції таких зон осі пресування не збігаються і не перебувають у перерізі виходу з матриці. Величина локально підвищеної швидкості деформації та позиції зон такої локалізації залежить від маршруту пресування.

Така тенденція проявляється яскравіше при пресуванні труб 45x4мм і 45x4,5мм, що може призводити до підвищеної витрати технологічного інструменту та утворення поверхневих дефектів.

4 Швидкість закінчення металу .

На рис. 18 наведена швидкість закінчення металу по осі Z (мм/с) для труб розмірами 45x4 мм, 45x4,5 мм і 88,9x6,45 мм.

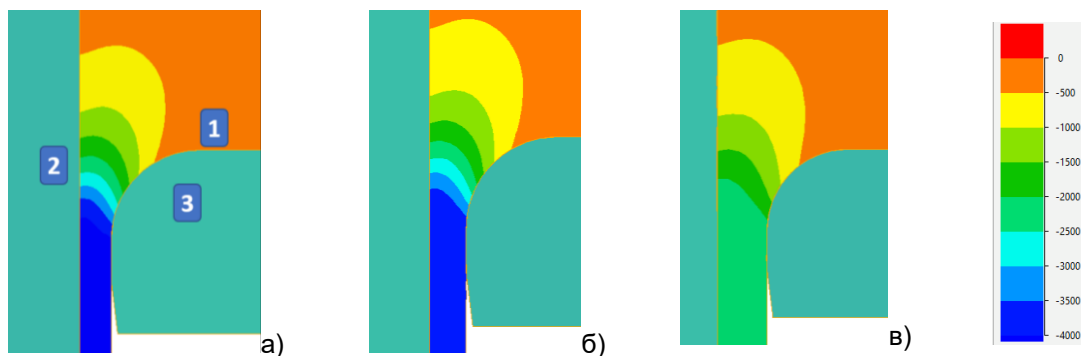


Рис.18.-Розподіл швидкості закінчення металу в осередку деформації для труб розмірами: а - 45x4 мм; б - 45x4, 5 мм; в - 88,9 х6, 45 мм (де: 1 - гільза, 2 - голка, 3 - матриця).

Аналіз швидкості закінчення металу осі Z проводився в контрольних точках відповідно до рисунка 15.

На рис. 19 представлена діаграма розподілу швидкості металу контрольними точками для розглянутих маршрутів пресування.

У таблиці 2 наведено дані про швидкість металу в осередку деформації (мм/с) для описаних вище маршрутів.

Таблиця 2. Розподіл швидкості течії металу (мм/с)

Контрольні точки	Розміри труб, мм		
	45x4	45x4,5	88,9x6,45
1	12	3	5
2	230	208	159
3	766	653	492
4	1713	1502	956
5	3156	2768	1707
6	4301	3882	2228

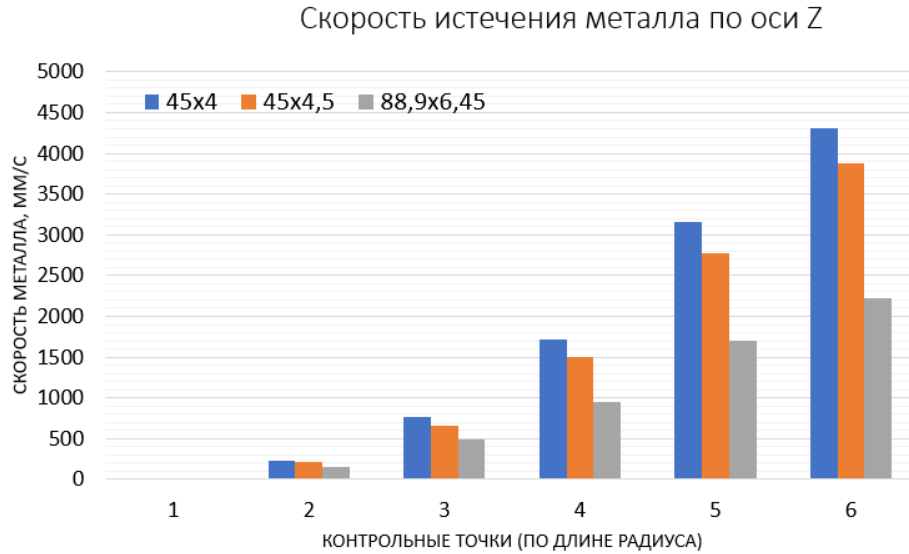


Рис. 19 – Графік розподілу швидкості витікання металу.

Наведені дані показують, що швидкість закінчення монотонно збільшується від перерізу до перерізу згідно із законом, близьким до лінійного. Інтенсивність зростання швидкості закінчення металу залежить від маршруту пресування. Безперервне зростання швидкості закінчення (мм/с) та немонотонне зростання швидкості деформації (1/с) (див. рис. 17) підвищує нерівномірність деформації

і може призвести до підвищеного зносу інструменту та появи дефектів.

Наведені дані підтверджують адекватність представленої моделі та добре кореспондуються з даними інших дослідників [1-3].

5 Нормальні напруги.

На рис. 25 наведено розподіл нормальних (σ_z , МПа) напруг у металі для труб розмірами 45x4 мм, 45x4,5 мм та 88,9x6,45 мм відповідно.

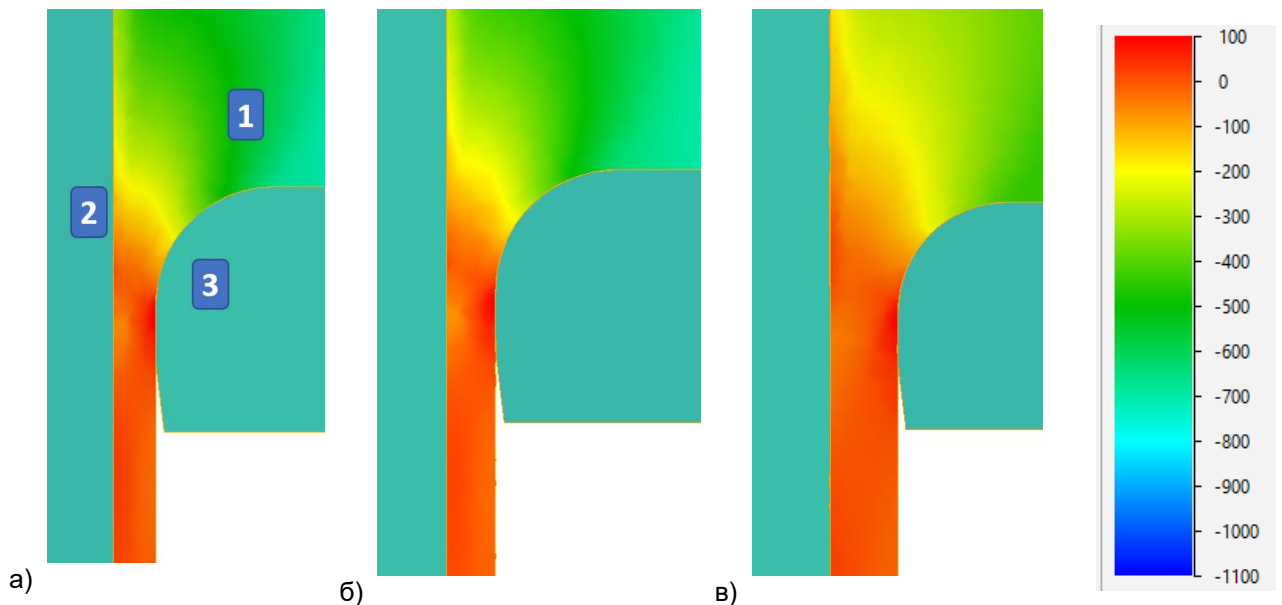


Рис. 20 – Розподіл нормальних напруг в осередку деформації для труб труб розмірами: а – 45x4 мм; б – 45x4,5 мм; в – 88,9x6,45 мм (де: 1 – гільза, 2 – голка, 3 – матриця)

Для аналізу нормальних напруг, що виникають у металі в зоні деформації, скористалися описаною вище методикою (рис. 15).

На рис 21 представлена діаграма розподілу нормальних напруг контрольними точками для розглянутих маршрутів пресування.

У таблиці 3 представлені дані про нормальні напруги в осередку деформації (МПа) для описаних вище маршрутів.

Таблиця 3. - Розподіл нормальних напруг (МПа)

Контрольні точки	Розміри труб, мм		
	45x4	45x4,5	88,9x6,45
1	-640	-654	-445
2	-522	-520	-365
3	-376	-357	-240
4	-240	-217	-133
5	-80	-71	3
6	88	82	99

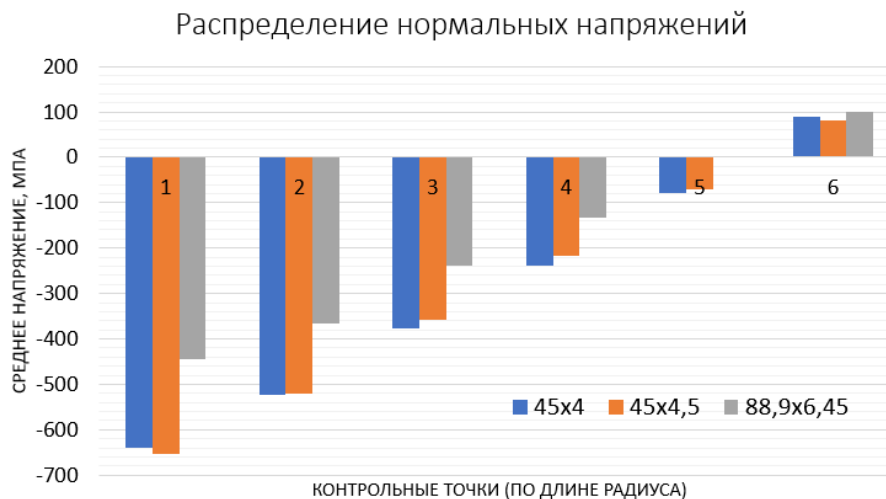


Рис. 21 - Графік розподілу нормальних напруг

Аналіз розподілу нормальних напруг показує, що в міру просування металу до вихідного перерізу вогнища деформації нормальні напруги змінюють знак, тобто від стискаючих переходять до розтягують. За певних умов це може призводити до порушення суцільності металу та утворення дефектів. Характер розподілу нормальних напруг по довжині деформуючої зони матриці практично лінійний, хоча і вимагає внесення коригувань калібрування матричного кільця, яка забезпечить лінійний характер їх розподілу і відсутність ймовірності

утворення дефектів. Для коригування калібрування матриць та запобігання утворенню дефектів на поверхні пресованих труб можна рекомендувати результати роботи [3]/

.6 Дотичні напруги

На рис/ 22 представлено розподіл дотичних (τ_{zx} , МПа) напруг уздовж осі z при моделюванні процесу пресування труб розмірами 45x4 мм, 45x4,5 мм і 88,9x6,45 мм.

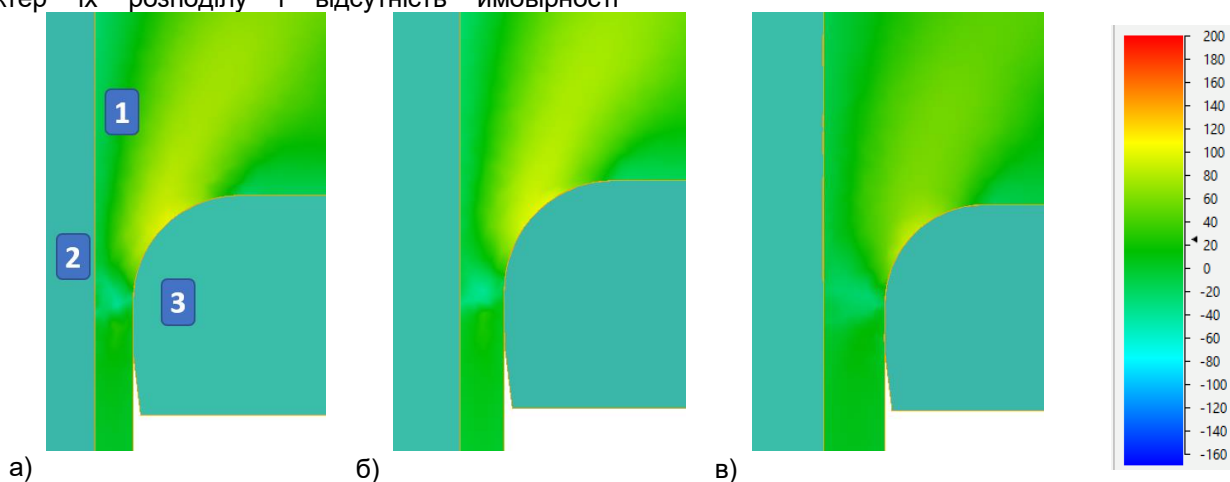


Рис. 22 – Розподіл дотичних напруг в осередку деформації для труб розмірами: а – 45x4 мм; б - 45x4, 5 мм; в – 88,9x6,45 мм (де: 1 – гільза, 2 – голка, 3 – матриця)

Як впливає із даних, наведених на рис. 22 до-
тичні напруги досягають максимуму на зовнішній
поверхні труби, при цьому у вихідному перерізі во-
гнища вони практично відсутні і не впливають на
ймовірність утворення дефектів на трубах.

Висновки

1. Розроблено «математична модель процесу
пресування труб для аустенітних і феритних сталей
розмірами 45,0x4,0-5,0 мм, 88,9x6,45 мм,
114,3x6,8 мм і 219,0x7,0-8,0 мм з використанням
ПП Q - Form

2. Виконано перевірку адекватності розробленої
моделі, внаслідок чого встановлено, що цю модель
можна використовувати для дослідження процесу
пресування труб з метою зниження ймовірності
утворення внутрішніх та зовнішніх дефектів на тру-
бах та підвищення стійкості технологічного інстру-
менту.

3. На підставі моделювання реального техноло-
гічного процесу пресування труб встановлено ос-
новні фактори, які зумовлюють ймовірність утво-
рення внутрішніх та зовнішніх дефектів на трубах
та підвищений знос інструменту та запропоновано
шляхи їх запобігання.

Перелік посилань

1. Пресування сталевих труб та профілів / Г. І. Гуляєв, А. Є. Притоманов, О. П. Дробіч та ін - М.: Металургія, 1973. - 192 с.
2. Гаряче пресування труб та профілів / Ю. В. Манегін, А. Є. Притоманов, Т. Шпіттель, А. Кнаушнер. - М.: Металургія, 1980. - 272 с.
3. Медведєв М. І., Гуляєв Ю. Г., Чукмас С. А. Удосконалення процесу пресування труб. - М.: Металургія, 1986. - 149 с.
4. Друян В.М., Гуляєв Ю.Г., Чукмас С.А. Теорія та технологія трубного виробництва. Підручник.- Дніпропетровськ, РІА, Дніпро-ВАЛ, 2001.-544 с
5. Медведєв М. І. Пресування труб з нікелевих і титанових . сплавів (питання теорії і технології) Дніпро, 2020 Нова ідеологія, ISBN 978-617-7068-61-6, 228с.
6. Шломчак Г. Г. Реологічна концепція теорії прокатки металів / Г. Г. Шломчак // Теорія і практика металургії. - 2005. - № 3 (52). - С. 39-43.
7. Experimental evaluation of the curves of maximal ductility and fluidity for titanium alloys in hot torsion testing Світлови Metally 2021-05-31 М. Medvedev, Y. Frolov, V. Andreiev, O. Bobukh . DOI: 10.17580/tsm.2021.05.09.
8. Pernis R. Application of torsion test in calculation extrusion force / R. Pernis, Y. Bidulska, T. Kvackaj, I. Pokorniy // Archives of metallurgy and materials . - Vol 56(1). - 2011. - Pp. 81-85. - Doi: 102478/v10172-011-0009-9 .
9. Yang LH Визначення hardening coefficient of green strain constitutive model based on torsion tests / LH Yang, LZ Wu // Advanced materials research. - Vol. 197-198. - 2011. - Pp. 1528-1531. - https://doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.197-198.1528
10. . Medvedev, M., Shyfrin, Y., Frolov, Y., & Bobukh, O. (2022). Усунення скло lubricant viscosity для гарячої викиди Cr-Ni steel and Ni alloy tubes. Науковий Вісник Національного Хімічного Університету, (1), 33-37. https://doi.org/10.33271/nvngu/2022-1/033 (Q3)
11. QForm UK, version 10 . 2 . 4 . Windows; Micas Simulations Limited: Oxford, UK, 202 2 .
12. Gerasimov D., Biba N., Stebunov S., Kadach M. Implementation of a dual метод місії для тривалогоролінування в QForm V8. International Conference on Production and Further Processing of Flat Products, MEFORM 2016. 2016. V. 854. P. 158-162. DOI: 10.4028/ www.scientific.net/MSF.854.15
13. Леванов AN Improvement of metal forming process by means of useful effects of plastic friction. Journal of Materials Processing Technology. 1997. 72. P. 314-316. DOI: 10.1016/S0924-0136(97)00191-X
14. Study of Chromium Steel Ductility During Pipe Extrusion / AV Vydrin, AS Zhukov, EV Khramkov, vd Nikolenko // Metal Science and Heat Treatment. - 2020. - Т .62, No.1-2. - С. 103-105. - DOI: 10.1007/s11041-020-00520-5.

