

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
АКАДЕМІЯ ІНЖЕНЕРНИХ НАУК УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНА МЕТАЛУРГІЙНА АКАДЕМІЯ УКРАЇНИ

ТЕОРІЯ І ПРАКТИКА МЕТАЛУРГІЇ

№3
(134)
2022

ЗАГАЛЬНОДЕРЖАВНИЙ НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ ЖУРНАЛ

Видається з березня 1997 року
Виходить 6 разів на рік

Засновники: Національна металургійна академія України
Відділення матеріалознавства та металургії
Академії інженерних наук України

Видавці: Національна металургійна академія України
Відділення матеріалознавства та металургії
Академії інженерних наук України

Дніпро
2022

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНА МЕТАЛУРГІЙНА АКАДЕМІЯ УКРАЇНИ
АКАДЕМІЯ ІНЖЕНЕРНИХ НАУК УКРАЇНИ

Загальнодержавний
науково-технічний журнал

ISSN 1028-2335

Випуск 3 (134) 2022р

Свідоцтво про реєстрацію:
серія КВ № 21962-11862ПР
від 23 березня 2016 року

Наказом МІНІСТЕРСТВА ОСВІТИ І
НАУКИ УКРАЇНИ №157 від
09.02.2021 р. журнал включено до
категорії «Б» переліку наукових
фахових видань України, по
спеціальностям:
133 – Галузеве машинобудування;
136 – Металургія;
161 – Хімічні технології

Формат 60x84¹/₈.
Ум.друк.арк. 5,12

Адреса редакції та видавця: Національна
металургійна академія України,
пр.Гагаріна, 4, м.Дніпро, 49006
т.(056) 745-41-96;
Тираж 100 прим.

Засновники:

Центр (відділення) матеріалознавства і металургії Академії
інженерних наук України

Національна металургійна академія України

Редакційна колегія

Головний редактор

д.т.н., проф. **Пройдак Ю.С.** (Україна)

Заступник головного редактора

д.т.н., проф. **Камкіна Л.В.** (Україна)

д.т.н., проф. Білодіденко С.В.	(Україна)
д.т.н., проф. Волкова О. І.	(Німеччина)
д.т.н., проф. Гнатушенко В.В.	(Україна)
д.т.н., проф. Кнапинський М.Я.	(Польща)
д.т.н., проф. Куцова В.З.	(Україна)
д.т.н., проф. Лежнев С.М.	(Казахстан)
д.т.н., проф. Лялюк В.П.	(Україна)
д.т.н., проф. Малий Є.І.	(Україна)
д.т.н., проф. Медовар Л.Б.	(Україна)
д.т.н., проф. Сігарьов Є.М.	(Україна)
д.т.н., проф. Стовпченко Г.П.	(Україна)
д.т.н., проф. Фролов Я.В.	(Україна)
д.т.н., проф. Шатоха В.І.	(Україна)

Передрук лише за дозволом редакції

При використанні матеріалів посилання на журнал обов'язкове
**Видавництво не несе відповідальність за зміст матеріалу,
наданого автором до друку**

Матеріали публікуються на мові оригіналу

За якість перекладу статей на англійську мову редакція відповідальності не несе
**Редакційна рада залишає за собою право змінювати текст статей,
не впливаючи на загальний зміст наданого матеріалу**



+38056-745-41-96;

<http://tpm.nmetau.edu.ua>

e-mail: projdak@metal.nmetau.edu.ua

Комп'ютерне верстання О.Г.Безшукурєнко

©НМетАУ 2022

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

THEORY AND PRACTICE OF METALLURGY

#3
(134)
2022

GENERAL STATE SCIENTIFIC AND TECHNICAL JOURNAL

Issued since March 1997
Released 6 times a year

Founders: National Metallurgical Academy of Ukraine
Department of Materials Science and Metallurgy
Of the Academy of Engineering Sciences of Ukraine

Publishers: National Metallurgical Academy of Ukraine
Department of Materials Science and Metallurgy
Of the Academy of Engineering Sciences of Ukraine

Dnipro
2022

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

National scientific journal

ISSN 1028-2335

Edition 3 (134) 2022 year

Certificate of registration:

KB № 21962-11862П

23.03.2016

By the order of the MINISTRY OF
EDUCATION AND SCIENCE OF
UKRAINE №157 from 09.02.2021,
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

Format 60x84¹/₈.

CPP. 5,12

Editorial address and publisher: National
Metallurgical Academy of Ukraine, Gagarina,

4, Dnipro 49006

т.(056) 745-41-96;

Copies of 100.

Founders:

Center (Department) of Materials Science and Metallurgy of the
Academy of Engineering Sciences of Ukraine
National Metallurgical Academy of Ukraine

Editorial board

Editor in Chief

D.Tech.Sc., prof. **Proydak Yu** (Ukraine)

Honorable Editor

D.Tech.Sc., prof. **Kamkina L.** (Ukraine)

Prof., d.t.s. Bilodidenko S.	(Ukraine)
Prof., d.t.s. Volkova O.	(Germany)
Prof., d.t.s. Gnatushenko V.	(Ukraine)
Prof., d.t.s. Knapinskij M.	(Poland)
Prof., d.t.s. Kutsova V.	(Ukraine)
Prof., d.t.s. Lezhnyev S.	(Kazakhstan)
Prof., d.t.s. Lyalyuk V.	(Ukraine)
Prof., d.t.s. Malij Ye.	(Ukraine)
Prof., d.t.s. Medovar L.	(Ukraine)
Prof., d.t.s. Sigarov Ye	(Ukraine)
Prof., d.t.s. Frolov Ya.	(Ukraine)
Prof., d.t.s. Shatoha V.	(Ukraine)

Reproduction only with permission of the publisher

With reference to the journal is obligatory

Publisher is not responsible for the content of the material,
by authors for publication

Publikuyutsya materials in the original language

For quality translations of articles on English version is not liable

Editorial Board reserves the right to change the text of the articles without affecting
the overall content of the material



+38056-745-41-96;

<http://tpm.nmetau.edu.ua>

e-mail:projdak@metal.nmetau.edu.ua

Computer layout by Olexej Bezshkurenko

©NMetAU 2022

УДК 629.4.-17:62-592-11-034.13](045)