Reference

1. Huliaiev, H. I., Prytomanov, A. Ye., & Drobich, O. P. (1973). *Presuvannia stalevykh trub ta profiliv*. Metalurhiia.
2. Manehin, Yu. V., Prytomanov, A. Ye., Shpittel, T., & Knaushner A. (1980). *Hariache presuvannia trub ta profiliv*. Metalurhiia.
3. Medvediev, M. I., Huliaiev, Yu. H., & Chukmas, S. A. (1986). *Udoskonalennia protsesu presuvannia trub*. Metalurhiia.
4. Druian, V. M., Huliaiev, Yu. H., & Chukmas, S. A. (2001). *Teoriia ta tekhnolohiia trubnoho vyrobnytstva. Pidruchnyk*. RIA, Dnipro-VAL.
5. Medvediev, M. I. (2020). *Presuvannia trub z nikelevykh i tytanovykh . splaviv (pytannia teorii i tekhnolohii)*. Nova ideolohiia, 228.
6. Shlomchak, H. H. (2005). Reolohichna kontseptsiiia teorii prokatky metaliv. *Teoriia i praktyka metalurhii*, 3(52), 39-43.
7. Medvedev, M., Frolov, Y., Andreiev, V., & Bobukh, O. (2021). Experimental evaluation of the curves of maximal ductility and fluidity for titanium alloys in hot torsion testing Svitlovi Metally. https://doi.org/10.17580/tsm.2021.05.09.
8. Pernis, R. (2011). Application of torsion test in calculation extrusion force. *Archives of metallurgy and materials*, 56(1), 81-85.
9. Yang, L. (2011). *Advanced materials research*, 197-198, 1528-1531.
10. Medvedev, M., Shyfrin, Y., Frolov, Y., & Bobukh, O. (2022). Usunennia sklo lubricant viscosity dlia hariachoi vykydy Cr-Ni steel and Ni alloy tubes. *Naukovii Visnyk Natsionalnoho Khimikhoho Universytetu*, (1), 33-37. https://doi.org/10.33271/nvngu/2022-1/033 (Q3).
11. QForm UK, version 10. 2. 4. Windows; Micas Simulations Limited: Oxford, UK, 202 2.

12. Gerasimov, D., Biba, N., Stebunov, S., & Kadach, M. (2016). Implementation of a dual method misii dlia tryvalohorolnivanja v QForm V8. International Conference on Production and Further Processing of Flat Products, MEFORM V. 854. P. 158-162. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.854.15>.
13. Levanov, A. N (1997). Improvement of metal forming process by means of useful effects of plastic friction. *Journal of Materials Processing Technology*. 72. 314-316. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(97\)00191-X](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(97)00191-X).
14. Vydrin, A. V, Zhukov, A. S, Khramkov, E. V. (2020). Study of Chromium Steel Ductility During Pipe Extrusion *Metal Science and Heat Treatment*, 62(1-2), 103-105. <https://doi.org/10.1007/s11041-020-00520-5>.

Надіслано до редакції / Received: 28.01.2025

Прийнято до друку / Accepted: 30.05.2025

*Ivancha M.H., Vyshniakov V.I., Muraviova I.H., Shcherbachov V.R., Biloshapka O.O.,
Yermolina K.P.*

Improvement of methods for calculating the distribution of charge components in the volume of a blast furnace

*Іванча М.Г., Вишняков В.І., Муравйова І.Г., Щербачов В.Р., Білошанка О.О.,
Єрмоліна К.П.*

Удосконалення методів розрахунку розподілу компонентів шихти в об'ємі доменної печі

Abstract. The analysis of known calculation methods and mathematical models of the distribution of charge materials on the top of a blast furnace, used in technological and research practice, was performed. It was noted that mathematical modeling, including those based on the discrete element method (DEM), and experimental studies (both in industrial conditions and using physical models) are used to determine the distribution of charge in a blast furnace. At present, there are no instrumental means of controlling the distribution of charge components. It is shown that the distribution of components on the surface of the backfill is the result of the interaction of a number of processes occurring at all stages of the formation of portions of charge materials, their delivery to the top and unloading into the furnace. There are three approaches to describe the process of the movement of charge materials in hoppers, on the basis of which mathematical models have been created for specific objects at the present time and results acceptable for practical use have been obtained. The first one - in the form of geometric dependencies determines the volume of the zone of active material movement, the shape of which is determined experimentally, and the volumes of bulk material arrays, which in a given sequence enter further into the zone of active material movement, and then move vertically to the outlet of the hopper. The second approach is an attempt to take into account the kinematic patterns of bulk material movement in the zone of active movement in combination with the provisions of the first approach to describe the behavior of bulk outside the active zone. The third approach is based on DEM, mathematical models based on which require input data, the receipt of which causes difficulties in determining, or data, the reliability of which does not have sufficient confirmation. A developed complex mathematical model of the formation of multicomponent portions of charge materials, their loading into the hopper of a cone-free loading device (CFLD), unloading from the hopper and distribution on the surface of the backfill is presented, which was created on the basis of the synthesis of a number of models developed and improved by the Institute of Ferrous Metallurgy Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine of mathematical models that most fully describe the entire complex of processes of loading a multicomponent charge into a blast furnace. The model provides determination of the current component composition of the flow formed during unloading of multicomponent portions from the BLT hopper, and the full composition of mixtures of charge components in various annular zones of the top. The developed complex model is successfully used by the Institute of Ferrous Metallurgy Z.I. Nekrasov to solve a number of technological problems regarding the selection of rational loading modes of operating blast furnaces operating on a multicomponent charge, including the selection of parameters of special loading modes that ensure the creation of the necessary conditions for lining or washing depending on the current requirements of the smelting process. Information on the distribution of charge components across the furnace cross-section, which can be obtained using the developed complex model, is also necessary for conducting analytical studies of physical - mechanical and physical - chemical processes in a blast furnace, in particular, the conditions of slag formation and the distribution of melt properties in the volume of the blast furnace.

Key words: blast furnace, charge, components, loading system, coneless loading device, charge distribution, mixtures, mathematical models.

Анотація. Проведено аналіз відомих методів розрахунку та математичних моделей розподілу шихтових матеріалів на колошнику доменної печі, що використовуються в технологічній та дослідницькій практиці. Зазначено, що для визначення розподілу шихти в доменній печі використовується математичне моделювання, зокрема на основі методу дискретних елементів (МДЕ), та експериментальні дослідження (як у промислових умовах, так і з використанням фізичних моделей). Наразі інструментальних засобів контролю розподілу компонентів шихти не існує. Показано, що розподіл компонентів на поверхні засипки є результатом взаємодії низки процесів, що відбуваються на всіх етапах формування порцій шихтових матеріалів, їх подачі на колошник та вивантаження в піч. Існує три підходи до опису процесу руху шихтових матеріалів у бункерах, на основі яких на даний момент створені математичні моделі для конкретних об'єктів та отримані результати, прийнятні для практичного використання. Перший – у вигляді геометричних залежностей визначає об'єм зони руху активного матеріалу, форма якої визначається експериментально, та об'єми масивів сипучого матеріалу, які в заданій послідовності входять далі в зону руху активного матеріалу, а потім рухаються вертикально до виходу

© Ivancha M.H. – Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Sciences of Ukraine, Dnipro, Ukraine
Vyshniakov V.I. – Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Sciences of Ukraine, Dnipro, Ukraine
Muraviova I.H. – Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Sciences of Ukraine, Dnipro, Ukraine
Shcherbachov V.R. – Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Sciences of Ukraine, Dnipro, Ukraine
Biloshapka O.O. – Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Sciences of Ukraine, Dnipro, Ukraine
Yermolina K.P. – Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Sciences of Ukraine, Dnipro, Ukraine



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

з бункера. Другий підхід – це спроба врахувати кінематичні закономірності руху сипучого матеріалу в зоні активного руху в поєднанні з положеннями першого підходу для опису поведінки сипучого матеріалу поза активною зоною. Третій підхід базується на DEM, математичні моделі на основі яких потребують вхідних даних, отримання яких викликає труднощі у визначенні, або даних, достовірність яких не має достатнього підтвердження. Представлено розроблену комплексну математичну модель формування багатокомпонентних порцій шихтових матеріалів, їх завантаження в бункер безконусного завантажувального пристрою (БЗЗП), вивантаження з бункера та розподілу по поверхні засипки, яка була створена на основі синтезу низки моделей, розроблених та вдосконалених Інститутом чорної металургії ім. З.І. Некрасова Національної академії наук України математичних моделей, що найповніше описують весь комплекс процесів завантаження багатокомпонентної шихти в доменну піч. Модель забезпечує визначення поточного компонентного складу потоку, що утворюється під час вивантаження багатокомпонентних порцій з бункера BLT, та повного складу сумішей компонентів шихти в різних кільцевих зонах колошника. Розроблена комплексна модель успішно використовується Інститутом чорної металургії імені З.І. Некрасова для вирішення низки технологічних задач щодо вибору раціональних режимів завантаження доменних печей, що працюють на багатокомпонентній шихті, включаючи вибір параметрів спеціальних режимів завантаження, що забезпечують створення необхідних умов для футеровки або промивки залежно від поточних вимог плавильного процесу. Інформація про розподіл компонентів шихти по поперечному перерізу печі, яку можна отримати за допомогою розробленої комплексної моделі, також необхідна для проведення аналітичних досліджень фізико-механічних та фізико-хімічних процесів у доменній печі, зокрема, умов шлакоутворення та розподілу властивостей розплаву в об'ємі доменної печі.

Ключові слова: доменна піч, шихта, компоненти, система завантаження, безконусний завантажувальний пристрій, розподіл шихти, суміші, математичні моделі.

Introduction.

Controlling the blast furnace operation “from above” by changing the parameters of the loading mode is one of the most effective tools for the operational adaptation of the blast furnace smelting process to changes in charge conditions and regulation of temperature-thermal and gas-dynamic modes. Control “from above” is carried out on the basis of information on the distribution of charge materials, gas flow and its characteristics. At present, a number of technical means of controlling the distribution of the composition and temperature of the gas flow are used, which have proven themselves quite well. Regarding the distribution of charge materials, the main source of information remains computational methods - mathematical models. At the same time, it should be noted that various devices that have been widely introduced recently for determining the configuration of the charge surface and its temperatures in different zones of the blast furnace make it possible to obtain an indirect, very approximate (qualitative) idea of the distribution of raw material and fuel components of the charge as a whole, without the possibility of any quantitative assessment of their masses in different zones of the blast furnace. There are currently no instrumental means of controlling the distribution of individual components of the charge. At the same time, the distribution of the charge components and the composition of their mixtures formed in different zones of the blast furnace largely determine the formation and development of the gas flow, its characteristics and their distribution in the volume of the furnace, the condition of the lining and the possibility of risks of violating its integrity, the formation of fields of primary slag formation, the gas permeability of the zone of low-mobility materials, the parameters of the plastic zone and a number of other processes and factors that determine the course and indicators of blast furnace smelting.

The objective of the study, carried out at the Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences (NAS) of Ukraine (ISI), was to develop a computational tool that enables the

determination of the distribution characteristics of each charge component within the furnace volume, with subsequent determination of ore loads and the composition of charge material mixtures formed in the conventionally defined annular zones of the blast furnace.

Calculation methods and mathematical models for the distribution of charge materials on the crucible of a blast furnace, used in technological and research practice.

Increasing the efficiency of using the regenerative power of gases in the blast furnace, and as a result, the overall technical and economic indicators of smelting is ensured, first of all, due to the rational distribution of charge materials on the furnace [1].

Charge distribution has an important effect on heat transfer, mass transfer, and chemical reactions in blast furnaces [2]. Since the 1970s of the last century, metallurgical scientists have been studying the laws of the movement and distribution of the charge in its working space for the well-founded management of blast furnace operation. Among the most significant, the research of V.K. Gruzynova In work [3], he first systematically analyzed the features of the formation of layers of charge on the surface of the backfill, clarified the methodology for calculating the trajectories of the movement of charge materials after leaving a large cone. The results of the following studies under the leadership of V.K. Gruzynova are presented in works [4, 5].

Among the most significant should also be attributed the results of research carried out by M.M. Babarykin [6], V.M. Klempert, A.O. Hryshkova [7], A.M. Pokhvisnev, I.P. Kurunov, V.O. Dobroskokom [8], V.I. Loginov [9], V.P. Tarasov [10].

It should be noted that until recently, the mathematical models of the loading and distribution of charge materials in the blast furnace did not consider the loading and distribution of any specific component loaded as part of the iron ore or coke feed parts. In addition, from the entire complex of processes of forming portions (feeds) of charge materials (delivery of them to the furnace, loading of portions into the loading device

and unloading from it, movement along the path of the loading device, in particular, a rotating tray, free fall of the charge flow in the furnace space to the surface of the backfill, its interaction with the existing profile and the formation of a new one) in the vast majority of known models were considered the movement of charge materials along the path of the loading device, the movement of the charge in the furnace space and the formation of the backfill surface after unloading the next portion (feed). Accordingly, the capabilities of these models were limited to the calculation of charge movement trajectories in the blast furnace space, the determination of the geometric characteristics of the backfill profile, and the calculation of the mass distribution of the fuel and raw materials components as a whole along the radius of the blast furnace, with further determination of their ratios (ore loads) in conditionally selected ring zones of the blast furnace. Such models include the one developed by Nippon Kokkan Corporation [11], which describes the processes of the downward movement of the charge inside the bowl during the lowering of the large cone, the pouring of the charge materials from the bowl and the subsequent fall to the peripheral area on the surface of the backfill, as well as the movement from the periphery to the center of the furnace with the formation of a slope and the change in the shape of the surface during the rise of the charge materials. The simulation model of charge distribution on the blast furnace furnace, also developed by researchers in Japan [12], takes into account additional factors: the formation of a mixed layer in the center of the furnace during the discharge of ore onto the coke layer, the reduction of the slope angle under the influence of the gas flow, the change of the slope angle due to the difference in the charge descent speeds along the radius of the furnace. The authors believe that the formation of a mixed layer has the greatest influence on the distribution of the ore load.

Mathematical models developed in Finland with the use of neural networks should be singled out in a separate direction of research on the distribution of materials on the blast furnace crucible. The published works [13 - 15] present a developed model of the formation of a charge layer in a blast furnace, the initial information of which is the thickness of the layers, which is determined by radar measurements of the charge level in the furnace. Based on the results of the model testing, conclusions were made about the possibility of its use as a tool for evaluating changes in the charge distribution indicators - the fuel part of the charge and the ore load - in operating furnaces. The distribution of individual components - constituents of both ore and fuel parts of the charge - was not considered at all.

The installation of bell less blast furnace top charging system (BLT) with a tray charge distributor on blast furnaces (since the mid-seventies of the last century) and the need to select and justify their operating modes for controlling the technological parameters of the furnace initiated the beginning of active research aimed at developing mathematical models of the

movement of charge materials along the path of the loading device.

In addition to ICM, which will be discussed below, studies of the process of loading blast furnaces equipped with BLT with a tray distributor, aimed at studying the distribution of charge materials, including studies using mathematical modeling, were carried out at the Dnipropetrovsk Metallurgical Institute under the leadership of V.M. Kovshova [16], A.K. Tarakanova, N.Sh. Grinstein and V.V. Barrels [17, 18]. In work [16] V.M. Kovshov presented the results of the development of a mathematical description of the movement of the charge through the inclined surfaces of the distribution devices - a cone, a tray, in the furnace space and on top of the backfill. The mathematical model of loading the furnace with a tray loading device, developed at NMetAU, allows obtaining quantitative characteristics of the distribution of iron ore and coke components of the charge across the cross section of the furnace [17, 18]. As input parameters of the model, the following are used: type of materials to be loaded; mass of coke and iron ore portions; bulk mass and slope angles of materials; working angular positions of the tray; backfill level; the speed of lowering the charge materials along the radius of the furnace; the number and sizes of annular zones for which the quantitative characteristics of the charge distribution are determined; the number and sequence of portions of the charge in the cycle; time of loading portions into the oven; dimensions of the furnace furnace; the main dimensions and characteristics of the operating mode of the boot device. The initial parameters of the model are: the value of ore loads of the charge in the annular cross-sectional areas of the blast furnace, the profile of the backfill surface of the materials after loading the batch cycle, the plot of the thickness of the layers of coke and iron ore materials in the vertical cross-section of the furnace for the batch batch cycle.

Active research on the development of mathematical models for the movement of bulk materials along the BLT tract was carried out in Germany at the end of the last century. The work of L. Kreutz and B. Bergman [19] is of interest, which provides a model that provides a mathematical description of the movement of particles of charge materials through a tray distributor and the descent of materials from the end of the tray, the calculation of the trajectories of their movement in the furnace space, the formation of the backfill surface, in particular, under lateral constraints imitating the wall of the furnace furnace. A number of input parameters of the model were determined on the physical model of the crucible of the blast furnace with BLT. The presented results of experimental studies and calculations contain data on the formation of the flow of charge materials on the tray and the peculiarities of the stacking of materials on the backfill surface. L. Kreutz, H.V. Goodenau and N. Standish investigated the asymmetric distribution of materials on the furnace crucible caused by the design features of the BLT with a tray distributor [20]. Various modifications of the tray distributor have been studied and constructive

recommendations and technological measures have been proposed, contributing to the improvement of the distribution of charge materials.

At the beginning of the current century, work on the creation of mathematical models of the movement of charge materials along the BLT tract and in the furnace space of the furnace intensified in China [21 - 23, 25, 26]. [21] shows the importance of reliably determining the trajectory of the charge materials after leaving the tray and, accordingly, the point of its fall on the backfill surface for further calculation of the formed profile. In order to clarify the algorithm for calculating the charge movement trajectories in the blast furnace space, the authors performed experimental studies on a blast furnace model with a volume of 2500 m³, made on a scale of 1:15. In [22], a mathematical model of the movement of the charge after its exit from the tray distributor is presented, taking into account the Coriolis force and the gas resistance force. With the help of the developed model, the coordinates of the points of fall of the charge on the backfill surface and the width of its flow were obtained and analyzed. The values of particle velocities at the unloading end of the tray were compared with and without taking into account the Coriolis force. With the help of the developed model, research was also carried out to determine the influence of the length and torque of the tray on the flight range of the charge particle in the blast furnace space. The results of the simulation were confirmed by measurements made at the blast furnace using a laser range finder.

In work [23], using mathematical modeling, the influence of the different cross-section of the furnace at the rate of descent of the charge on its distribution on the furnace is considered. The influence of the rate of descent of the charge in different zones of the blast furnace on the formation of layers of charge materials on the surface of the backfill was also studied by scientists of the Republic of Korea [24]. An overview of modern methods of modeling and control of the charge distribution on the blast furnace crucible is given in [25], where the peculiarities of the discharge of charge materials from parallel-installed BLT hoppers are considered, as well as the equations of the movement of the charge particles through the tray distributor and the subsequent formation of layers on the surface of the backfill, taking into account the displacement of coke, are given. In [26], the conditions of movement along trays of rectangular and semicircular cross-section are considered, the forces acting on the particle moving through the tray are shown, and the equations of its motion are given. The trajectories of particle movement after exiting the tray were determined and dependencies were obtained for calculating the coordinates of their meeting points with the backfill surface. The reliability of the model was confirmed by the results of pre-commissioning studies at the blast furnace, during which measurements of these coordinates were performed using laser instruments.

Works [27 - 38] also consider the calculation equations of the movement of the charge through the tray

distributor, the trajectory of its fall in the blast furnace space, and the characteristics of the layer formed on the surface of the backfill. The model presented in [28] contains the equations of the trajectory of the charge after it leaves the tray and the dependences that describe the formation of the dependence surface taking into account the actual values of the angles of the materials. In [29], a model was considered that provides the possibility of calculating the trajectories of the fall of the charge before it falls on the backfill surface, estimating the profile of the formed surface, and the distribution of ore loads along the radius of the blast furnace. The model functions using data from radar meters that monitor the charge level at various points on the backfill surface, which increases the accuracy of calculations.

Confirmation of the results of modeling the formation of charge layers can be obtained by measuring the profile of the backfill surface on an operating furnace with a 3D scanner, as done by the authors of [30], which describes a mathematical model of charge distribution in a blast furnace with BLT. The purpose of the model is to use it in real time for the prompt selection of charge loading programs. The calculation capabilities of the model, as discussed earlier in [19-29], regarding the characteristics of the charge distribution are limited to determining the distribution of ore loads along the radius of the furnace.

The features of the model, created using the finite element method and Visual Basic [32], are the combination of two calculation blocks, one of which allows determining the parameters of charge fall trajectories taking into account the type and mass of portions, the coefficient of friction of the charge on the tray, the speed of rotation and the angle of inclination of the tray, and the other is designed to calculate the characteristics of the distribution of ore loads along the radius of the blast furnace. The values of the coefficients of the charge motion equations were specified based on the results of the model experiment. The model of the formation of the top of the charge fill, described in [33], is distinguished by the development of new equations for the formation of internal and external slopes taking into account the influence of the vertical and horizontal velocities of the charge flow during the formation of the top of the layer on the surface of the fill. Confirmation of the reliability of calculations of the formed surface using the model was also provided by comparing the calculation results with experimental data.

An overview of studies of the laws of the movement and distribution of the charge on the furnace of the blast furnace, carried out by metallurgical scientists, starting from the 1970s, is given in [34]. As a rule, the first studies in this area were limited to experimental measurements of the coordinates of the points of the charge's falling trajectories in the blast furnace space and the characteristics of the resulting backfill profile. Determination of the specified characteristics in a number of cases was carried out using laser or radar devices. In the work of A. Agerevel [36], with the help of

a developed mathematical model, a study was carried out with the generalization of the results in the form of geometric characteristics of the layers and the distribution of ore loads along the radius of the blast furnace furnace in conditions of variable content of pellets in the charge, which affects the course of blast furnace smelting. A number of publications, for example [37, 38], show the possibilities of developed mathematical models of charge loading in the part of studies of coke knocking out processes, its redistribution during the unloading of iron ore material on the coke layer and the formation of mixed layers of these materials on the surface of the backfill, as well as the selection of rational parameters of axial portions of coke and technological methods of their loading.

Among the review publications, we can also single out work [39], which examines the development trends of modeling, control and management of charge distribution in a blast furnace. This review examines methods for determining the distribution of ore load on a blast furnace pile, including experimental studies using physical models, as well as mathematical modeling using the discrete element method (DEM) and without using this method. The rapid development of computer technologies has ensured the progress of numerical modeling, in particular, with the use of DEM, in the development of models that ensure the calculation of the distribution of ore loads and the characteristics of the layers of charge materials formed on the blast furnace furnace.

In recent years, on the basis of DEM, studies related to the modeling of phenomena and interactions in the bulk medium, which have a significant impact on the distribution of the ore load on the furnace of the blast furnace during loading of charge materials and the distribution of gas permeability characteristics of the layers of charge materials being formed, have been actively carried out. A detailed analysis of blast furnace charge distribution studies using DEM-based models is given in a review [40]. According to the authors, the use of DEM provides a quantitative determination of the forces acting on each particle, and, therefore, the possibility of forecasting the spatio-temporal evolution of the granular flow. The advantages of DEM are that it can be used to analyze both the parameters of the bulk material flow in general and the behavior of individual particles, which makes it promising to use this method not only to study the distribution of ore load, but also to study the gas permeability characteristics of the layer and its individual zones. The initial parameters of the models created on the basis of DEM are the morphological characteristics of the material (distribution of particles by size and shape), its strength properties (Poisson's ratio and Young's modulus), parameters characterizing the interaction of the particles of the charge (recovery and friction coefficients, indicators of the shape of the particles and their surface roughness). Obtaining reliable results with the help of this model, which reflect the actual behavior of the material observed in experiments, is determined by the level of reliability of the values of the input parameters listed

above, the determination of which in real conditions causes great difficulties.

In [41], the results of modeling based on DEM are presented, which show the influence of the speed of movement of the particles of the charge on its distribution on the surface of the backfill and the process of segregation by size. The modeling results were confirmed by experimental studies, during which it was established that the distribution of the angular velocity of particles in the cross section of the chute has a U-shaped character, while the distribution of the translational velocity has the form of a convex curve. As you approach the unloading end of the tray, the distribution of both velocities becomes more uniform. The flow width and material mass distribution in the flow were also determined. The results of the research made it possible to clarify the features of the formation of the layer of charge discharged onto the surface of the backfill and the distribution of particle size in it.

In Japan, with the help of a model developed with the use of DEM, the circumferential unevenness of the charge, which occurs when it is unloaded from the BLT with two parallel-installed hoppers, was investigated, and its negative effect on the stability of the blast furnace operation was shown [42]. The model describes the movement of the flow of charge particles in the valve assembly, the central pipe and on the rotating tray distributor at different angles of its inclination. The simulation showed that the cause of the circumferential unevenness is the displacement of the charge particles towards the walls in the central pipe, and the degree of the circumferential unevenness depends on the angle of inclination of the tray. With the help of the model, recommendations for installing a conical vertical gutter were developed to reduce circumferential unevenness.

Unlike previous studies using DEM, which mostly modeled the behavior of a charge with spherical particles, in [43] a charge with non-spherical particles was considered, which is characteristic of real charge materials. The authors performed a comparative study of the effect of different particle shapes on the charge distribution in a blast furnace.

Thus, the analysis of previously performed research in the field of developing mathematical models and methods for calculating the characteristics of the distribution of charge materials showed that the vast majority of works [11 - 43] were devoted to the distribution of iron ore and coal-containing parts of the charge in general, without assessing the distribution of the components that are part of them.

The steady trend of increasing the cost of raw materials and fuel determines the operation of blast furnaces in batch conditions that change continuously and are characterized by the use of low-quality materials, the use of a multi-component batch with the simultaneous use of two or more types of each of the main components (agglomerate, pellets and coke), the introduction of substandard (screened) fractions of batch materials into the batch, as well as the use of various fuel-regenerative, garnish-forming and washing additives [44, 45]. In blast furnace production, technological

methods of introducing various non-traditional iron-containing materials (including fractions of agglomerate and pellets that are sifted out), fuel and carbon-containing additives into the composition of the charge, which were actively developed by V.I. Bolshakov [1], V.O. Dobroskok, Y. Buchwalder, E. Lonardi, S. Koehler [46, 47], L.D. Nikitin, Bugaev S.F. [48], E.A. Shepetovskiy [49], S.L. Yaroshevskiy, V.O. Nozdrachov, O.V. Kuzin [50, 51] and others. As shown in these works, improvement of blast furnace loading technology by finding and implementing rational formation parameters and modes of loading portions of multicomponent charge is a promising direction for reducing the consumption of scarce energy sources and ensuring the necessary level of energy efficiency of blast furnace smelting. For example, the practical experience of introducing pellets into the blast furnace charge and the results of numerous studies conducted under the leadership of V.I. Bolshakov [1], proved the advantages of loading them in a mixture with agglomerate in the form of mixed portions with a given structure, as well as the negative consequences of separate loading of these components. The results of previously performed research and the experience of industrial testing of various technological methods of loading a multi-component charge showed that mixing iron ore charge materials and coke before loading into the blast furnace, introducing into the charge additives of the desired purpose with the formation of a mixed layer of charge materials on the furnace of the blast furnace, as well as introducing sifted fractions of charge materials into the blast furnace charge and loading them into composition of multicomponent mixed portions is one of the most effective ways to reduce the energy intensity of blast furnace smelting and reduce the cost of cast iron, provided that the parameters of the formation of mixed portions of the charge and their loading mode are well-founded [1, 44 - 46].

The distribution of components on the surface of the backfill is the result of the interaction of a number of processes that occur at all stages of the formation of portions of charge materials, their delivery to the furnace and discharge into the furnace [45]. Depending on the method of delivery of the charge to the furnace, the formation of portions of charge materials is carried out by unloading the components of the charge onto a conveyor or into skips in a specified sequence and with a given distribution of component masses on the basis of technological requirements for the structure of the portion. In the process of forming multi-component portions and loading them into the blast furnace, as a result of repeated overloads, the location of the components in the volume of the portion changes significantly, the components are mixed, and masses of unmixed materials and mixtures with different compositions are formed. As a result of the redistribution of components in the portion volume, the sequence of unloading components from the BLT hopper is significantly different from the sequence of their loading into the hopper, therefore the current component

composition of the output flow of the charge, which comes from the hopper to the distribution tray, is not determined, which significantly reduces the informativeness and technological value of the calculations of the distribution of charge materials in the blast furnace. In this regard, at a certain stage, the effectiveness of the use of multi-component charge was restrained by the lack of technical means of control and calculation tools for evaluating the distribution of components in the blast furnace, which led to the urgency of developing mathematical models that would describe the processes of loading multi-component portions of charge materials to BLT hoppers and unloading from them with the possibility of determining the component composition of the output stream throughout the portion unloading time. In combination with mathematical models of the formation of portions, the movement of the charge along the BLT tract and along the distribution tray after leaving the hopper, flight in the blast furnace space, and the formation of the backfill surface, the availability of such data provides the possibility of further calculation of the characteristics of the distribution of each component of the charge on the surface of the backfill, forecasting the composition of mixtures of charge materials in different zones of the blast furnace and the properties of the melts that are formed from them. Accordingly, there is an opportunity to implement the technological requirements for the distribution of charge components, which provide the most rational thermal and gas-dynamic regimes, as well as recovery and slag formation regimes that correspond to the composition of mixtures of charge materials in different zones of the blast furnace. Information on the distribution of components of the blast furnace charge across the cross-section of the furnace is important not only for the selection or prompt adjustment of parameters of the operating modes of the blast furnace, it is also necessary for conducting analytical studies of the physico-mechanical and physico-chemical processes occurring in it. To solve these tasks, it is necessary to develop a complex mathematical model of loading a blast furnace, which can be created as a result of the synthesis of a number of mathematical models that take into account to the maximum possible extent the peculiarities of the movement of multi-component portions of charge along the path "charge supply - surface of the backfill", and first of all, the movement and mixing of arrays of charge materials in the process of forming portions on the main conveyor, in skips, during their sluicing in BLT hoppers and distribution on the backfill surface. Thus, a complex mathematical model should contain separate mathematical models describing the behavior of bulk materials:

- a model of the formation of multi-component portions of the charge in bell less blast furnace top charging system and with skip delivery of the charge to the furnace;

- a model for loading multi-component portions of the charge into the BLT hopper, which for systems with skip delivery of the charge to the coke takes into

account, including, the redistribution of components in the volume of the skip when turning it in the unloading curves;

- a model for unloading multi-component portions of the charge from the BLT hopper, which provides a calculated determination of the content of each component in the output stream;
- the model of the movement of charge materials along the BLT tract (in the valve assembly, the central pipe and along the tray distributor) and the blast furnace space;
- a model of the fall of a multi-component charge on the surface of the backfill and distribution on it in the form of the formation of layers, which provides a calculated determination of the component composition of the charge in a given zone of the blast furnace.

From the listed models, we currently do not know of models for loading multicomponent portions of the charge into the BLT hopper, which describe the redistribution of components in the volume of the skip when it is turned in the unloading curves.

Regarding the models for unloading multicomponent portions of the charge from the BLT hopper, it should be noted that until recently there were only single examples of models that provided a calculated determination of the content of each component in the output stream. These include studies of the distribution of fine coke loaded as part of iron ore portions [52, 53], as well as the work of I. Matsui, A. Sato, T. Oyama, T. Matsuo [54], which should be noted as containing very interesting results from a practical point of view. It presents the results of research on large-scale physical models, which show the change in the content of pellets loaded into the iron ore portion together with the agglomerate, in the outlet flow from the hopper and along the radius of the blast furnace, depending on the location of the dose of pellets in the portion.

The limited number of research results on the distribution of individual (separated) components of the charge is primarily due to the fact that the mathematical description of the movement of bulk materials, which are the charge materials of blast furnace production, has always encountered significant difficulties. This is explained by the specific properties of bulk materials, which are a discrete medium made of solid particles, the behavior of which in the process of movement in some manifestations under certain conditions may be similar to the behavior of liquids, but in most cases obeys specific regularities inherent only to bulk media.

Modern ideas about the flow patterns of bulk materials were formed on the basis of research into this process over the past 100 years. Despite the large amount of theoretical and experimental research carried out up to now, a universal theory of the flow of bulk materials, including a formalized description of their movement in hoppers, which could be applied to a wide class of bulk materials, has not been created. Moreover, the definition of the subject of research - bulk material - is formulated by different researchers with significant variations regarding their main properties and features,

which is due to the difference in the applied tasks faced by the authors of the research.

To describe the process of movement of bulk materials in hoppers, three approaches can be used, on the basis of which mathematical models have been created for specific objects and results acceptable for practical use have been obtained.

The first one is based on the description of the laws of flow of the batch material in the form of geometric dependencies that determine the volume of the zone of active movement of the material ("discharge figures"), the shape of which is determined experimentally, and the volumes of massifs of bulk material, which successively enter the zone of active movement of the material, and then move vertically to the discharge opening of the hopper. At the same time, one of the mandatory conditions is the equality of the volume of material arriving per unit of time in the zone of active movement, and the volume consumption of material being unloaded. In order to take into account the loosening of the material inside the massif in the hopper during the outflow and entry of a certain amount of material into the zone of active movement from the side surface that limits this zone, some authors introduce an empirical constant value [55 - 60].

The content of components in the output flow of charge materials from the BLT hopper can be determined using mathematical models developed by K. Nakano, I. Isei, and K. Sunahara [61, 62] in collaboration with colleagues, which are based on the distribution of the entire volume of the charge in the hopper into arrays, for which a certain sequence of the exit of these arrays from the hopper is specified, repeatedly confirmed experimentally.