*Мазур В.Л., Сіренко, К.А.***АНАЛІЗ ТЕНДЕНЦІЙ РОЗВИТКУ ВИРОБНИЦТВА ЛИТВА З СИНТЕТИЧНОГО ЧАВУНУ (на прикладі порівняння гальмових колодок для рухомого складу залізниці, виготовлених з різних матеріалів)***Mazur V. L., Sirenko K. A.,***ANALYSIS OF DEVELOPMENT TRENDS IN LITHUANIA PRODUCTION FROM SYNTHETIC IRON (on the example of a comparison of brake pads for railway rolling stock made of different materials)**

Проаналізовано експлуатаційні показники гальмових колодок для рухомого складу залізниці, виготовлених ливарним способом з чавуну, та колодок з так званого композиційного (гумо-азбестової та гумо-безазбестової суміші) матеріалу, в тому числі з чавунними вставками. Порівняно вимоги технічних умов і стандартів на гальмові колодки з чавуну та композиційного матеріалу. Основним недоліком цих нормативних документів є відсутність вимог до хімічного складу колодок з композиційного матеріалу, незалежно від наявності в них чавунних вставок. Показано, що в технічних умовах на композиційні колодки не регламентується перелік та вміст інгредієнтів у композиційній гумосуміші, їх хімічний склад. Цим самим порушується законодавство України, оскільки хімічний склад будь-яких виробів має бути конкретно визначений в технічних умовах або в кресленнях виробів. У стандартах, іншій нормативній документації на гальмові колодки з чавуну детально відображено не тільки його хімічний склад, а також мікроструктура, механічні властивості тощо. Наведено огляд публікацій, присвячених оцінці ефективності використання чавунних і композиційних гальмових колодок для рухомого складу залізниці. Проаналізовано показники якості та експлуатаційні характеристики гальмових колодок, виготовлених ливарним способом з чавуну, порівняно з колодками з композиційного матеріалу, в тому числі й з чавунними вставками. Композиційний матеріал (гумосуміш) суттєво змінює свої властивості, зокрема коефіцієнт тертя, під впливом дощу, снігу, низької температури в осінньо-зимовий період. Це потребує заміни композиційних колодок на чавунні восени і взимку, що обумовлює додаткові витрати на виконання зазначеної операції. Суттєвим недоліком гальмових колодок з композиційного матеріалу є їх низька теплопровідність порівняно з чавунними колодками. Оснащення композиційних колодок вставками з чавуну не рятує ситуацію. Композиційні гальмові колодки більшою мірою пошкоджують робочу поверхню катання коліс транспортних засобів і це збільшує експлуатаційні витрати залізничників на демонтаж-монтаж та ремонт колісних пар. Композиційні колодки при зношенні в процесі експлуатації забруднюють довкілля шкідливими для здоров'я людей речовинами при їх експлуатації, здійснюють негативний екологічний вплив на природне середовище внаслідок утворення шкідливого для людей смогу під час тертя колодок о колеса рухомого складу. Композиційний матеріал гальмових колодок, які використовуються в Україні, неможливо ідентифікувати згідно з нормативною документацією, що діє в Європейському Союзі. Незважаючи на розширення у майбутньому використання колодок, виготовлених з полімерних, металокерамічних та інших матеріалів, чавунні гальмові колодки будуть ще довгий час використовуватися для оснащення рухомого складу залізниці. Перспективним напрямом удосконалення якості чавунних гальмових колодок є впровадження технології їх виробництва з частково графітізованого чавуну.

Ключові слова: ливарне виробництво, гальмові колодки, чавун, композиційні матеріали, якість, стандартизація, удосконалення, екологія, економіка.

The performance indicators of brake pads for railway rolling stock, made by cast iron from cast iron, and pads from the so-called composite (rubber-asbestos and rubber-asbestos-free mixture) material, including those with cast iron inserts, were analysed. The requirements of technical conditions and standards for brake pads made of cast iron and composite material are compared. The main drawback of these regulatory documents is the lack of requirements for the chemical composition of blocks made of composite material, regardless of the presence of cast iron inserts in them. It is shown that the technical conditions for composite pads do not regulate the list and content of ingredients in the composite rubber mixture, their chemical composition. This violates the legislation of Ukraine, since the chemical composition of any products must be specifically defined in the technical conditions or in the drawings of the products. Not only its chemical composition, but also its microstructure, mechanical properties, etc., are detailed in the standards and other regulatory documentation for cast iron brake pads. An overview of publications devoted to the evaluation of the effectiveness of using cast iron and composite brake pads for railway rolling stock is given. The quality indicators and operational characteristics of brake pads made by cast iron were analysed, compared to pads made of composite material, including those with cast iron inserts. The composite material (humus mixture) significantly changes its properties, in particular the coefficient of friction, under the influence of rain, snow, and low temperatures in the autumn-winter period. This requires the

replacement of composite blocks with cast iron in the fall and winter, which causes additional costs for the specified operation. A significant disadvantage of brake pads made of composite material is their low thermal conductivity compared to cast iron pads. Equipping composite pads with cast iron inserts does not save the situation. Composite brake pads to a greater extent damage the working surface of rolling wheels of vehicles, and this increases the operating costs of railway operators for disassembly-assembly and repair of wheel pairs. Composite pads, when worn during operation, pollute the environment with substances harmful to human health during their operation, have a negative environmental impact on the natural environment due to the formation of smog harmful to people when the pads rub against the wheels of the rolling stock. The composite material of the brake pads used in Ukraine cannot be identified according to the regulatory documentation in force in the European Union. Despite the future expansion of the use of blocks made of polymer, metal-ceramic and other materials, cast iron brake blocks will be used for a long time to equip railway rolling stock. A promising direction for improving the quality of cast iron brake pads is the introduction of the technology of their production from partially graphitized cast iron.

Key words: foundry production, brake pads, cast iron, composite materials, quality, standardization, improvement, ecology, economy.