At the same time, it should be noted that the considered mathematical models [52 - 62] do not cover the entire complex of processes of moving arrays of charge components and their mixing on the path of the loading system "charge feed - furnace", in particular, they do not take into account the effect of mixing components during unloading from skips to the BLT hopper.

The second approach is an attempt to take into account the kinematic regularities of the movement of particles of bulk material in the zone of active movement in the initial phase of outflow in combination with the determination of the volumes of masses of bulk, which will further enter the zone of active movement of the material, in the form of geometric dependencies [63].

To describe the patterns of movement of bulk material in the zone of active movement, which the authors of the kinematic model call the zone of converging flow, they use the dependence of the speed of particles on their initial and current coordinates [64], which makes it possible to analytically substantiate and determine the shape of the "discharge figure".

According to our evaluation, the dependences proposed by the authors make it possible to obtain a satisfactory convergence with the data of experimental studies of IPM at industrial facilities, only in the

converging flow zone (the error in determining the exit time of individual particles does not exceed 9%), however, less reliable results were obtained for the remaining zones of bulk material. A preliminary analysis of the dependencies of the kinematic model of flow of bulk materials showed that if these dependencies are used for three-dimensional modeling of the process, the zone of active movement of the material will be a paraboloid of rotation. As mentioned above, on the basis of the dependencies of the kinematic model of outflow, only the type of curve limiting the zone of active movement is determined, and the mathematical description of the subsequent stages of the process, as during the application of the first approach, is reduced to the determination of the corresponding volumes of bulk material, which successively enter the zone of active movement from the surface of the formed funnel.

The third approach is based on DEM, the mathematical models on the basis of which require the assignment of a number of input data, the acquisition of which causes difficulties in determining, or data, the reliability of which does not have sufficient confirmation.

In [65], modeling with the use of DEM was used to quantify the segregation of charge materials by size during loading of the BLT hopper and changes in the content of individual fractions in the flow of charge material discharged from the hopper. Using this method, R. Kumar, Ch.M. Petelem, A.K. Yana [66], D.K. Chibwe [67] and a number of other researchers have currently developed algorithms that ensure the possibility of determining the sequence of exit of individual components from the hopper and their mass ratio in the flow. In combination with mathematical models of the movement of charge materials through the BLT tray, in the furnace space and their distribution on the backfill surface in the furnace, models of this class can provide calculation characteristics of the distribution of charge components along the radius of the furnace.

ISI has been conducting multi-faceted analytical and experimental studies of the process of loading charge materials and their distribution in the working space of the blast furnace for a long time. Under the leadership of Academician of the National Academy of Sciences of Ukraine V.I. Bolshakov developed a methodology for pre-commissioning studies on blast furnaces with BLT [1, 68]. The research involved determining the main parameters of the flow of charge materials during its movement along the BLT tract and in the furnace space, as well as the characteristics of the distribution of charge materials on the backfill surface. The practical experience acquired in the process of mastering BLT installed on blast furnaces became the basis for the development of a number of calculation methods and mathematical models, in particular: the movement of the charge through the working surfaces of the valve assembly and the tray distributor, the

calculation of the trajectories of the movement of the charge materials in the blast furnace space, the determination of the meeting points of the material flow with the backfill surface and the calculation of the distribution of ore loads along the radius of the furnace furnace [1, 45 - 49].

Analytical and experimental studies of the last decade, carried out at the ICH, made it possible to clarify previously developed mathematical models and carry out a series of developments to create a complex mathematical model of blast furnace loading, which describes as fully as possible the processes of forming multi-component portions of charge materials at the charge feed, delivering these portions to the furnace, loading them into BLT hoppers and unloading them, the movement of charge materials in a tray that rotates, and in the blast furnace space, their fall on the backfill surface and distribution on this surface. The main purpose of developing such a model was to ensure the possibility of determining the characteristics of the distribution of each of the components of the charge along the radius of the blast furnace and, accordingly, the composition of mixtures of charge materials formed in different zones of the blast furnace.

The solution of this urgent task, in turn, made it possible to determine the high-temperature properties of mixtures of charge components, the composition and properties of the formed melts, and also made it possible to get an idea of the nature of their distribution along the cross-section of the furnace.

The results of research and development work.

The general block - diagram of the algorithm for modeling the process of loading multicomponent portions of charge materials into the blast furnace is shown in Fig. 1. The components of a complex mathematical model of the process of loading a multicomponent charge into a blast furnace are as follows.

A model of the formation of multi-component portions of the charge in bell less blast furnace top charging system and with skip delivery of the charge to the furnace.

The structure of the portion in loading systems with conveyor delivery of the charge to the furnace is unambiguously specified by assigning the components the corresponding indices, assigning the masses of the doses of the components, and determining the leading component (which go first to the hopper of the loading device), assigning the offset values of the beginning of the dose of other (known) components, relative to the beginning of the dose of the leading component (Fig. 2). The displacement is expressed in units relative to the mass of the portion. During conveyor loading into the BLT hopper, each part of the portion on the conveyor, which differs in the composition of components, forms a separate layer in the hopper, in which the input masses of the components and their ratio are stored.

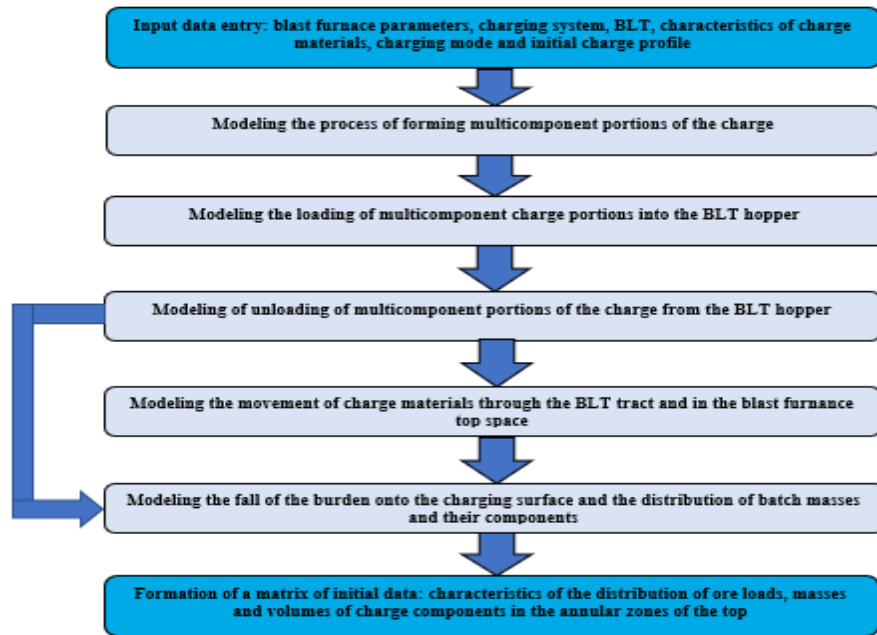
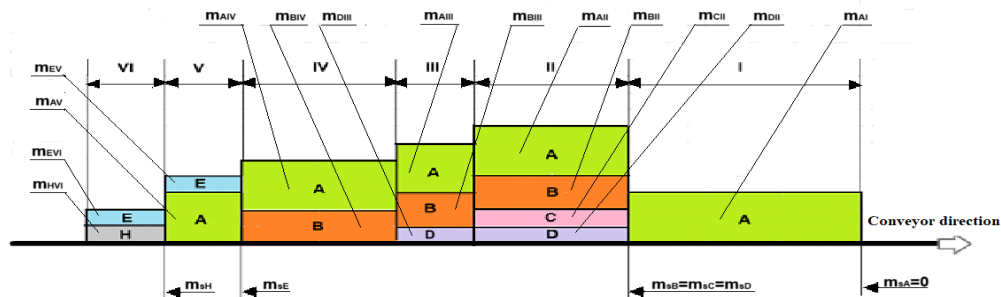


Figure 1 - General block - scheme of the algorithm for modeling the process of loading multicomponent portions of charge materials into a blast furnace



A, B, C, D, E, H – component indices; $m_{on} = 0$, m_{sB} , $m_{sS} = m_{sD} = m_{sH}$ – the value of the total mass of the bulk materials unloaded on the conveyor until the start of the unloading of the corresponding component, t ; I, II, III, IV, V, VI – indices of the layers of materials formed when loading a portion into the BLT hopper; m_{Al} , m_{All} , m_{III} , m_{AlV} , m_{OF} , $m_{KIND\ OF}$, m_{BIII} , m_{BIV} , m_{CII} , m_{DII} , m_{DIII} , m_{THIS} , m_{HOUSE} , m_{WHI} – masses of components in layers of materials formed when loading a portion into a BLT hopper, i.e.

Figure 2 – The structure of a mixed multicomponent batch of charge materials on a conveyor

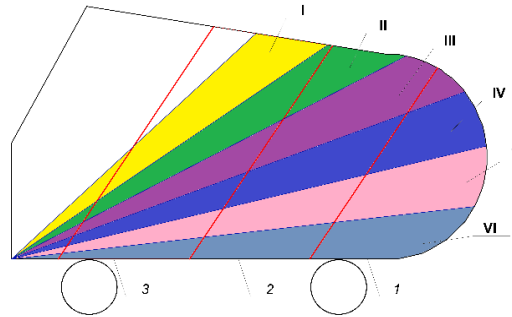
In systems with skip delivery of the charge to the furnace, a portion of the charge materials in the finished form is formed in the hopper of the loading device. In this regard, along with the loading sequence of feed skips, the location of the layers of components and their mixtures for each feed skip should be specified in the form of a layer index, which corresponds to the order of arrival of the component or mixture of components in the skip with the indication of the mass of charge materials in each layer.

The unloading of materials from the skip to the BLT hopper is carried out during the movement of the skip in the unloading curves, starting from the moment when the angle of inclination of the free surface of the material in the skip to the horizontal exceeds the angle of resistance to the shear of the material. During the

unloading of the skip, the layers of the charge formed during its loading are intensively mixed. The layout of the loaded and unloaded layers of bulk materials in the skip is shown in Fig. 3. The output data of the model are the mass, volume and component composition of the charge layers loaded into the BLT hopper.

The model of loading multi-component portions of the charge into the BLT hopper, which takes into account, among other things, the redistribution of components in the volume of the skip when turning it in the unloading curves.

Determination of the mass distribution of the components and their mixtures in the volume of the portion loaded into the BLT hopper is carried out identically for the options of skip and conveyor loading of the hopper.



1 – 3 – layers of bulk materials formed during skip loading; I – VI – layers of bulk materials unloaded from the skip (loaded into the BLT hopper)

Figure 3 - Diagram of the location of loaded layers of bulk materials in the skip and layers unloaded from the skip.

Based on the known volume of the layer of bulk materials loaded into the BLT hopper and its component composition, the coordinates of the points of intersection of the straight lines bounding the surface of the bulk materials formed after loading this layer with the lines of the internal contour of the BLT hopper are determined. Thus, it becomes possible to imagine the structure of the portion in the BLT hopper in the form of a series of layers of different shapes with the known volume and composition of the components of each layer, which, in the presence of the index of each layer, uniquely characterizes the structure of the multicomponent portion in the hopper (Fig. 4).

The model of unloading multi-component portions of the charge from the BLT hopper, which provides a

calculated determination of the content of each component in the output stream.

One of the approaches (analyzed above) was used to describe the process of movement of bulk materials in hoppers, based on which mathematical models for specific objects have been created and results acceptable for practical use have been obtained [78]. This approach is based on the description of the laws of the flow of the batch material in the form of dependencies that determine the volume of the zone of active movement of the material ("discharge figures"), and the volumes of massifs of bulk material that successively enter the zone of active movement of the material and move vertically to the discharge opening of the hopper (Fig. 4).

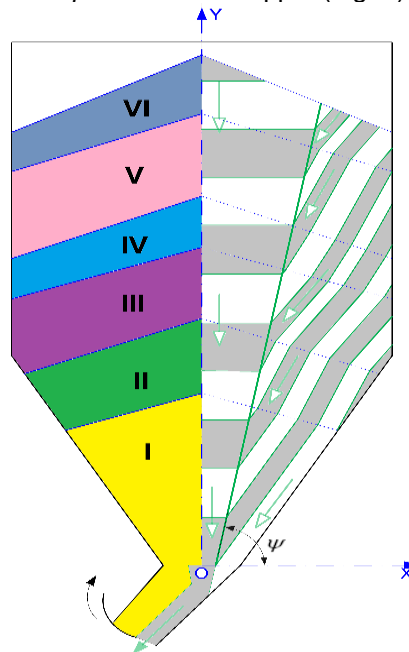


Figure 4 - Diagram of the location of the loaded layers of charge materials in the BLT hopper and the layers unloaded from it.

In the model, the shape of the zone of active movement of the material and the sequence of the output of elementary volumes of the material from the hopper are specified, which have been repeatedly confirmed by the research of the ISI experimentally. The output

data of the model are the masses of the components in each elementary volume of the unloaded material.

The model of the movement of charge materials along the BLT (in the valve assembly, the central pipe and along the tray distributor).

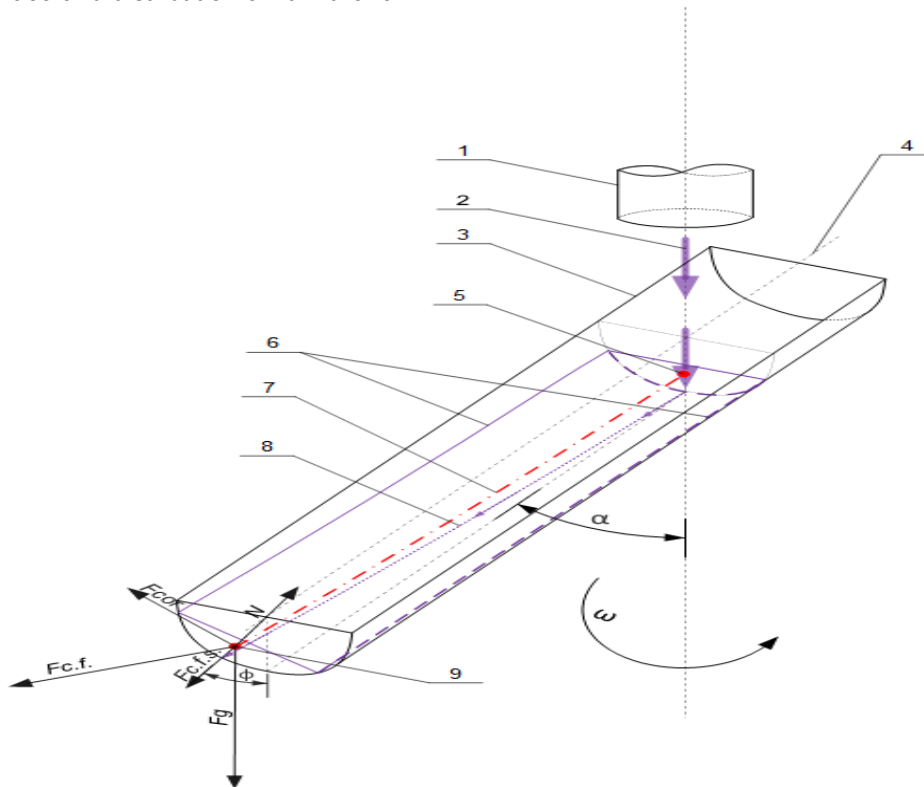
The model contains a mathematical description of the process of movement of charge materials from the plane of the discharge opening of the BLT hopper to their exit from the rotating tray. A system of differential equations is used to describe the complex movement of charge particles on the surface of a rotating tray (Fig. 5).

The output data of the model are the magnitude and direction of the speed of movement of the charge particles at the time of exit from the tray.

The model of the fall of a multi-component charge on the backfill surface and distribution on it in the form

of formation of layers, which provides a calculated determination of the component composition of the charge in a given area of the blast furnace.

The model contains the equations of movement of the charge in the furnace space of the blast furnace and dependencies that describe the process of formation of the backfill surface on the furnace in the form of a gradual increase and distribution of the volume of discharged charge materials until the BLT hopper is completely emptied.



1 - the central pipe of the BLT; 2 - the direction of movement of the charge material; 3 - distribution tray; 4 - longitudinal axis of the tray; 5 - the center of gravity of the flow at the beginning of movement along the tray; 6 - the limits of the flow of charge materials on the tray; 7 - trajectory of the center of gravity of the flow; 8 - the trajectory of the movement of the material point along the tray; 9 - position of the center of gravity of the flow on the unloading end of the tray; α - angle of inclination of the tray to the vertical, degrees; ω - angular speed of tray rotation, rad/s; φ - the angle of lifting (deposition) of materials on the tray, degrees; F_g - gravitational force, N; $F_{c.f.}$ - centrifugal force from tray rotation, N; F_{cor} - Coriolis force, N; $F_{c.f.s.}$ - centrifugal force from lifting (carrying) materials onto the side of the tray, H; N is the normal component of the reaction force, N.