Ливарне виробництво є традиційним способом виготовлення чавунних гальмових колодок для залізниці [1–7]. Останнім часом у цій промисловій сфері все більше гальмових колодок виготовляють із синтетичного чавуну, виплавленого в індукційних тигельних печах. Переваги такого чавуну перед виплавленим у вагранках розглянуто в багатьох монографіях і статтях, наприклад [8] та ін. Як зазначено в роботах [2, 9 та ін.], обсяги виробництва гальмових колодок і використання їх у гальмівних системах рухомого складу залізниці становлять сотні тисяч штук на рік.

Чавун є еталонним матеріалом для виготовлення гальмових колодок рухомого складу залізниці, але в усьому світі ведуться пошуки металевих сплавів, полімерних, керамічних, інших матеріалів для колодок, які спроможні конкурувати з чавуном з позицій їх експлуатаційних характеристик та економічних і екологічних аспектів використання на залізниці. Найбільшого поширення набули так звані композиційні колодки, виготовлені з композиційного матеріалу у вигляді азбестової чи безазбестової гумосуміші, яка складається з каучуку, азбесту, використання якого в Україні заборонено, баритового концентрату, сажі, сірки та інших інгредієнтів у різних пропорціях. Суміш названих та можливо інших компонентів після подрібнення у дробарках витримують у прес-формах за температури 175–180 °С під тиском 200–300 кгс/см² [2]. Різні виробники композиційних гальмових колодок дотримуються дещо різних рецептур композиційної гумосуміші, різного відсоткового складу компонентів, додають різні інгредієнти, присадки нібито для покращення певних якостей цього матеріалу. Опубліковано сотні патентів на цю тему, але, схоже, що всі удосконалення композиційного матеріалу мають на меті, головним чином, надати гумосуміші ознак новизни і принципово не змінюють її властивості та експлуатаційні характеристики. Очевидно, що ця тема нині є актуальною в сфері, що розглядається.

Науковці, виробничники, споживачі колодок з інших матеріалів постійно зіставляють їх механічні властивості (таблиця 1), експлуатаційні характеристики, собівартість, економічну ефективність застосування на залізниці тощо. Але результати досліджень, що опубліковані в технічній літературі [1–7, 9 та ін.], не узагальнені і нерідко суперечливі.

Тому мета даної статті полягає у більш детальному аналізі, висвітленні, обґрунтуванні й роз'ясненні суперечливих питань щодо недоліків і переваг гальмових колодок залізничного рухомого складу, виготовлених з чавуну та з композиційного (гумосуміші) матеріалу.

Акцентуємо увагу на найбільш значущих питаннях в цій темі. Передусім проаналізуємо вимоги до нормативно-технічної документації на гальмові колодки з чавуну і композиційного матеріалу.

Відповідно до позиції АТ «Укрзалізниця» безазбестові композиційні гальмові колодки виготовляють згідно з вимогами чинної нормативної документації (ДСТУ ГОСТ 15.001:2009 до 2018 року та ДСТУ ГОСТ 15.902:2017 після 2018 року). Але результати аналізу свідчать, що не всі вимоги чинного законодавства були виконані, коли колодки були допущені до використання на залізничному транспорті. Зокрема не виконані обов'язкові умови щодо оформлення Технічних умов на композиційні гальмові колодки відповідно до норм Законодавства України. Тому не має підстав стверджувати, що у гальмових системах вантажних і пасажирських вагонів, приміських електропоїздів та локомотивів використовуються саме безазбестові композиційні колодки, бо Укрзалізниця не має можливості навіть перевірити хімічний склад цих виробів для того, аби таке стверджувати чи спростовувати.

Твердження, що виробник композиційних гальмових колодок має право не вказувати в технічній документації, зокрема у Технічних умовах (ТУ) цих виробів, які підлягають загальному поширенню, відсотковий вміст компонентів композиційного матеріалу та їхній хімічний склад, бо це інтелектуальна власність виробника, не витримує критики. Зазначене твердження є неправомірним, оскільки в ньому завуальовано обґрунтовується неіснуюче право виробника композиційних колодок порушувати Законодавство України. В ГОСТ 2.114-95 чітко і однозначно вказано, що хімічний склад будь-яких виробів, зрозуміло, що й хімічний склад гальмових колодок з чавуну чи з так званого композиційного матеріалу (азбестової та безазбестової гумосуміші), має бути конкретно регламентований в технічних умовах на ці вироби. Таке роз'яснення цього питання надано Державним підприємством «УКРМЕТСТАНДАРТ».

Таблиця 1
Показники якості гальмових колодок для рухомого залізничного транспорту з чавуну і композиційного (гумоазбестового та гумобезазбестового) матеріалу з чавунними вставками чи без вставок

Показники Назва гальмової колодки	Склад матеріалу	Твердість за Брінеллем, НВ 16/187, 5/30	Структура	Міцність при стиску, МПа	Коефіцієнт тертя	Густина, Г/см ³	Знос, не більше	Температура самозаймання, допускається при експлуатації	Максимальна швидкість потягу км/год.	Допустиме навантаження	Шкідливість, клас небезпечності	Міцність на злам, не менше
ГОСТ 33695-2015. Колодки тормозные чугунные для железнодорож. состава подвижн. состава ГОСТ 30249-97 ГОСТ 28186-89	C, Si, Mn, P, S, Ba, Ca та ін. Вміст кожного елемента регламентовано	127-303 229-302 чавун марки М 217-303 чавун марки Р 187-241 для колодок Ф 197-285 для колодок Р	Регламентовано розміри перлини; фосфідно і евтектики, цементит, У, Інші показники	≥350 для ВЧ 35	0,20 - 0,30	~ 7,1	1000 - 2000 г	Матеріал не займається	В стандарті не обмежено	Не обмежено	Матеріал не шкідливий	В стандарті регламентовано 127,5 кН
ТУ У 05495578.017-2001. Колодки гальмові композиційні з сітчато-дротовим каркасом для залізничн. вагтаж. вагонів	Суміш на основі гуми, склад і вміст інгредієнтів не регламентовано, азбестова і безазбестова	1,2 - 3,0	Не регламентовано	15	0,34 - 0,65	Не регламентовано	0,13 мм	550, °С. До 300 °С - довгостроково, до 400 °С - короткостроково	140 при навантаженні 200 кН; 100 при навантаженні 250 кН	20 МПа	Шкідливий, IV клас шкідливості	Не контролюється і регламентовано
ТУ У 39.2-35046274-059:2016 Колодка гальмова композиційна з вставками для моторвагонного рухомого складу	Каучук, барит, сірка, залізний порошок, смоли, мінеральні та органічні волокна та ін. Вміст не регламентовано. Матеріал вставки чавун СЧ	Композит 2,0 - 8,0 Чавун 140 - 180	Не регламентовано	15	0,35 - 0,50	1,9 - 2,3	0,15 мм	Не вказана. До 350 °С - довгостроково	140	Максимально 39 кН	Шкідливий, IV клас шкідливості	Не контролюється і регламентовано

В Технічних умовах згідно із Законодавством України мають бути регламентовані усі компоненти композиційного матеріалу, їх відсотковий вміст та хімічний склад.