Figure 5 – Diagram of the forces acting on a charge particle during movement along the tray.

The model takes into account the peculiarities of the formation of the backfill surface in the wall and axial zones of the blast furnace, as well as the influence of the processes of redistribution of the coke layer when the iron ore portion is unloaded onto it. The model provides a calculated determination of the characteristics of the distribution of masses and volumes of charge materials discharged in different angular positions of the tray, in the annular zones of the furnace. The content of the components of the charge and the composition of mixtures of charge materials in the annular zones of the furnace is determined on the basis of the

data on the content of the components in the flow of the charge in the specified angular positions of the tray, which are the initial data of the model of unloading portions of the charge from the BLT hopper. An example of a fragment of a table with output data of a complex mathematical model of the process of loading a multi-component charge into a blast furnace, as well as the distribution of component masses along the radius of the furnace according to the results of the simulation of the loading cycle consisting of 10 passes, is given below (Table 1, Fig. 6).

On the basis of the synthesis of mathematical models describing the processes of loading multi-component bulk materials, their unloading from the BLT hopper, movement along the distribution tray of the loading device and distribution on the backfill surface, which were developed in ISI earlier [79] and improved, a complex mathematical model of the formation of multi-component portions of bulk materials, their loading into the BLT hopper, unloading from the hopper and distribution on surface of the backfill [80].

The model provides determination of the current component composition of the flow formed during

unloading of multi-component portions from the BLT hopper, and the full composition of mixtures of charge components

in different ring zones of the furnace. Mathematical and algorithmic support of the model was developed on the basis of the established fundamental dependences of the flow of charge materials from hoppers and their movement along the BLT path, as well as the results of numerous experimental studies performed by ICH at blast furnace production facilities in industrial conditions.

Table 1 – Fragment of a table with output data of a complex mathematical model of the process of loading a multicomponent charge into a blast furnace

Parameter, characteristic	No. of the ring zone of the blast furnace top									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
	Values (relative)									
Zone boundary radius	0,316	0,447	0,548	0,632	0,707	0,775	0,837	0,894	0,949	1,000
Zone mid-radius	0,158	0,382	0,498	0,590	0,670	0,741	0,806	0,866	0,922	0,974
Sinter mass	0,059	0,088	0,116	0,111	0,100	0,089	0,091	0,103	0,115	0,128
Mass of pellets	0,021	0,041	0,077	0,110	0,136	0,160	0,145	0,119	0,104	0,088
Mass of coke	0,156	0,131	0,097	0,087	0,085	0,082	0,088	0,092	0,092	0,091
Mass of scrap	0,020	0,040	0,076	0,109	0,145	0,180	0,137	0,113	0,099	0,081
Mass of anthracite	0,018	0,038	0,076	0,110	0,130	0,145	0,152	0,125	0,111	0,096
Mass of nut coke	0,026	0,047	0,083	0,116	0,130	0,141	0,146	0,119	0,104	0,089
Ore mass	0,050	0,079	0,117	0,129	0,111	0,087	0,099	0,103	0,108	0,117
Mass of ore part	0,045	0,070	0,101	0,111	0,114	0,117	0,111	0,109	0,111	0,112
Mass of coke part	0,149	0,125	0,097	0,090	0,089	0,087	0,093	0,093	0,090	0,088
Ore load	0,300	0,557	1,046	1,229	1,289	1,342	1,200	1,172	1,227	1,279
Ore part volume	0,046	0,071	0,103	0,111	0,113	0,115	0,109	0,108	0,111	0,113
Coke part volume	0,152	0,127	0,097	0,090	0,088	0,086	0,091	0,092	0,090	0,088

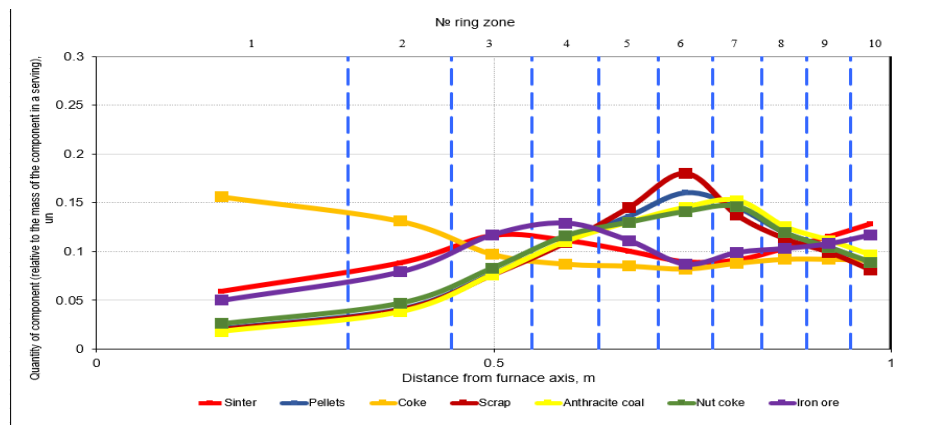


Figure 6 – Mass distribution of charge components along the radius of the to

The model takes into account the influence of the complex of processes of moving mass of charge materials and mixing components in the process of movement and overloading of multi-component portions of the charge, starting from the stage of unloading them on the blast conveyor, or loading them into skips before unloading them on the surface of the backfill on the formation of the characteristics of the distribution of the components of the charge on the surface of the backfill, including the redistribution of components in the

volume of the skip when it is turned in unloading curves.

The developed mathematical model contains databases of structural parameters of blast furnaces, loading devices of various types, skips, as well as databases of loading programs and characteristics of charge materials. It is possible to introduce different velocities in the ring zones of the blast furnace if there is a profiler on the blast furnace. One of the most important results that can be obtained with the help of the

model is the quantification of the mass of each component of the charge entering the considered annular zone during the unloading of the charge materials during the discharge of the charge materials in each involved angular position of the BLT tray.

This makes it possible to analyze the influence of the quantitative characteristics of the applied program for the distribution of charge materials on the indicators of the distribution of individual components, both the iron ore and fuel parts of the charge, as well as the ore loading, and creates the possibility of selecting and adjusting the program based on the results of predictive calculations before introducing it into the loading control system, which significantly reduces the duration of the development of rational charge loading programs and reduces the risk of making ineffective decisions.

The research carried out in recent years has shown the possibilities of using a complex model of the distribution of charge components in solving various technological problems. In particular, based on the results of mathematical modeling of the distribution of charge components in the annular zones of the blast furnace, it is possible to determine the parameters of the plastic zone in the blast furnace, which largely determines the parameters of blast furnace melting [81].

The results of modeling with the help of a complex model make it possible to evaluate the possibility of implementing the requirements for the distribution of charge materials and gas flow during the operation of blast furnaces in various technological conditions [82].

It is known that the properties of primary slags significantly affect the operation of the blast furnace and furnace heating, and the position of the zone of primary slag formation in the furnace depends primarily on the composition of the charge. In this regard, one of the problems that can be solved by predicting the properties of primary slag melts is the justification of the choice of the composition of the charge. Methods of optimizing the composition of the blast furnace charge, which are known and used at present, do not take into account the uneven distribution of its component composition in the working volume of the blast furnace and the related features of the processes of heating, recovery and melting of the charge materials in its various zones. Accordingly, the specificity of the properties of the melts formed in different zones of the working space of the blast furnace is not taken into account. The ability to assess the properties of primary slag melts in different zones of the furnace will allow predicting the state and parameters of the plastic zone, which largely determines the efficiency of the melting process.

The developed complex mathematical model of the distribution of a multi-component charge on the furnace of a blast furnace in combination with physico-chemical models of high-temperature transformations of iron ore components of the charge makes it possible to calculate the properties of primary slag melts in different zones of the blast furnace. The use of these models made it possible to improve the method of estimating the composition and indicators of high-

temperature properties of iron ore materials and primary slag melts, which are formed in selected zones of the blast furnace as a result of the distribution of the charge components during loading. With the help of this ICM method, predictive and analytical studies of the properties of primary slag melts in different zones of blast furnaces during their operation in different technological conditions have been carried out in recent years. Based on the forecast of the properties of the primary slag melts and their comparison with the characteristics set by the technological requirements, an assessment of the effectiveness of the applied loading modes and slag modes is performed, based on which well-founded decisions are made on management and adjustment of their parameters.

Conclusions.

1. Analysis of well-known calculation methods and mathematical models for the distribution of charge materials on the crucible of a blast furnace, which are used in technological and research practice, showed that mathematical modeling using the results experimental studies remain the main way of obtaining information about the distribution of charge materials. There are currently no instrumental means of controlling the distribution of charge components.

2. It is also shown that the distribution of components on the surface of the backfill is the result of the interaction of a number of processes occurring at all stages of the formation of portions of charge materials, their delivery to the furnace and unloading into the furnace. In the process of forming multi-component portions and loading them into the blast furnace, as a result of repeated overloads, the location of the components in the volume of the portion changes significantly, the components are mixed, and masses of unmixed materials and mixtures with different compositions are formed. As a result of the redistribution of components in the volume of the portion, the sequence of unloading components from the BLT hopper is significantly different from the sequence of their loading into the hopper. At the same time, the distribution of charge components and the composition of their mixtures formed in different zones of the blast furnace largely determine the formation and development of the gas flow, its characteristics and their distribution in the volume of the furnace, the condition of the lining and the possibility of risks of violation of its integrity, the formation of fields of primary slag formation, the gas permeability of the zone of slow moving materials, the parameters of the plastic zone and a number of other processes and factors that determine the course and indicators of blast furnace melting.

3. Three approaches to modeling one of the more complex processes that take place on the path of the loading system - the unloading of multi-component portions from the BLT hopper - are highlighted. The first - in the form of geometric dependencies, determines the volume of the zone of active movement of the material, the shape of which is determined experimentally, and the volumes of massifs of loose material,

which in a given sequence will further reach the zone of active movement of the material, and then move vertically to the outlet of the hopper. The second approach is an attempt to take into account the kinematic laws of movement of bulk material in the zone of active movement in combination with the provisions of the first approach to describe the behavior of bulk material outside the active zone. The third approach is based on DEM, the mathematical models on the basis of which require input data, the acquisition of which is difficult to determine, or whose reliability is sufficiently confirmed.

4. On the basis of the synthesis of mathematical models describing the processes of loading multicomponent bulk materials, their unloading from the BLT hopper, movement along the distribution tray of the loading device and distribution on the backfill surface, which were developed and improved in the ICH, a complex mathematical model of the formation of multicomponent portions of batch materials, their loading into the BLT hopper, unloading from the hopper and distribution on the backfill surface was developed. The model provides determination of the current

component composition of the flow formed during the unloading of multicomponent portions from the BLT hopper, and the full composition of mixtures of charge components formed in different annular zones of the blast furnace.

5. Over the past 15 years, the developed complex model has been successfully used by the ISI to solve a number of technological tasks regarding the selection of rational loading modes of operating blast furnaces operating on a multicomponent charge, including for the selection of parameters of special loading modes that provide the necessary conditions for the formation of garnish or washing depending on the current requirements of the smelting process. Information on the distribution of charge components across the cross-section of the furnace, which can be obtained using the developed complex model, is also necessary for conducting analytical studies of physico-mechanical and physico-chemical processes in the blast furnace, in particular the conditions of slag formation and the distribution of properties of melts in the volume of the blast furnace.

References

1. Bolshakov, V. I. (2007). Technology of highly efficient energy-saving blast furnace smelting. Nauk. Dumka.
2. Tovarovsky, I. G. (2009). Blast furnace smelting. Monograph. 2nd edition. Publishing House "Porogi".
3. Gruzinov, V. K. (1960). Control of gas flow in a blast furnace by program loading. Metallurgizdat.
4. Nikolay, E. I. Platinin, B. G., Gruzinov, V. K., & Osintseva, N. L. (1972). On the issue of assessing the nature of the fall of materials from a large cone. Academy of Sciences of the Kazakh SSR. Proceedings of the Chemical-Metallurgical Institute, 13, 74-79.
5. Osintseva, N. L., Gruzinov, V. K., Ozolina, Z. M. (1974). Movement of blast furnace charge materials during pouring from the cones of charging devices. Academy of Sciences of the Kazakh SSR. Transactions of the Chemical-Metallurgical Institute. 26, 32-40.
6. Babarykin, N. N. (1963). Basic patterns of distribution of materials in the blast furnace throat. Collection. Blast furnace process according to the latest research. Metallurgizdat.
7. Klempert, V. M., Frenke, I. M., & Grishkova, A. A. (1993). Monitoring and control of blast furnace gas distribution. Metallurgy.
8. Bolshakov, V. I. (2006). Control of loading, distribution of charge and gases in a blast furnace. Understanding of blast furnace smelting processes. Porogi.
9. Loginov, V. I., Glushchenko, I. M., & Bekhter, E. I. (1986). Increasing the efficiency of coke use in the national economy. Metallurgy.
10. Tarasov, V. P. (1990). Gas dynamics of the blast furnace process. Metallurgy.
11. Experimental and theoretical study of the pouring of materials from a large cone and the change in the angle of their slope in a blast furnace shaft. Translation of VCP No. E-08999. – 24.05.93.
12. Development of a Simulation Model for Burden Distribution at Blast Furnace Top. Yoshimasa KAJIWARA, Takao JIMBO, Toshihiko SAKAI. Transaction of the Iron and Steel Institute of Japan. (1983). 23(12), 1045-1052.
13. Hinnelä, J., & Saxén, H. (2001). Hybrid model of burden distribution in the blast furnace. Ironmaking conference proceedings.
14. Hinnelä, J., Saxén, H., & Pettersson F. (2003). Modeling of the Blast Furnace Burden Distribution by Evolving Neural Networks. Industrial & Engineering Chemistry Research, 42(11), 2314-2323.
15. Pettersson, F., Hinnelä, J., & Saxén, H. (2003). Evolutionary Neural Network Modeling of Blast Furnace Burden Distribution. Materials and Manufacturing Processes, 18(3).
16. Kovshov, V. N. (1982). Formation of blast furnace backfill surface by modern loading devices. Message 1. News of Universities. Ferrous Metallurgy, 12, 8-12.
17. Tarakanov, A. K., Grinshtein, N. Sh., Bairaka, M. N. et al. (1986). Automated selection of the loading mode of a blast furnace with a chute-type loading device. Steel, (5), 11.
18. Tarakanov, V. P. Lyalyuk, D. A. et al. (2018). Coordinated control of the distribution of charge materials at the blast furnace throat and gas flow in the hearth of a blast furnace. Steel, (6), 2-5.
19. Kreutz, L., & Bergman, B. (1988). Distribution of materials in a blast furnace operating with a bell-less charging device. Cherny Metally, (19), 3-19.
20. Kreutz, L., Gudenau, H.W., & Standish, N. (1991). Influence of a Rotating Chute Charging Apparatus on the Symmetry of Material Distribution in a Blast Furnace. Cherny Metally, (3), 26-32.
21. Yu, Y. W., Bai C. G., Zhang, Z. R., Wang, F., & Pan C. (2009). Theoretical Calculation and Validation of Burden Trajectory in Bell-Less Top Blast Furnace, Ironmaking and Steelmaking, 36(7), 505-508.