У ГОСТ 2.114-95 чітко зазначено, що в підрозділі «Основні параметри і характеристики («власливості») технічних умов» розміщують вимоги до складу (хімічного, фракційного, концентрації домішок, вмісту компонентів тощо) і структури та інших властивостей (міцності, твердості, теплостійкості, зносостійкості та ін.). Особливо підкреслюємо: якщо у виробках, зокрема у композиційних колодках (матеріалі композиційних колодок) використані винаходи, то в технічних умовах на ці колодки наприкінці вступної частини, в останньому абзаці мають бути наведені відомості про використані винаходи. Цим самим захищається інтелектуальна власність на склад будь-якого композиційного матеріалу. Ухилення від регламентації у Технічних умовах на гальмові колодки відсоткового вмісту компонентів (інгредієнтів) композиційного матеріалу та їх хімічного складу свідчить про відсутність предмету інтелектуальної власності, захищеного патентом. Якщо композиційний матеріал гальмових колодок має ознаки новизни, які забезпечують неочікуваний позитивний ефект, і він запатентований, то засвідчення його складу і посилання на відповідний патент в Технічних умовах є найкращим і надійнішим засобом захисту інтелектуальної власності. Всі інші «обґрунтування» вигадані виробниками композиційних колодок, щоб ухилитися від регламентації в Технічних умовах хімічного складу композиційного матеріалу.

Регламентація в технічних умовах хімічного складу матеріалу будь-яких гальмових колодок однозначно в інтересах Укрзалізниці. Саме це забезпечує залізничникам можливість контролювати (перевіряти) відповідність якості колодок вимогам, визначеним у Технічних умовах.

На практиці хімічний склад композиційного матеріалу гальмових колодок приховати неможливо, бо композиційні колодки використовують в залізничних депо. А відпрацьовані, зношені колодки можна знайти серед металообробки. Компоненти гальмових колодок композиційного матеріалу, взагалі є загальновідомими [1–3, 9 та ін.]. В монографії [2] наведено декілька варіантів хімічного складу матеріалу композиційних колодок. Процитуємо інформацію з цієї монографії. Так конкретний матеріал композиційних гальмових колодок складається з (у ваг. %): каучуку СКД – 19,25; азбесту V групи – 14,00; баритового концентрату – 15,70; шліфпили – 19,70; випресування подрібненого – 15,70; вуглецю технічного П-803 – 14,00; сірки меленої – 1,50; меркаптобензоазолу – 0,10; тіураму «Д» – 0,05. Допускається заміна подрібненого випресування на подрібнений брак готової продукції.

У цій монографії надані посилання на різні авторські свідоцтва СРСР (патенти), в яких запатентовано матеріал для композиційних колодок. Так згідно з а. с. № 304826 композиційний матеріал

складається (у ваг. %): каучук СКД – 20–25; азбест – 10–16; барит – 40–50; сажа – 10–20; вулканізуюча група – 2–3. А за даними а.с. № 427952 композиційний матеріал містить (у ваг. %): каучук СКД – 10–9; азбест – 17–30; барит – 51–65; вулканізуючі агенти – 2–3.

Перелік прикладів запатентованої «інтелектуальної власності» на матеріал композиційних колодок можна продовжити. І, як бачимо, їх виробники знають, яким способом, через патентування, захищається «інтелектуальна власність» згідно із Законодавством України. Головна теза в цій темі полягає в тому, що розробники композиційних матеріалів змінюють співвідношення компонентів у їх складі без проведення експлуатаційних випробувань в необхідних обсягах, «не інформуючи при цьому залізничників, що іноді призводить до небажаних наслідків» [2, с. 82].

Наводимо ще декілька тез з фундаментальної монографії [2], підготовленої за результатами ґрунтовних досліджень, виконаних вченими Фізико-технологічного інституту металів та сплавів (ФТІМС) НАН України разом із залізничниками. Так автори монографії зазначають [2, с. 81], що чавун залишається стандартним матеріалом для тормозних колодок. Їх якість потрібно оцінювати не тільки за величиною коефіцієнта тертя та зносостійкості, але й за впливом на поверхню кочення коліс транспортних засобів, за появою повзунів, тріщин, виривів металу, оскільки ці дефекти призводять до демонтажу і переточування коліс. В монографії підкреслюється, що композиційні полімерні колодки, крім утворення дефектів металу на поверхні коліс, сприяють юзу потягів. Схильність до пошкодження поверхні кочення коліс є найбільшим недоліком композиційних колодок. Зазначений недолік практично відсутній у гальмових колодок з чавуну. При цьому залізничники дуже уважно ставляться до детального визначення хімічного складу чавуну в чавунних гальмових колодках (таблиця 1).

Наведені аргументи прояснюють істинну причину, чому виробники композиційних колодок ухиляються від регламентації вмісту компонентів і хімічного складу композиційного матеріалу (гумосуміші) під вигаданим приводом нібито захисту інтелектуальної власності. Розмови про те, що виробник композиційних колодок періодично підтверджує відповідність продукції технічним умовам та внутрішнім регламентам свого заводу не мають прийматися до уваги, оскільки немає відповіді на запитання: а яким саме технічним умовам «відповідає продукція»? Недостовірним? Бо в діючих ТУ компоненти та хімічний склад «продукції» не регламентовано. То з нормами яких технічних умов слід порівнювати вміст компонентів та хімічний склад композиційного матеріалу для підтвердження чи непідтвердження відповідності продукції технічним умовам та внутрішнім регламентам.