22. Teng, Z., Cheng, S., Du, P., & Guo, X. (2013). Erratum to: Mathematical model of burden distribution for the bell-less top of a blast furnace. *International Journal of Minerals Metallurgy and Materials*, 20(7). <https://doi.org/10.1007/s12613-013-0775-7>.
23. Fu, D., Chen, Y., Zhou, C. Q. (2015). Mathematical modeling of blast furnace burden distribution with non-uniform descending speed. *Applied Mathematical Modelling*, 39(23). <https://doi.org/10.1016/j.apm.2015.02.054>.
24. Park, J.-I., Baek, U.-H., Jang, K.-S., Oh, H.-S. & Han, J.-W. (2011). Development of the Burden Distribution and Gas Flow Model in the Blast Furnace Shaft. *ISIJ International*, 51(10), 1617-1623.
25. Yang, Y., Yin, Y., Wunsch, D., Zhang, S., Chen, X., Li, X., Cheng, S., Wu, M. & Liu, K.-Z. (2017). Development of Blast Furnace Burden Distribution Process Modeling and Control. *ISIJ International*, 57(8), 1350-1363.
26. Zhao, G., Cheng, S., Xu, W. & Li, C. (2015). Comprehensive Mathematical Model for Particle Flow and Circumferential Burden Distribution in Charging Process of Bell-less Top Blast Furnace with Parallel Hoppers. *ISIJ International*, 55(12), 2566-2575.
27. Gupta, P. K., Rao, A. S., Sekhar, V. R., Ranjan M. & Naha T.K. (2010). Burden distribution control and its optimization under high pellet operation. *Ironmaking & Steelmaking*, 37, 235-239.
28. Fojtik, D., Tuma, J., Faruze, I. P. (2021). Computer modelling of burden distribution in the blast furnace equipped by a bell-less top charging system. *Ironmaking & Steelmaking*, 48, 1226-1238. <https://doi.org/10.1080/03019233.2021.1952829>.
29. Li, M.; Wei, H., Ge, Y., Xiao, G. & Yu, Y. (2020). A Mathematical Model Combined with Radar Data for Bell-Less Charging of a Blast Furnace. *Processes*, 8, 239. <https://doi.org/10.3390/pr8020239>
30. Saxen, H., Helle, M., & Li, H. (2019). Mathematical model of burden distribution in the blast furnace. In F. Kongoli, P. Assis, M.C. Gomez-Marroquin, S. Kitayama, H. Konishi, A. Murao, S. Nomura, H. Ono, H. Saxen, K. Seto, J.I. Tani Eds.), *Sustainable Industrial Processing Summit (SIPS), Usui Intl. Symp. Montreal, Canada. Advanced Sustainable Iron and Steel Making*, 8, 243-248.
31. Hinneld, J., Saxen, H., & Pettersson, F. A. (2003). Modeling of the Blast Furnace Burden Distribution by Evolving Neural Networks. 42(11), 2314-2323. <https://pubs.acs.org/action/showCitFormats?doi=10.1021%2Fie0203779&href=/doi/10.1021%2Fie0203779Ind>.
32. Park, J. I., Jung, J. H., Jo, M. K., Oh, H. S., & Han, J. W. (2011), Mathematical modeling of the burden distribution in the blast furnace shaft. *Publication. Metals and Materials International*, 17(3), 485-496.
33. Shi, P. Y., Zhou, P., Fu, D., & Zhou, C. Q. (2016). Mathematical model for burden distribution in blast furnace. *Ironmaking & Steelmaking*, 43(1), 74-81. <https://doi.org/10.1179/1743281215Y.0000000052>.
34. Chen, J., Zuo, H., Xue, Q., & Wang, J. (2021). A review of burden distribution models of blast furnace. *Powder Technology*. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2021.117055>.
35. Nag, S., Gupta, A., Paul, S., Gavel, D. J., & Aich, B. (2014). Prediction of Heap Shape in Blast Furnace Burden Distribution. *ISIJ International*, 54, 1517-1520.
36. Agrawal, A. (2019). Blast Furnace Performance Under Varying Pellet Proportion. *Trans. Indian Inst. Met.*, 72, 777-787. <https://doi.org/10.1007/s12666-018-1530-6>.
37. Mitra, T. (2016). Modeling of Burden Distribution in the Blast Furnace. [Doctor of Technology Thesis. Thermal and Flow Engineering Laboratory Faculty of Science and Engineering Ebo Akademi University]. Turku/Abo, Finland, 89 p.
38. Li, Z., Kuang, S., Liu, S., Gan, J., Yu, A., Li, Y., & Mao, X. (2019). Numerical investigation of burden distribution in ironmaking blast furnace. *Powder Technol.*, 353, 385-397. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2019.05.047>.
39. Jiansheng, Chen, Hai-Bin, Zuo, Qingguo Xue, Jingsong, Wang. (2022). A review of burden distribution models of blast furnace. January. *Powder Technology* 398, 117055. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2021.117055>
40. (2023). Modelling of phenomena affecting blast furnace burden permeability using the Discrete Element Method (DEM) – A review Raïsa Roeplal, Yusong Pang a, Allert Adema b, Jan van der Stel b, Dingena Schott a *Powder Technology*, 415,(1), 118161
41. Yu, YW, Saxén, H. (2011). Analysis of Rapid Flow of Particles in and from an Inclined Chute Using Small-Scale Experiments and Discrete Element Simulation. *Ironmaking and Steelmaking*, 38(6), 432-442
42. Narita, Yoichi, Orimoto, Takashi, Mio, Hiroshi, & Nomura, Seiji. (2017). DEM Analysis of Particle Trajectory in Circumferential Direction at Bell-less Top. *ISIJ International*, 57(3), 429-434. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-560>
43. Huaqing, Ma, Xiuhao, Xia, Lianyong, Zhou, & Chao, Xu. (2023). A Comparative Study of the Performance of Different Particle Models in Simulating Particle Charging and Burden Distribution in a Blast Furnace within the DEM Framework. *Energies*, 16(9), 3890
44. Ivancha, N. G., Muravyova, I. G., Vishnyakov, V. I., Shcherbachev, V. R., & Ermolova, K. P. (2022). Improving the energy efficiency of blast furnace smelting by selecting rational parameters for the multi-component charge loading mode. *Problems of regional energy*. <https://doi.org/10.52254/1857-0070.2022.2-54.05>.
45. Bolshakov, V. I., Ivancha, N. G., Muravyova, I. G., Vishnyakov, V. I. (2012). Technological substantiation of the efficiency of loading multi-component mixed portions of charge materials into a blast furnace *Coll. Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*. (25), 103-122.
46. Dobroskok, V. A. (2007). Special blast furnace loading systems. *Ferrous metals*, 9, 13-21.
47. Bukhvalder, J., Dobroskok, V. A., Lonardi, E., Goffin, R., Tillen, G., & Kyoler, S. (2008). Modern blast furnace loading systems. *Metallurgy - Steel and iron*, 9, 21-25.
48. Nikitin, L. D., Dolinskiy, V. A., Bugayov, S. F., Mar'yasov, M. F., Denisov, Yu. M., Chudnova, N. T., & Fyodorov, I. P. (2004). Formation of a rational structure of a column of charged materials in a blast furnace. *Metallurg - Metallurgist*, (2), pp. 26-28.
49. Shepetovskiy, E. A. (2003). Ratsional'noe formirovanie stolba shikhty v domennoy pechi [Rational formation of charge column in a blast furnace]. *Stal' – Steel*, (5), 11-15.

51. Yaroshevskiy, S. L., Nozdrachev, V. A., Chebotarev, A. P., Rudenko, V. A., Feshchenko, S. A., Kuznetsov, A. M., Padalka, V. P., Hlaponin, N. S., & Kuzin, A. V. (2000). Efficiency of using coke fraction less than 40 mm in blast-furnace smelting. *Metallurg - Metallurgist*, (12), 32-35.
52. Litvinov, L. F., Yaroshevskiy, S. L., Kuznetsov, A. M., Padalka, V. P., Hlaponin, N. S., & Kuzin, A. V. (2004). Efficiency of blast furnace technology when loading coke into a furnace with iron oxide. *Metall i lit'yo Ukrainy*, (12), 5-9.
53. Yu, X., & Shen, Y. (2020). Model study of central coke charging on ironmaking blast furnace performance: Effects of charring pattern and nut coke. *Powder Technol.*, 361, 124-135. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2019.10.012>.
54. Kashihara, Y., Iwai, Y., Ishiwata, N., Oyama, N., Matsuno, H., Horikoshi, H., Yamamoto, K., & Kuwabara, M. (2017). Development of New Charging Technique for Mixing Coke in Ore Layer at Blast Furnace with Center Feed Type Bell-less Top. *ISIJ International*, 57(4), 665-672.
55. Matsui, A., Sat, o A., Oyama, T., Matsuo, T. (2003). All Pellets Operation in Kobe No. 3 Blast Furnace under Intensive Coal Injection. *ISIJ International*, 43(2), 166-174. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.43>.
56. Kalinin, A. P., Zagainov, S. A., Yaroshenko, Yu. G. (1985). Mathematical model for assessing the quality characteristics of a flow during its cyclic loading and unloading from a hopper / News of higher education institutions. *Ferrous metallurgy*, (8), 95-98.
57. Kalinin, A. P. (1990). Mathematical models of charge movement and its distribution on the blast furnace throat. Institute "Chermetinformatsiya". Review. Inform. Series Preparation of raw materials for metallurgical processing and cast iron production, (4), 1-32.
58. Malakhov, G. M. (1952). Ore release from collapsed blocks. *Metallurgizdat*.
59. Kvapil, R. (1961). Movement of bulk materials in hoppers. *Gosgortekhzdat*.
60. Panich, Yu. V., & Paikin, M. Z. (1977). Mathematical model of loading and flow of bulk materials from storage tanks for the purpose of averaging ores. *Ore dressing*. (3), 6-10.
61. Kulikov, V. V. (1982). Ore release. *Nedra*.
62. Nakano, K., Isei, Y., Natsui, T., Watanabe, K., & Kishino, T. (2020). Technical Report Tracking Technique of Burden Materials for Blast Furnace with Bell-less Top by Using RFID. *Nippon Steel technical report*, 123, 83-89.
63. Nakano, K., Sunahara, K., & Inada, T. (2010). Advanced Supporting System for Burden Distribution Control at Blast Furnace Top. *ISIJ International*, 50(7), 994-999.
64. Yoshimasa, K., Takao, J., Tadatsugu, J., Yoichi, A., & Takanobu I. (1985). Development of a Simulation Model for Burden Distribution in Bellless Charging Based on Full Scale Model Experiments. *Transaction ISIJ*, 71(2), 175-182.
65. Tüzün, U., & Nedderman, R. (1985). Experimental proof of kinematic modeling of flows of granular media in the absence of air resistance. *Mechanics of granular media: Theory of fast movements: Collection of articles. Series: Mechanics*, 193-209.
66. Mio, H., Kadowaki, M., Matsuzaki, S., & Kunitomo, K. (2012). Development of particle flow simulator in the charging process of blast furnace by discrete element method. *Minerals Engineering*, 33, 27-33.
67. Kumar, R., Patel, C. M., Jana, A. K., & Gopireddy, S. R. (2018). Prediction of hopper discharge rate using combined discrete element method and artificial neural network. *Advanced Powder Technology*, 29(11), 2822-2834. <https://doi.org/10.1016/j.apt.2018.08.002>.
68. Chibwe, D. K. (2019). Optimized burden delivery for blast furnace operations. [A thesis submitted in fulfilment of the requirements for the Degree of doctor of philosophy. Faculty of Engineering and Built Environment at The University of Newcastle. Newcastle, Australia], 295 p.
69. Bolshakov, V. I. 1990 Theory and practice of loading blast furnaces. *Metallurgy*.
70. Bolshakov, V. I., Semenov, Yu. S., Ivancha, N. G., & Vishnyakov, V. I. (2012). Investigation of flow parameters of shift materials and their distribution on the column of a modern blast furnace // *Metallurgical and mining industry*. (3), 87-92.
71. Bolshakov, V. I., Bogachev, Yu. A., Vishnyakov, V. I., Ivancha, N. G., & Shuliko, S. T. (2008). Prestart studies of loading and distribution of charge in a large-volume blast furnace. *Ferrous metallurgy. Bulletin of scientific, technical and economic information*, 6(1302), 39-44.
72. Bolshakov, V. I., Varivoda, I. E., Roslik, N. A. & Shutylev, F. M. (1995). The influence of charge movement along the tracts of the loading device on the circumferential distribution in a blast furnace. *Collection. Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy. Naukova Dumka*.
73. Bolshakov, V. I., & Zarembo, A. Yu. (1990). Study of material movement in charge paths of bell-less loading devices//In-t Chermetinformatsiya: Review information. Preparation of raw materials for metallurgical processing and production of cast iron, (2), 1-9.
74. Bolshakov, V. I., & Zarembo, A. Yu. (1985). Trajectories of charge movement in the blast furnace throat space. *Bulletin of the Central Research Institute of Black Metallurgy*, (20), 35-37.
75. Bolshakov, V. I., Zarembo, A. Yu., & Salo, A. S. (1984). Methodology for calculating the parameters of the charge descent from the distribution chute. *Coll. MChM: Issues of cast iron production in blast furnaces*, 60-64.
76. Bolshakov, V. I., Zarembo, A. Yu., Ivancha, N. G. (2007). Movement of the charge in the blast furnace throat space during loading by a chute distributor. *Metallurgical and mining industry*, (4), 75-79.
77. Bolshakov, V. I., Semenov, Yu. S., Lebed, V. V., Shumelchik, E. I., & Vishnyakov, V. I. (2011). Model of radial distribution of charge materials on the blast furnace throat equipped with a BLT Collection of scientific papers of the Institute of Metallurgy "Fundamental and Applied Problems of Ferrous Metallurgy", (23), 52-62.
78. Semenov, Yu. S., Shumelchik, E. I., Vishnyakov, V. I., Nasledov, A. V., Semion, I. Yu., & Zubenko, A. V. (2013). Model system for selecting and correcting charging programs for blast furnaces equipped with a bell-less charging apparatus. *Metallurgist*, 56(9-10).
79. Nakano, K., Isei, Y., Natsui, T., Watanabe, K., & Kishino, T. (2020). Technical Report Tracking Technique of Burden Materials for Blast Furnace with Bell-less Top by Using RFID. *Nippon Steel technical report*, (123), 83-89.

80. Bolshakov, V. I., Muravyova, I. G., Beloshapka, E. A., & Varivoda I. E. (2004). Mathematical models of radial distribution of charge in blast furnaces. Fundamental and applied problems of metallurgy: collection of scientific papers. (8), 86-102.
81. Ivancha, N. G., Murav'eva, I. G., Shumel'chik, E. I., Vishnyakov, V. I., & Semenov, Yu. S. (2018). Complex Mathematical Model of the Distribution of Multicomponent Charge in a Blast Furnace. Metallurgist, 62(1-2), 95-100.
82. Myrav'yova, I. G., Ivancha, N. G., Shcherbachov, V. R., Vishnyakov, V. I., & Ermolina, E. P. (2023). Improvement of the Burden Column Structure by Controlling the Multicomponent Burden Loading Mode into the Blast Furnace. Problemele energeticii regionale, 2(58), 138-149. <https://doi.org/10.52254/1857-0070.2023.2-58-12>.
83. Ivancha, M. H., Nesterov, O. S., Muravyova, I. H., Garmash, L. I., Vishnyakov, V. I., Shcherbachov, V. R., & Yermolina, K. P. (2023). Improvement of technological requirements for distribution of burden materials and gas flow in the operation of blast furnaces with low silicon content in pig iron and assessment of their implementation on modern blast furnaces. Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy, 37, 76-104. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2023-37-76-104>.

Надіслано до редакції / Received: 01.03.2025

Прийнято до друку / Accepted: 30.05.2025

Vaniukov A.A., Ivashchenko V.P., Ivanova L.Kh., Kovalov M., Tsybulia Ye.
**Complex solid-phase reduction in a blast furnace of self-healing pellets
of cold agglomeration containing by-product carbon materials
of metallurgical production**

Ванюков А.А., Іващенко В.П., Іванова Л.Х., Ковальов М., Цибуля Є.
**Комплексне твердофазне відновлення в доменній печі
самовідновлювальних окатишів холодної агломерації, що містять
побічні вуглецеві матеріали металургійного виробництва**

Abstract. The reactions of direct and indirect reduction occurring during the heat treatment of self reducing pellets (SRP) have been studied. In this investigation Blast furnace (BF) sludge which contains particles of coke, has been included in the SRP blend as a source of solid reductant. In the SRP as a part of the blast furnace burden occur the reactions simultaneously: inside of SRP-direct reduction by C_{solid} ; gasification of carbon and indirect reduction by CO; and outside of SRP-indirect reduction of iron bearing oxides by reducing gas coming from the hearth of blast furnace through the column of charged materials. The experiments was performed continuously from the start temperature (~200 °C) to the experimental temperature (500 °C; 700 °C; 900 °C; 1100 °C) in argon free environment. Upon reaching the desired temperature argon was replaced by hydrogen during 30 minutes. After that the reduced probe of SRP was cooled in argon. The objective of the present work is to research a quantitate ratio of degree direct reduction inside of SRP and degree of indirect reduction outside of SRP on the top of the blast furnace.

Key words: self reducing pellets; direct and indirect reduction degree; degree of metallization.

Аноатація. Процеси доменної печі відрізняються від процесів виробництва заліза прямим відновленням. У твердих і самовідновлювальних брикетах (СВР) у складі шихти доменної печі одночасно відбуваються реакції: всередині СВР – пряме відновлення вуглецем (твердим); газифікація вуглецю та непряме відновлення монооксидом вуглецю, а зовні СВР – непряме відновлення відновлювальним газом, що надходить з поду доменної печі. Інтегральний ступінь відновлення СВР, а саме пряме відновлення твердим вуглецем, що міститься в СВР, та непряме відновлення відновлювальним газом – воднем зовні СВР, досліджувався при температурах 500; 700; 900 та 1100 °C. Були оцінені ступені відновлення СВР твердим вуглецем (всередині зразка) в атмосфері аргону воднем (зовнішня поверхня зразка) за допомогою експерименту з відновлення. Отримано наступні результати. Відновлення Fe_2O_3 до Fe_3O_4 відбувається прямим відновленням (ступінь прямого відновлення становить 46,06%) та непрямым відновленням воднем (ступінь відновлення 53,94%) за температури 500 °C. Вміст кисню в Fe_2O_3 для переходу на Fe_3O_4 дорівнює 15,8%, що відповідає інтегральному ступеню відновлення – 16,5%. Аналогічно, інтегрований ступінь відновлення при прямій температурі 700 °C дорівнює 97,1%, що включає 34,9% за прямої температури 700 °C; та 100%, що включає 48,7% за прямої та 51,3% за непрямої відновлення за температури 900 °C. Інтегрований ступінь відновлення дорівнює 100%, що включає 98,6% за прямої відновлення твердим вуглецем за температури 1100 °C. Хімічний аналіз відновленого полімерного волокнистого матеріалу (SRP) показав зміну ступеня інтегрального відновлення з 85,79 % (900 °C) до 92,50 % (1000 °C) та 84,6 % (1100 °C) та металізації 83,30 % (900 °C), 89,90 % (1000 °C), 80,75 % (1100 °C). Ці дані відповідають результатам залежності ступеня відновлення СВР від температури. Відновлений зразок містить металеву фазу, що утворює найтонші дендрити у склоподібній масі шлакоутворюючих компонентів. Таке перетворення в СВР забезпечує значне підвищення міцності завдяки утворенню металевого каркаса.

Ключові слова: самовідновлювальні брикети, температура, вуглець, ступінь відновлення, металевий каркас, міцність.

Introduction

Metallurgical coke, produced from coking coal, is the primary fuel used in blast furnaces for iron smelting. The cost of coke plays a decisive role in the overall cost of iron production. Furthermore, for use in blast furnaces, coke must meet certain quality criteria, including chemical composition, particle size distribution, mechanical strength, and metallurgical properties. Among these properties, fuel reactivity is particularly

important, as it directly affects the temperature of the blast furnace's thermal reserve zone, thereby influencing its operational efficiency [1-3].

To improve the efficiency of the iron smelting process, self-reducing agglomerates and pellets are widely used in the iron charge. These materials offer a number of advantages, primarily due to the close contact between the iron oxide and the reducing agent, which increases the reduction rate and reduces fuel

© Vaniukov A.A. - Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine
Ivashchenko V.P. - Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine
Ivanova L.Kh. - Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine
Kovalov M. - Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine
Tsybulia Ye. - Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine



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

consumption [4-5]. Self-reducing materials allow the use of ultrafine iron oxide and steelmaking by-products such as sludge and powders with high iron content, further enhancing the sustainability of this industrial sector [6]. Furthermore, the use of highly reactive carbonaceous materials leads to a decrease in the temperature of the thermal reserve zone, thereby potentially lowering the FeO-Fe equilibrium temperature and reducing overall fuel consumption [7 - 9].

Numerous studies [10–21] have addressed the development and performance characteristics of self-reducing agglomerates, pellets, and developed models to predict the reduction kinetics using different carbon sources in agglomerates, pellets, and briquettes [22–28]. For use in blast furnaces, the self-reducing agglomerate must meet stringent quality requirements in terms of reactivity (or reducibility) and mechanical properties, both of which depend on the carbon source and its amount in the mixture [29, 30]. Furthermore, the volatiles of the reducing agent also have a reducing potential, as shown in previous studies [31–36], which may influence the formation of the agglomerate microstructure.

In recent years, to optimize the reducing process in the blast furnace a great attention is paid to self-reducing pellets (SRP). These materials are used already in the operating blast furnace 1-5). The consumption of SRP from 60 to 80 kg/t_{NM} was used in the commercial blast furnace melt. It provides the coke rate lowering by 10-15 kg/t_{HM} and the degree of direct reduction falls by 2% 2). The consumption of SRP could be come to 200 kg/t_{HM} in the blast furnace charge 3,4).

Results of the blast furnace operation indicated that the SRP charged into the blast furnace does not reduce the gas permeability of the charge and does not disturb the smooth run of the blast furnace. Reduction of the iron oxides contained in the SRP starts at low temperature zone and reduction to come to an end earlier as the sinter and pellets. Thus there is a tendency to a significant reduction in coke consumption.⁵⁾

The mechanism and kinetics of self-reduction pellets has already been modelled. These models take into consideration not only the kinetics of gasification of carbon and reduction reactions but also the mass and heat transfer phenomena ^{6,7)}.

The simultaneous reaction between reduction of the iron oxides and gasification of carbon was examined. The obtained results are as follows: coupling phenomenon between reduction and gasification existed. The starting temperature of reduction was 250 °C in the hematite-graphite facing pair while the temperature was 420 °C in the single hematite.⁸⁾

It was calculated reduction degree at different temperatures during thermal analysis of SRP samples. Iron oxide reduction seems to start in relatively low temperature range between 500-600 °C. A possible explanation is that some carbon gasification catalyzed by H₂O from dihydroxylation of hydrates ^{9,10)}. The reduction mechanism of pellets with reducing gas can be transferred to the SRP ^{11,12)}.

The contribution ratios of direct reduction by solid carbon and indirect reduction and carbon gasification were estimated through reduction experiment of the composite under inert atmosphere. The reduction from Fe₂O₃ to Fe₃O₄ proceeds at low temperature and is very small. During this period direct reduction proceeds because new contact points between Fe₂O₃ and graphite are formed. The contribution ratio of the direct reduction is approximately 45% during the reduction from Fe₂O₃ to Fe₃O₄.¹³⁾ It carbonaceous material and iron bearing oxides could be adjoin, the starting temperature of the reaction could be lowered. With the increase in the degree of contact in such mixture the starting temperature is lowered. It is an effective method to increase the rate of direct reduction ¹⁴⁾.

The blast furnace process differs from the processes production of iron by direct reduction. In the SRP as a part of the blast furnace burden simultaneously reactions occur: inside of the SRP – direct reduction by carbon (solid); gasification of carbon and indirect reduction by mono oxide of carbon and outside of SRP – indirect reduction by reducing gas coming from hearth of the blast furnace.

A significant number of research of a reduction processes carried out in the carbon composite agglomerates in an inert atmosphere (nitrogen, argon). From the point of a view of the use in the blast furnace process SRP it is necessary to take into account indirect reduction of iron bearing oxides by reducing gas coming from the hearth of the through the column of charge materials of the blast furnace.

The purpose of this paper is to estimate the ratio of indirect and direct reduction SRP depending on the temperature in the range of 500-1100 °C.

Experimental Procedure.

Sample

SRP sample was selected from industrial parties. The chemical composition and physical characteristics of the sample are given below: SRP were produced from the mixture of a blast furnace and converter sludge in proportion (3: 2), with the addition 10 % of the portland cement.

Chemical composition of SRP. %

Fe _{tot}	FeO	Fe ₂ O ₃	SiO ₂	CaO	MgO	C
43,10	8,0	52,68	7,50	14,0	8,0	9,8

Fractional size of SRP.

Size, mm	40-20	20-15	15-10	10-5	5-0
Yield, %	37,00	45,00	12,00	1,8	4,5

The SRP have been produced on the pelletizer 5,5 m. with productivity 25-30 ton per hour. After an probe exposure during 28 day the compressive strength of SRP was in average 90 kg/pellet.

The bulk weight g/cm³-1,4.

Reaction behavior of the SRP involving with reduction of iron bearing oxide has been investigated. Diameter of SRP ranked between 10-15 mm was set in reaction crucible and than in reaction tube.

Research facility

The experimental setup is shown in Fig. 1. It consists of an electrical heating furnace, which can be moved up and down. The quartz tube passes through

the furnace. The reaction zone is in the middle of the furnace. Neutral argon atmosphere is created and for indirect reduction argon was changed on hydrogen. Gases of argon and hydrogen are introduced into the furnace separately. Wire of nickel alloy chromosome joins the scales test. A thermocouple is located in the tube. The crucible of wire chrome-nickel was permeable.

The reduced sample of SRP was to cool in Ar gas until room temperature was reached.

Experimental Procedure reduction of SRP by Hydrogen. Thermogravimetric method was used to measure the degree of a reduction depends on the temperature. The SRP fraction 10 - 15 mm was used. The furnace temperature was varied in the range 500-1100 °C. The heating rate of the sample was varied in the range of 27.7 - 29.5 °C/min.

In this investigation chemical analysis of reduced samples after thermal treatment was feasible. Calculation of reduction and metallization degree was done using results from chemical analysis and the change in mass due to oxygen removal from iron oxides of SRP separately due to direct reduction and indirect reduction. Reduction degree has been defined as follows.

$$RD (\%) = \left(\frac{\Delta m_{red}}{m_{initial}} \right) \times 100\%$$

Where RD – is reduction degree, %

Δm - is the change in mass due to oxygen removal from iron oxide;

$m_{initial}$ – initial mass of sample.

The SRP samples from heated to temperature: 1000 °C were studied using the methods of manual microscopy and petrography of ore using a notarizing microscopy the MIN – 9 microfotometric device PME – 1. An ore, slag and carbonaceous components were determined by reflectance, colour, polarization effect and internal reflex.

Results and discussion

Results of the SRP reduction process study shown in table 1 and figure 2. The experiments were performed continuously by from the start temperature (~200°C). The sample was placed in an furnace and heated to the experimental temperature under argon, and then replacement by hydrogen reducing gas, at this temperature for 30 min. This cycle is to be

repeated for the temperatures: 500 °C; 700 °C; 900 °C; 1100 °C.

Fig 2 shows the dependence the reduction degree of the iron oxides of SRP on the temperature. The direct reduction degree of the SRP is 7,6%, at the temperature 500°C.

Fig 2 shows the change in the indirect reduction degree of iron oxides of SRP by reducing gas-hydrogen on the outside surface of SRP. The degree of indirect reduction is 8,9 % at the temperature 500°C.

Integrated degree of direct and indirect reduction is equal 16,5 %. Initial probe of SRP contains 43,1 % Fe_{tot} ; and 8 % FeO that it is corresponded to content of 34, 88 % Fe_3O_4 . Thus Fe_2O_3 could be reduced to Fe_3O_4 . The following calculation let us to understand that integrated degree of reduction 16,5 % corresponds approximately to reduction of Fe_2O_3 to Fe_3O_4 . It occurs due to reaction $3Fe_2O_3 = 2Fe_3O_4 + \frac{1}{2}O_2$. The content of oxygen removed from Fe_2O_3 to transfer for Fe_3O_4 could be: $\frac{52,68 \times 144}{480} = 15,8\%$ that correspond approximately integrated degree of reduction (16,5 %).

Where: 52,68 – content of Fe_2O_3 in initial sample of SRP

144 – content of oxygen in 3 Fe_2O_3 according to reaction

480 – molecular mass of Fe_2O_3 according to reaction.

As to direct reduction of Fe_2O_3 to Fe_3O_4 by solid carbon which proceeds at temperature 200 – 500 °C, the gasification rate is very small. During this period direct reduction proceeds due to contact between Fe_2O_3 and particle of carbon of which are formed continuously due to expansion of iron oxides. The contribution part of the direct reduction is 46,08 % during the reduction from Fe_2O_3 to Fe_3O_4 {7,6 : 16,5}= 46,06 %. It is conform to result turn out earlier.¹³⁾

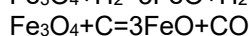
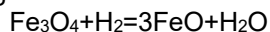
The degree of the iron oxides SRP reduction by hydrogen shows 8,9 % at temperature 500 °C. The reduction mechanism of burnt pellets by reducing gas could be transferred to the reduction of SRP. The degree of direct reduction by carbon and indirect reduction of iron oxides of SRP are equal 34,9 % and 62,2, % correspondingly at the temperature 700 °C. After reduction $Fe_2O_3 \rightarrow Fe_3O_4$ the total contents of magnetite could be 178,6 g/mol and oxygen (O_2) – 49,2 g/mol.

Table 1. Results of the integrated reduction of self-reducing pellets.

Temperature, °C	Summary duration of experiment, min	Summary loss of mass, g	Reduction by carbon in argon atmosphere			For time of reduction of hydrogen			
			Direct reduction			Indirect reduction			
			Duration, min	loss of mass	Degree of reduction	Duration, min	Degree of reduction loss mass	Degree of reduction	Σ
500	48,0	0,76	18,0	0,35	7,6	30	0,41	8,9	16,5
700	55,0	3,44	25,0	1,61	34,9	30	2,87	62,2	97,1
900	61,5	4,93	31,5	2,40	48,7	30,1	2,53	51,3	100,0
1100	62,0	4,61	56,0	4,55	98,6	6	0,064	1,4	100,0

The integrated degree of the SRP reduction at the temperature is equal 97,1%. The contribution part of the direct reduction is 35,94 % at the temperature 700 °C and 48,7 at the temperature 900 °C and 98,6 at the temperature 1100 °C.

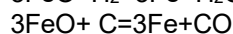
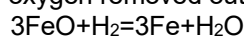
The quantity of oxygen could be removed according to indirect and direct reaction as follows:



The quantity of oxygen removed by hydrogen (49,2 * 62,2 %): 100 = 30,60 g

And by carbon (49,2 * 34,9):100 = 17,17g, where 62,2 % and 34,9 % degree of indirect and direct reduction of SRP at the temperature of 700 °C correspondingly.

By the same way it is possible to calculate quantity of oxygen removed out of FeO to Fe.



($\Sigma \text{O}_2 = 35,46 \text{ g.}$). Degree of reduction is equal

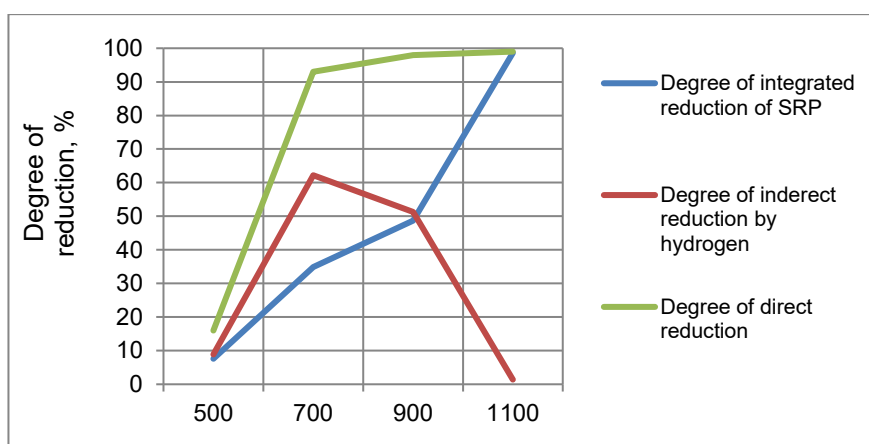


Fig.2 Depends of degrees reduction on the temperature the SRP

Table 2. Chemical analysis of reduced SRP

Temperature, °C	Content of the component, %					Content of oxide oxygen, %	Degree of reduction, %	Degree of metalization, %
	Fe _{total} , %	FeO	Fe ₂ O ₃	Fe _{metall}	Carbon-residual			
1100 °C	60,00	11,80	2,05	48,45	0,67	0,10	84,60	80,75
1000 °C	59,25	3,95	5,30	53,30	0,85	0,19	92,50	89,90
900 °C	62,20	7,85	4,70	51,85	0,63	0,35	85,70	83,30

Fig 2 shows that indirect degree of the SRP reduction is higher than direct reduction up to 900°C when indirect and direct reduction of SRP are equal approximately. When the temperature is higher than 900°C the direct reduction degree of iron bearing oxides of SRP increase from 53,1 % to 100 % at the temperature 1100° it occurs due to reaction of gasification of carbon inside of the SRP ($\text{C} + \text{CO}_2 = 2\text{CO}$). Chemical analysis of reduced samples of SRP showed the higher degree of reduction and metallization in range of temperature from 900°C to 1100°C.

This paper presents the results of petrographic studies of the microstructure SRP obtained from a mixture of blast furnace and converter sludge production.

Three samples SRP studied: the initial and two reduced one. Sample obtained by heating in argon at 1000 °C undelayed and the second sample is also heated in argon to 1000 °C and kept at this temperature - 150 minutes. °C

The original sample was diagnosed with iron oxides: hematite (Fe_2O_3), magnetite (Fe_3O_4), coke, slag-forming components differ in shape, size and composition. The detrital material: hematite, magnetite, coke

submicroscopic particles (Fig. 2) cemented cryptocrystalline material.

Recycled sample (undelayed) differs in composition from the starting components increased amount of the metal phase. Metallic phase forming the finest dendrites in the glassy mass of slag-forming components. The metal is also dispersed in the form of units in unit microns in size, which are concentrated on the surface of the coke fragments and slag-forming components (Figure 3).

The reduced sample (delayed) at 1000 °C over a third metallized. Dendrites large metal. The rest observed iron represented magnetite (Fe_3O_4) (Figure 4). In the structure of the pellet is not coke.

Marked transformation in SRP provides a significant increase in strength due to formation of a metal frame. The strength of the reduced pellets (degree of reduction 75 - 94,2 % and content of Fe_{met} 42,5 - 55,1%; compressive strength increases to 42,7 kg/s).

Conclusions

The blast furnace process differs from the processes production of iron by direct reduction. In the SRP as a part of the blast furnace burden occur simultaneously reactions: inside of the SRP - direct

reduction by carbon (solid); gasification of carbon and indirect reduction by mono oxide of carbon and outside of SRP- indirect reduction by reducing gas coming from hearth of the blast furnace.