Не витримує критики і твердження, що представники залізниці нібито здійснюють інспекторський контроль виробництва композиційних колодок

безпосередньо на заводі у їх виробника із прийманням кожної партії колодок. На словах така інформація виглядає дуже пристойно. Але як можна здійснювати «інспекторський контроль» компонентів, інгредієнтів композиційного матеріалу та їх хімічного складу, якщо зазначені показники не регламентовано у Технічних умовах на колодки? Це профанація контролю, а не контроль по суті. Створення видимості дотримання законності.

Аналогічний висновок стосується й посилання на проведення аудиту системи менеджменту у виробника композиційних колодок на відповідність вимогам ISO. Адже наявність на заводі системи менеджменту не скасовує, не відмінює вимоги Законодавства України про те, що в Технічних умовах на композиційні гальмові колодки обов'язково має бути регламентовано компоненти композиційного матеріалу (азбестової чи безазбестової гумосуміші). У цьому не може бути жодних винятків для композиційних колодок навіть за бажанням виробника.

При порівнюванні стандартів, технічних умов, іншої нормативно-правової документації на гальмові колодки з чавуну і композиційного матеріалу необхідно прискіпливо аналізувати положення, що регламентують санітарно-епідеміологічні та екологічні вимоги до матеріалу колодок в початковому стані і в процесі їх експлуатації. В більшості відомих публікацій це найважливіше питання в темі, що розглядається, зазвичай не аналізується. Авторам даної статті відомі висновки санітарно-епідеміологічної експертизи, надані Державною установою «Інститут медицини праці імені Ю.І. Кундієва Національної академії медичних наук України» і Державним підприємством «Український науково-дослідний інститут медицини транспорту» (ДП УКРНДІ МТ).

В розгорнутому експертному висновку ДП УКРНДІ МТ стверджується, що композиційні колодки із гумосуміші неконтрольованого складу негативно впливають на здоров'я людей, навколишнє середовище і не відповідають вимогам діючого санітарного законодавства України. Такий однозначний Експертний висновок, наданий спеціалізованим Державним підприємством Міністерства охорони здоров'я України за результатами детальних аналізів нормативно-технічної документації та комплексних гігієнічних, токсикологічних, екологічних досліджень з встановленням параметрів небезпечної дії матеріалу композиційних (гумоазбестових і гумобезазбестових) гальмових колодок рухомого складу Укрзалізниці, безумовно викликає тривогу.

Цитуємо деякі конкретні пункти з Експертного висновку зазначеного спеціалізованого державного підприємства (ДП УКРНДІ МТ МОЗ України):

«3.1. Безпечна експлуатація залізничного рухомого складу пов'язана із застосуванням композиційних гальмових колодок, які мають суттєві негативні токсикологічні та екологічні властивості і

представляють високий рівень виробничого та екологічного ризику для робітників залізничного транспорту і населення.

3.2. Прогресуюче зростання обсягів залізничних перевезень, звантаження рухомого складу, збільшення швидкості руху потягів призводять, за умови низької теплопровідності та термостійкості матеріалу композиційних колодок, до їх інтенсивної термодеструкції з міграцією у повітря робочої зони та довкілля широкого спектру хімічних речовин у небезпечних для здоров'я людини концентраціях. Під час дослідження термостійкості композиційного матеріалу гальмових колодок у повітрі експозиційної камери було визначено 16 речовин, які належать до другого (високо небезпечні) класу небезпеки – бензол, дихлоретан, епіхлоргідрин, фенол і формальдегід (31,3 %), до третього (помірно небезпечні – 18,7 %) та четвертого (мало небезпечні – 50 %) класів небезпеки. Проведені розрахунки показали, що виявлені рівні ризику кумулятивної (за Б.М. Штабським) і комбінованої дії (за коефіцієнтом В.С. Авер'янова) оцінюються як високі за інтегральними показниками.

3.3. Серед особливо небезпечних забруднювачів, які мігрують у повітря в процесі різкого зниження швидкості потягів при їх гальмуванні, звертає на себе увагу наявність у досліджених зразках композиційного матеріалу гальмових колодок волокон азбесту, одного з найбільш небезпечних і заборонених канцерогенів з співвідношенням сторін > 10:1, а також йонів, оксидів та сполук важких есенціальних та токсичних металів у аерозольній фазі, максимальний вміст яких досягає 43,2 мг/кг пилу. Забруднене повітря в зонах гальмування залізничних потягів вносить ваговий внесок у процес вторинного забруднення цими елементами ґрунту з домінуванням у відібраних його зразках заліза в кількості 5,6–7,0 мг/кг, що становить 35,1–36,3 % від загальної кількості металевих забруднень.

3.4. Експериментальні токсикологічні дослідження на білих мишах засвідчили, що термодеструкція композиційного матеріалу гальмових колодок в ході періодичних гальмівних циклів супроводжується ризиком токсичних ефектів, які за рівнем не досягають величини інтегрального показника токсичності HC_{50} , але не виключають функціональних зрушень в організмі контингентів залізничників (оглядачів, слюсарів-ремонтників), які мають виробничо-зумовлений контакт з продуктами термодеструкції і горіння композиційного матеріалу (гумосуміші) з невідомими інгредієнтами колодок.

3.5. З урахуванням результатів документальної і експериментальної експертизи, проведених дослідів і атестації робочих місць працівників, які контактують з композиційними гальмовими колодками на рухомому залізничному транспорті АТ «Укрзаліниця» та на інших підприємствах, композиційний матеріал (гумосуміш) колодок має бути атестований відповідними установами на предмет щодо виконання вимог охорони праці та екологічної

безпеки за встановленими гігієнічними нормами згідно з ГОСТ 12.1.005-88 ССБТ «Общие санитарно-гигиенические требования к воздуху рабочей зоны» та «Гранично допустимими концентраціями (ГДК) хімічних речовин у повітрі робочої зони», затверджених ГДСЛ від 17.07.2015 р., в тому числі з ризиком небезпечної дії на стан здоров'я працюючих і з урахуванням коефіцієнтів кумулятивної та комбінованої дії за коефіцієнтом В.С. Авер'янова.