The integrated degree of SRP reduction namely there was direct reduction by solid carbon which contains in the SRP and indirect reduction by reducing gas – hydrogen outside of SRP was investigated at the temperatures 500; 700; 900 and 1100 °C. SRP by solid carbon direct reduction and by reducing gas (outside surface of SRP) through experiment. There were estimated reduction degrees of SRP by solid carbon (inside sample) under argon atmosphere by hydrogen (outside surface of sample) through reduction experiment. The following results are obtained.

The reduction F_2O_3 to Fe_3O_4 proceeds by direct reduction (degree of direct reduction is 46, 06 %) and indirect reduction by hydrogen (degree of reduction 53,94 %) under temperature 500 °C. The content of oxygen in F_2O_3 to transfer for Fe_3O_4 is equal 15,8% that is corresponds to integrated degree of reduction –

16,5 %. The same way integrated degree of SRP is equal 97,1 % which includes 34,9 % by direct temperature 700 °C; and 100 % which includes 48,7 % by direct reduction and 51,3 % indirect reduction under temperatures 900 °C. The integrated degree of reduction is equal 100 %, which includes 98,6 % direct reduction by solid carbon under temperatures 1100 °C.

The chemical analysis of the reduced SRP showed the degree of integrated reduction change from 85,79 % (900 °C) to 92,50 % (1000 °C) and 84,6 % (1100 °C) and metallization 83,30 % (900 °C), 89,90 % (1000 °C), 80,75 % (1100 °C). These data correspond to results of degree of reduction SRP depends on temperature.

This paper presents the results of petrographic studies of SRP after heating of sample in argon under 1000 °C. Recycled sample contains metallic phase forming the finest dendrites in glassy mass of slag forming components. Markes transformation in SRP provides a significant increase in strength due to formation of metal frame.

References

1. Mizoguchi, H., Suzuki, H., Hayashi, S. (2011). Influence of Mixing Coal Composite Iron Ore Hot Briquettes on Blast Furnace Simulated Reaction Behavior in a Packed Mixed Bed. *ISIJ International*, 51(8), 1247-1254. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.1247>.
2. Moon, J. P., Sahajwalla, V., Bultitude-Paull, J. (1999). Reduction of ultra-fine iron oxide by carbon in a briquetted form. The Iron&Steel society (ISS), organizer. Proceedings of the 58th ironmaking Conference, Chicago, pp. 591-597.
3. Fruehan, R. J. (1977). The rate of reduction of iron oxides by carbon. *Metall Trans B*, 8B, 279-286, <https://doi.org/10.1007/BF02657657>.
4. Pascoal, A. L., Rossoni, H. A. V., Kaffash, H., Tangstad, M., & Henriques, A. B. (2022). Study of the Physical Behaviour and the Carbothermal Reduction of Self-Reducing Briquettes Developed with Iron Ore Fines. *Charcoal and Silica Fume Residues. Sustainability*, 14, 10963. <https://doi.org/10.3390/su141710963>.
5. Kovalyov, D. A., Krikunov, B. P., Vanukov, A. A. & Kuzin, A. B. (2012). Effectiveness of carbon bearing granulated iron bearing feux in the blast furnace melt: Ferrous metallurgy. *Bulletin of the Ferrous metallurgy information*, (7), 49-54.
6. Kovalyov, D. A., Vanukov, A. A., Krikunov, B. P., Ivanov, S. A., Ivlev, V. P., & Popov V. E. (2014). Product in of the high basicity self reducing pellets on bounded of cement and blast furnace melt with there using. *Metallurgical and mining industry*, 5, 2-4.
7. Matsui, M., Sawayama, A., Kasai, Y. & Yamagata, F. (2003). Reduction behavior of carbon composite iron ore hot briquette in shaft furnace and scope on blast furnace performance reinforcement. *ISIJ Int*, 43(12), 1904-1912. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.43.1904>.
8. Higuchi, K., Kunitomo, S., Nomura. Reaction behaviors of various agglomerates in reducing the temperature of the thermal reserve zone of the blast furnace. *ISIJ Int*, 60 (11) (2020), pp. 2366-2375, <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2020-115>.
9. Yokoyama, H., Higuchi, K., Ito, T., & Oshio, A. (2012). Decrease in carbon consumption of a commercial blast furnace by using carbon composite iron ore. *ISIJ Int*, 52(11), 2000-2006. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.52.2000>.
10. El-Hussiny, N.A., & Shalabi, M.E.H. (2011). A self-reduced intermediate product from iron and steel plants waste materials using a briquetting process. *Powder Technol*, 205, 217-223. [10.1016/j.powtec.2010.09.017](https://doi.org/10.1016/j.powtec.2010.09.017).
11. D'Abreu, J. C., Kohler, H. M., Takano, C., & Mourão, M. B. (2012). Self-reducing: innovation awareness, In: 42º Seminário de Redução de Minério de Ferro e Matérias-primas / 13º Seminário Brasileiro de Minério de Ferro / 6th International Congress on the Science and Technology of Ironmaking, Rio de Janeiro, p. 2678-2696. <https://doi.org/10.5151/2594-357X-22685>.
12. Szekeley, J., & Evans, J. W. (1971). Studies in gas-solid reactions: Part I. A structural model for the reaction of porous oxides with a reducing gas. *Metall Trans A*, 2, 1691-1698, <https://doi.org/10.1007/BF02913895>.
13. Ueda, S. et al. (2009). Reaction model and reduction behavior of carbon iron ore composite in blast furnace. *ISIJ Int*, 49(6), 827-836. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.49.827>.
14. Bagatini, M. C., Zymła, V., Osório, E., & Vilela, A. C. F. (2011). Characterization and reduction behavior of mill scale. *ISIJ Int*, 51(7), 1072-1079, <https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.1072>.
15. Flores, B. D., Flores, I. V., Bagatini, M. C., & Osório, E. (2013). Vilela Study on reducing and melting behavior of mill scale/petroleum coke blend. *Tecnol Metal Mater Miner*, 10(4), 365-374. <https://doi.org/10.4322/tmm.2013.050>.
16. Bagatini, M. C., Zymła, V., Osório, E., & Vilela, A. C. F. (2014). Carbon gasification in self-reducing mixtures. *ISIJ Int*, 54(12), 2687-2696. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.2687>.
17. Bagatini, M. C., Zymła, V., Osório, E., & Vilela, A. C. F. (2017). Scale recycling through self-reducing briquettes to use in EAF. *ISIJ Int*, 57(12), 2081-2089. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2017-242>.
18. Ferreira, F.B., Lima, A. R. R., Osório, E., Vilela, A. C. F., Deike R. (2022). Self-reducing pellets composed of wastes from steelmaking production for their recycling. *Tecnol Metal Mater Miner*, 19. <https://doi.org/10.4322/2176-1523.20222323>.

19. Paknahad, P., Askari, M., & Shahahmadi, S. A. (2020). Cold-briquetted iron and carbon (CBIC): investigation of steelmaking behavior. *J Mater Res Technol*, 9, 6655-6664. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.04.058/>
20. Bagatini, M.C., Fernandes, T., Silva, R., Galvão, D. F., & Flores, I. V. (2020). Mill scale and flue dust briquettes as alternative burden to low height blast furnaces. *J Clean Prod*, 276, 124332. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2020.124332>.
21. Lemos, L. R., Rocha, F.S. & Castro, L. F. A. (2015). Reduction disintegration mechanism of cold briquettes from blast furnace dust and sludge. *J Mater Res Technol*, 4(3), 278-282. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2014.12.002>.
22. Wu, S., Chang, F., Zhang, J., & Lu, H. (2017). Kinetics and Reduction Behavior of Self-reducing Briquettes Containing Blast Furnace Dust. In: Hwang, JY., et al. 8th International Symposium on High-Temperature Metallurgical Processing. The Minerals, Metals & Materials Series. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-319-51340-9_58.
23. Donskoi, E., Mcelwain, D. L. 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-Process *Metallurgy and Materials Processing Science*, 34(2), 255-266. <https://doi.org/10.1007/s11663-003-0059-0>.
24. Huang, B.-H., & Lu, W.-K. (1993). Kinetics and mechanisms of reaction in iron ore/coal composites. *ISIJ Int*, 33(10), 1055-1061, <https://doi.org/10.2355/isijinternational.33.1055>.
25. Mantovani, M.C., & Takano, C. (2000). The strength and the high temperature behaviors of self-reducing pellets containing EAF dust. *ISIJ Int*, 40(3), 224-230. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.40.224>.
26. Takano, C., & Mourão, M. B. (2001). Comparison of high temperature behavior of self-reducing pellets produced from iron ore with that of dust from sinter plant. *ISIJ Int*, 41, S22-S26. https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.Suppl_S22.
27. Mourão, M.B., & Takano, C. (2003). Self-reducing pellets for ironmaking: reaction rate and processing. *Miner Process Extr Metall Rev*, 24(3-4), 183-202. <https://doi.org/10.1080/714856821>.
28. Moon, J., & Sahajwalla, V. (2006). Investigation into the role of the boudouard reaction in self-reducing iron oxide and carbon briquettes. *Metall Trans B*, 37B, 215-221. <https://doi.org/10.1007/BF02693151>.
29. Pereira, P. M., & Bagatini, M. C. (2018). Influence of carbon content on mechanical properties of iron ore pellets. *Tecnol Metal Mater Miner*, 15(4), 481-487. c10.4322/2176-1523.20181524.
30. Martins, K. M., D'Abreu, J. C., & Noldin, Jr. Jh. (2005). Carbon distribution and morphological aspects of the metallic iron generated during reduction of cold bonded self-reducing briquettes. *Tecnol Metal Mater Miner*, 2(2), 1-5.
31. Strežov V. (2006). Iron ore reduction using sawdust: experimental analysis and kinetic modelling. *Renew Energy*, 31(12), 1892-1905, <https://doi.org/10.1016/j.renene.2005.08.032>
32. Moujahid, S. E. L., & Rist A. (1988). The nucleation of iron on dense wustite: a morphological study. *Metall Trans B*, 19B, 787-802. <https://doi.org/10.1007/BF02650198>
33. Coleti, J. L., Manfredi, G. V. P. Vinhal, J. T., Junca, E., Espinosa, D. C. R. & Tenório, J. A. S. (2020). Kinetic investigation of self-reduction basic oxygen furnace dust briquettes using charcoals from different biomass. *J Mater Res Technol*, 9(6), 13282-13293. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.09.061>.
34. Konishi, H., Ichikawa, K., & Usui, T. (2010). Effect of residual volatile matter on reduction of iron oxide in semi-charcoal composite pellets. *ISIJ Int*, 50(3), 386-389. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.386>.
35. Bagatini, M. C., Kan, T., Evans, T. J., & Strežov V. (2021). Iron ore reduction by biomass volatiles. *J. Sustain. Metall*, 7, 215-226, <https://doi.org/10.1007/s40831-021-00337-3>.
36. Gonçalves, M.V.B., Mendonça, L. M., Flores, I. V., & Bagatini, M. C. (2024). Investigation of the Phenomena associated with iron ore reduction by raw biomass and charcoal volatiles. *J. Sustain. Metall*, <https://doi.org/10.1007/s40831-024-00851-0>.

Надіслано до редакції / Received: 12.02.2025

Прийнято до друку / Accepted: 30.05.2025

CONTENT

Semiriahin S.V., Smirnov O.M., Skorobahatko Yu.P., Semenko A.Yu.	
Production of chromium concentrate from press-filtration residue by means of heat treatment	5
Gorobets A.P., Hrechukhyn A.A., Zhadanos O.V., Proidak A.Y.	
Optimizing the chemical composition of the steel of arrow translations to increase the level of physical characteristics of metal products	10
Uhriumov Yu.D., Dobriak V.D., Mazur I.A., Uhriumov D.Yu.	
Preparation of rolled products for processing at a pipe rolling unit	15
Aiupova T.A., Yelagin A.S., Kovzik A.M., Bila O.V., Pohrebna N.E.	
Influence of physicochemical melt treatment on structure and properties of AK7ch alloy micro-alloyed with Sr-Sc and Ti-B-Sr complexes	30
Perchun H.I., Ivchenko A.O., Ambrazhei M.Y., Ivchenko O.V.	
Using cold stretching deformation to increase the strength of rebars in coiled product manufacturing technologies	36
Doroshenko V.S.	
Digital modeling of metamaterials for 3D printing of foundry patterns in the context of transition to on-demand manufacturing	43
Kovzik A.M., Holub I.V., Nosko O.A., Bila O.V., Pohrebna N.E.	
Selection and justification of protective coating systems for the protection of carbon steel pipe markings	51
Proidak Yu.S., Uzlov K.I., Movchan O.V., Chornoivanenko K.O.	
Analysis of regulatory support for accreditation procedures in steel shot production	56
Serhiienko O.S., Solokov S.S.	
The potential of implementing AI-driven quality control in Ukrainian investment casting facilities	63
Holub I. V., Bila O. V.	
Study of the effect of gaseous elements on metal macrostructure during cooling	68
Babai Yu.V., Yavtushenko A.V., Hubskeyi S.O., Kulyk H.H.	
Simulation of roll forming for U-shaped bent profiles	75
Chuprynov Ye.V., Kassim D.O., Liakhova I.A., Hryhorieva V.H., Rekov Yu.V.	
Ways to improve technology and equipment for sinter production	81
Medvediev M.I., Bobukh O.S., Krasiuk A.V., Nytkin Yu.V., Kvak B.I.	
Mathematical modeling of the pipe pressing process using the QForm package	93
Ivancha M.H., Vyshniakov V.I., Muraviova I.H., Shcherbachov V.R., Biloshapka O.O., Yermolina K.P.	
Improvement of methods for calculating the distribution of charge components in the volume of a blast furnace	107
Vaniukov A.A., Ivashchenko V.P., Ivanova L.Kh., Kovalov M, Tsybulia Ye.	
Complex solid-phase reduction in a blast furnace of self-healing pellets of cold agglomeration containing by-product carbon materials of metallurgical production	124
CONTENT	130
ЗМІСТ	131

ЗМІСТ

Семірягін С.В., Смірнов О.М., Скоробагатько Ю.П., Семенко А.Ю. Одержання концентрату хрому з прес-фільтраційного залишку за допомогою термічної обробки	5
Горобець А.П., Гречухин А.А., Жаданос О.В., Пройдак А.Ю. Оптимізація хімічного складу сталі стрілочних перекладів для підвищення рівня металофізичних характеристик металопродукції	10
Угрюмов Ю.Д., Добряк В.Д., Мазур І.А., Угрюмов Д.Ю. Підготовка розкату по переділах трубопрокатного агрегата	15
Аюпова Т.А., Єлагін А.С., Ковзик А.М., Біла А.В., Погребна Н.Е. Вплив фізико-хімічної обробки розплаву на структуру та властивості силуміну АК7ч при мікролегуванні комплексами Sr-Sc та Ti-B-Sr	30
Перчун Г.І., Івченко А.О., Амбражей М.Ю., Івченко О.В. Використання холодної деформації розтягу для підвищення міцності арматурного прокату в технологіях виробництва готової продукції в мотках	36
Дорошенко В.С. Цифрове моделювання метаматеріалів для 3D-друку ливарних моделей в контексті переходу до виробництва на вимогу	43
Ковзик А.М., Голуб І.В., Носко О.А., Біла А.В., Погребна Н.Е. Вибір та обґрунтування комплексних лакофарбових покриттів для захисту маркування труб вуглецевого сортаменту	51
Пройдак Ю.С., Узлов К.І., Мовчан О.В., Чорноіваненко К.О. Аналіз нормативного забезпечення акредитаційних процедур виробництва сталевих дробу	56
Сергієнко О.С., Солоков С.С. Потенціал впровадження контролю якості на основі ШІ в українських цехах лиття за ви-топлюваними моделями	63
Голуб І.В., Біла О.В. Дослідження впливу газоподібних елементів на макроструктуру металу під час охолодження	68
Бабай Ю.В., Явтушенко А.В., Губський С.О., Кулик Г.Г. Моделювання профілювання U-подібних гнутих профілів	75
Чупринов Є.В., Кассім Д.О., Ляхова І.А., Григор'єва В.Г., Реков Ю.В. Шляхи вдосконалення технології й обладнання для виробництва агломерату	81
Медведев М.І., Бобух О.С., Красюк А.В., Ниткін Ю.В., Квак Б.І. Математичне моделювання процесу пресування труб із використанням пакету QForm	93
Іванча М.Г., Вишняков В.І., Муравйова І.Г., Щербачов В.Р., Білошапка О.О., Єрмоліна К.П. Удосконалення методів розрахунку розподілу компонентів шихти в об'ємі доменної печі	107
Ванюков А.А., Іващенко В.П., Іванова Л.Х., Ковальов М, Цибуля Є. Комплексне твердофазне відновлення в доменній печі самовідновлювальних окатишів холодної агломерації, що містять побічні вуглецеві матеріали металургійного виробництва	124
CONTENT	130
ЗМІСТ	131

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.
Заст. 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 30.05.2025 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.S.
Deputy Editor-in-Chief – Ph.D., prof. Kamkina L.V.

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 30/05/2025.
Format 60x84 1/8. Edition of 100 copies.