3.6. Нормативно-технічна документація (стандарт, технічні умови, токсиколого-гігієнічні та екологічні вимоги) на композиційні гальмові колодки не відповідає законодавству України, оскільки не регламентує склад компонентів композиційного матеріалу гумосуміші, а тому має бути виправлена, суттєво доповнена і удосконалена щодо безпечності в технічному, технологічному, експлуатаційному, токсиколого-гігієнічному, екологічному планах. В першу чергу це стосується базового документу, а саме Технічних умов (ТУ У6-05495578.017-2001) та інших технічних умов і стандартів на гальмові колодки з композиційного матеріалу, які повинні визначати вимоги до складу фрикційного матеріалу гальмових колодок та методику контролю елементів.

3.7. В порушення Законодавства України, зокрема ГОСТ 2.114-95, технічні умови на гальмові колодки з композиційного матеріалу (азбестової або безазбестової гумосуміші з чавунними вставками або без них) не регламентують кількісний і якісний склад інгредієнтів, речовин матеріалу та їх хімічний склад, що виключає можливість його контролю в тому числі на наявність екологічно небезпечних, токсичних, алергенних і канцерогенних речовин. Згідно з ГОСТ 2.114-95 розробник технічних умов може не вказувати в Технічних умовах вміст компонентів та їх хімічний склад у фрикційному матеріалі колодок лише за умови їх присутності у відповідних кресленнях на виробі згідно з Міждержавним стандартом ГОСТ 2.109-73 «ЕСКД. Основні вимоги до креслень». Дата ведення 1974-07-01. Ці вимоги є обов'язковими і повинні бути враховані розробником ТУ У6-05495578.017-2001 та інших аналогічних технічних умов на композиційні гальмові колодки.

3.8. Численні літературні джерела, результати комплексної документальної, експериментальної, виробничої та екологічної експертизи чітко вказують на наявність ряду суттєвих у проблемі ефективного, якісного, безпечного для здоров'я працюючих на залізниці та населення і охорони довкілля, недоліків, пов'язаних з використанням гальмових колодок з композиційного матеріалу (гумоазбестової та гумобезазбестової суміші з чавунними вставками чи без вставок) у гальмівних системах рухомого складу залізничного транспорту України, що потребує прийняття ряду рішень для їх виправлення».

Детальна інформація щодо результатів цих досліджень токсикологічних та екологічних проблем, пов'язаних із застосуванням колодок з компози-

ційного матеріалу (гумоазбестової чи гумоазбестової суміші), опублікована в статтях [8, 9]. Висновки, що гальмові колодки із композиційного матеріалу чинять шкідливий вплив на здоров'я людей та навколишнє середовище наведено також у багатьох літературних джерелах, зокрема в статтях [12–13] та інших.

Продовжуючи порівняння показників якості гальмових колодок з чавуну і композиційного матеріалу (гумоазбестової та гумобезазбестової суміші), представлених у таблиці 1, зазначимо, що твердість чавуну незрівнянно, в кілька разів вища за твердість композиту. Міцність при стисканні більша у ~ 20 разів. А міцність на злам композиційних колодок зовсім не регламентується і не контролюється.

Особливу увагу привертає відносно низька температура (300–350 °С), за якої відбувається самозаймання гальмових колодок з композиційного матеріалу під час гальмування потягів. У роботі [14], наприклад, наведені дані, що в процесі гальмування рухомого складу температура в поверхневому шарі металу коліс може досягати 700–800 °С. Окрім створення небезпеки займання гальмівного вузла потягів така температура сприяє зростанню тріщин у поверхневому шарі залізничних коліс [15–16 та ін.].

Для покращення відводу тепла із зони тертя гальмової колодки з колесом транспортного засобу композиційні колодки оснащують чавунними вставками. В таблиці 1 наведені показники якості композиційних гальмових колодок з чавунними вставками. В зазначених вище та інших публікаціях на основі аналізу результатів виконання досліджень і вивчення досвіду застосування таких колодок на залізниці показано, що чавунні вставки в композиційному матеріалі кардинально не виправляють негативну ситуацію з відводом тепла із зони тертя колодки з колесом. Строк експлуатації таких колодок визначається зносом чавунних вставок. Тобто вести розмови про підвищення зносостійкості композиційних колодок з чавунними вставками не має підстав. Собівартість їх виготовлення безумовно вища. Недоліки звичайних композиційних колодок залишаються. В місцях стику композиційного матеріалу з чавунними вставками нерідко з'являються тріщини і відколи [18–19].

Ціни на гальмові колодки в Україні постійно змінюються. Тому, аналізуючи цінову політику на цю продукцію, можна оперувати лише відносними показниками. В доповнення до висновків, наданих в нашій статті [9], зазначимо, що в Україні гальмові колодки типів «М» і «С» з композиційного матеріалу і чавунними вставками майже у два рази дорожчі, ніж однотипні чавунні колодки. Внесення чавунних вставок в конструкцію гальмових колодок з композиційного матеріалу реально не змінило їх функціональні характеристики і не усунуло недоліки, але надало виробникам підстави підвищити ціну за штуку в ~ 3 рази [9].

В описі до патенту UA 90373 «Гальмова колодка залізничного засобу» підкреслено, що внаслідок недостатньої термостійкості композиційного матеріалу в процесі експлуатації колодок відбувається поступове вигорання композиційного матеріалу (гумосуміші). В результаті колодка може втратити необхідну жорсткість і навіть зруйнуватись на частини.

Внаслідок попадання води у зону тертя колодки з колесом під час дощу чи снігопаду їх гальмівна спроможність знижується, що призводить до збільшення гальмівного шляху потягів. Композиційні гальмові колодки потребують заміни на чавунні в зимовий період. Але є надія, що згодом буде знайдено рецептури композиційного матеріалу, здатного знизити нагрівання колодок і коліс при гальмуванні [19]. Нині через низьку теплопровідність композиційного матеріалу лише 5–10 % тепла відводиться від поверхні кочення колеса, тоді як при застосуванні чавунних колодок – ~ 30 % [18]. Чавунні гальмові колодки забезпечують високі теплопровідність і відвід тепла із зони тертя колодки з колесом при порівняно невисокій їх вартості [17].

Одним з найважливіших показників якості гальмових колодок є коефіцієнт тертя по поверхні коліс транспортних засобів [2, 20 та ін.]. Аналіз величин коефіцієнтів тертя між колесами залізничного транспорту і гальмовими колодками з чавуну та з композиційного матеріалу (таблиця 1) свідчить, що зазначений у нормативних документах діапазон коефіцієнтів тертя (0,20–0,30) колодок з чавуну по поверхні коліс значно менший, ніж діапазон коефіцієнтів тертя колодок з композиту і композиційних колодок з чавунними вставками (0,35–0,50). Широкий розмах можливих значень коефіцієнта тертя є недоліком гальмових колодок з точки зору забезпечення стабільності гальмування потягів. Причиною небажано широкого діапазону можливих величин коефіцієнта тертя композиційних колодок є нестабільність вмісту компонентів гумосуміші, розміру їх часток та хімічного складу інгредієнтів. Нам невідомі літературні джерела, в яких ці питання ретельно досліджено. В нашій роботі [20] запропоновано величину коефіцієнта тертя композиційних колодок розглядати з позицій вірогідного підходу. Але знову ж таки це питання впирається в необхідність регламентування вмісту компонентів у композиційній гумосуміші та їх хімічного складу. Окрім того на коефіцієнт тертя впливає гранулометричний склад інгредієнтів у гумосуміші композиційного матеріалу гальмових колодок. При розгляді зазначених питань з використанням вірогідного підходу необхідно ще враховувати і природну нестабільність хімічного складу основних інгредієнтів гумосуміші, зокрема доломіту, бариту. Зазначимо також, що твердість і мікрорельєф поверхні чавунних гальмових колодок суттєво майже не змінюються в процесі тертя колодки на поверхні колеса. Цей факт дає підстави вважати, що галь-

мові колодки з чавуну забезпечують кращу стабільність коефіцієнту тертя.

У процесі експлуатації гальмових колодок композиційний матеріал (гумосуміші) змінює свої структуру і властивості внаслідок «старіння» гуми. Цей ефект також потребує ретельного дослідження, як і вплив на структуру і властивості гумосуміші періодичних багаторазових коливань температури колодок при гальмуванні потягів.

Незважаючи на висловлені зауваження відносно гальмових колодок з композиційного матеріалу, вони та металокерамічні колодки [21] мають перспективу розширення їх використання. При цьому і чавунні колодки будуть ще довго застосовуватися у гальмівних системах рухомого складу залізниці. В монографії [2] переконливо обґрунтовано перспективність використання частково графітізованого чавуну для виготовлення гальмових колодок на сучасних ливарних підприємствах України. Наприклад, на заводі ТОВ «М-ЛИТ» створені умови для виготовлення колодок з частково графітізованого чавуну за різними технологіями [22]. Напрямами удосконалення нормативно-технічної документації на ці ливарні вироби з чавуну запропоновані в нашій статті [23].

На завершення зазначимо, що викладений аналіз і зроблені висновки не стосуються гальмових колодок, які виготовляє конкретне підприємство. У нашій статті надана загальна характеристика гальмових колодок із чавуну та композиційного матеріалу, яка є результатом узагальнення аналітичних і експериментальних досліджень колодок, практичного досвіду їх експлуатації. Зроблені висновки і рекомендації відображають суб'єктивне судження авторів статті. Ми вважаємо і наполягаємо на тому, що виробники разом із залізничниками зобов'язані виправити виявлені правопорушення в Технічних умовах на гальмові колодки з композиційного матеріалу. Зробити це зовсім нескладно. Можна, наприклад, затвердити доповнення (зміни) до діючих Технічних умов на композиційні гальмові колодки, в яких регламентувати вміст інгредієнтів (компонентів) та їх хімічний склад у композиційному матеріалі. Це однозначно підвищить ефективність економічної діяльності залізниці і покращить санітарно-епідеміологічну та екологічну ситуацію на залізничному транспорті.

Автори статті висловлюють щиро подяку директору ливарного зводу ТОВ «М-ЛИТ» Попову Є.С., Президенту ГС «Всеукраїнська асоціація ливарників України» Шинському О.Й., а також науковцям ФТІМС НАН України за консультації та допомогу в проведенні досліджень і підготовці статті.

Висновки

1. Нормативно-технічна документація, зокрема технічні умови на колодки гальмові композиційні, що виготовлені із азбестової чи безазбестової гумосуміші, не відповідають законодавству України (вимогам ГОСТ 2.114-95), оскільки не регламентують компоненти композиційного матеріалу, їх

вміст у відсотках і хімічний склад. Внесення змін до діючих технічних умов на гальмові композиційні колодки, в яких будуть регламентовані зазначені показники композиційного матеріалу є першочерговим завданням в промисловій сфері, що розглядається.

2. Згідно з експертним висновком Державного підприємства «Науково-дослідний інститут медицини транспорту» композиційні колодки із гумосуміші неконтрольованого складу негативно впливають на здоров'я людей, навколишнє середовище і не відповідають вимогам діючого санітарного законодавства. У разі вдосконалення нормативно-технічної документації на гальмові композиційні колодки та технології їх виробництва необхідно в обов'язковому порядку заборонити включати до складу композиційного матеріалу інгредієнти, небезпечні для здоров'я людей і навколишнього середовища.

3. Чавун, порівняно з композиційним матеріалом (гумосумішшю в складі каучуку, бариту, доломіту, сажі, сірки, інших шкідливих інгредієнтів) є відносно безпечною речовиною з точки зору впливу на здоров'я людей і довкілля.

4. Удосконалення технології виробництва і якості чавунних гальмових колодок має відбуватися у напрямку застосування синтетичного чавуну, виплавленого в індукційних тигельних печах замість вагранок, зменшення допустимого вмісту сірки до 0,05 %, обов'язкової дробоструменевої обробки поверхні колодок для виключення невиявлених поверхневих дефектів. Перспективним напрямом

розвитку є використання для виготовлення чавунних колодок частково графітізованого чавуну.

5. Економічна ефективність гальмових колодок, виготовлених з чавуну або композиційного матеріалу, визначається, насамперед витратами на експлуатацію колісних пар під час використання різних колодок. Гальмові колодки з композиційного матеріалу, в тому числі з чавунними вставками, більшою мірою пошкоджують поверхню кочення коліс і призводять до дефектів на їх поверхні, ніж чавунні колодки. Дефекти на поверхні коліс потребують демонтажу колісних пар, переточки коліс, повторного їх монтажу, зменшують строк експлуатації колісних пар рухомого складу. В результаті збільшуються експлуатаційні витрати залізниці.

6. Вартість гальмових колодок як з чавуну, так і з композиційного матеріалу орієнтовно у сотню разів менша за ціну одного колеса для вантажних вагонів і по суті є незначною у сумарній ціні колісної пари разом з гальмовими колодками. Саме тому інформація, що використання на залізничному рухомому транспорті гальмових колодок з композиційних матеріалів, які пошкоджують колеса, більш вигідно, ніж колодок з чавуну, які колеса не пошкоджують, сумнівна і потребує перевірки в кожному конкретному випадку. Через збільшення витрат на обслуговування колісних пар рухомого складу при використанні колодок з композиційного матеріалу та з інших, пов'язаних з цим негативних чинників, витрати транспортників при їх застосуванні нерідко виявляються вищими, ніж при застосуванні чавунних колодок.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Мазур В. Л., Найдек В. Л., Попов Є. С. Порівняння чавунних і композиційних з чавунними вставками гальмових колодок для рухомого складу залізниці. *Метал та лиття України*. 2021. Т. 29. № 2 (325). С. 80–89. DOI: <https://doi.org/10.15407/steelcast2021.02.080>.
2. Неижко И. Г., Найдек В. Л., Гаврилюк В. П. Тормозные колодки железнодорожного транспорта. Киев: НАН Украины, Физ.-технол. ин-т металлов и сплавов, 2009. 121 с.
3. Попов Е. С., Шинский О. И. Анализ показателей качества колодок тормозных и композиционных для железнодорожного подвижного состава. *Литье и металлургия*. 2021. № 1. С. 27–37.
4. Ямшинський М. М., Назаренко В. С., Кравченко К. О. Аналіз гальмівних колодок та шляхи оцінки їх перспективних конструкцій. *Вісник Східноукраїнського національного університету імені Володимира Даля*. 2015. № 1 (218). С. 204–209.
5. Сіренко К.А., Мазур В.Л. Оцінка стабільності хімічного складу і механічних властивостей промислових партій синтетичного чавуну. *Процеси лиття*. 2021. № 4 (146). С. 66–75.
6. Бондарик В. Б., Мельниченко О. В. Сравнительный анализ тормозных колодок и их влияние на износ колесных пар тягового подвижного состава. <https://ojs.irgups.ru/index.php/mns/article/view/213>.
7. Мазур В. Л., Найдек В. Л., Попов Е. С. Характеристика чавунних і композиційних гальмових колодок для рухомого складу залізниці в Україні. *Матеріали XVII Міжнародної науково-практичної конференції (18–20 травня 2021 р., м. Запоріжжя)*. Запоріжжя. АА Тандем. С. 118–122.
8. Шумихин В.С., Лузан П.П., Жельнис М.В. Синтетический чугу́н. К.: Наукова думка, 1971. 159 с.
9. Мазур В.Л., Сіренко К.А. Економічні та екологічні аспекти використання гальмових колодок з чавуну чи композиційного матеріалу для залізничного транспорту // *Процеси лиття*. 2022. № 3 (149). С. 54–62.
10. Шафран Л. М. Токсиколого-гігієнічні та екологічні аспекти безпеки гальмівних систем рухомого складу залізничного транспорту. Частина 1. Міграція шкідливих речовин у довкілля / Л.М. Шафран, В.Л. Мазур, Д.В. Большой, О.Г. Пихтеева, О.В. Третьякова, Є.А. Потапов, О.М. Третьяков, С.Г. Міхалькова. *Актуальні проблеми транспортної медицини*. 2022. № 1 (67). С. 7–18.
11. Шафран Л. М. Токсиколого-гігієнічні та екологічні аспекти безпеки гальмівних систем рухомого складу залізничного транспорту. Частина 2. Забруднення довкілля важкими металами та азбестом. *Актуальні проблеми транспортної медицини*. 2022. № 2 (68). С. 15–26.

12. Мартинов І. Е., Негволода К. С. Аналіз чинників, що впливають на ефективність використання автоматичних гальм вантажних вагонів. Збірник наукових праць УкрДАЗТ. 2013. Вип. 139. С. 230–235.
13. Равлюк В. Г. Аналіз негативних наслідків від ненормативної взаємодії гальмівних колодок з колісними парами у вантажних вагонах. Вісник НТУ «ХПІ». Харків. 2016. № 49 (1221). С. 119–123.
14. Грищенко М. А. Дослідження причин виникнення вищербин металу на поверхні кочення залізничних коліс // Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту імені академіка В.Лазаряна. 2008. Вип. 23. С. 178–182. http://nbuv.gov.ua/UJRN/vdnuzt_2008_23_39.
15. Вакуленко І.О. Аналіз причин виникнення дефектів на поверхні кочення залізничних коліс / І.О. Вакуленко, О.М. Перков, В.Г. Анофрієв, В. С. Крот // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В.Лазаряна. Дніпропетровськ, 2008. Вип. 21. С. 269–271. DOI: 10.15802/stp2008/15832.
16. Вакуленко, І. О. Залежність структурних перетворень по поверхні кочення залізничних коліс від типу гальмівної системи / І. О. Вакуленко // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізничн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. Дніпропетровськ, 2008. Вип. 24. С. 192–194. DOI: 10.15802/stp2008/14755.
17. Шакина А.В. Вагонные тормозные колодки повышенной износостойкости / А.В. Шакина, В.С. Фадеев, О.В. Штанов // М.: Техника железных дорог. 2014. № 4 (28). С. 68–71.
18. Мурадян Л.А., Шапошник В.Ю., Винокурова С.В. Пути развития, тенденции и перспективы дальнейшего совершенствования тормозной колодки рельсового подвижного состава // Вагонный парк, 2015, № 5–6 (98–99). С. 32–34.
19. Мурадян Л.А. Испытания перспективных тормозных колодок на железнодорожных дорогах Украины / Л.А. Мурадян, В.Ю. Шапошник, Бернд Уве Винстрот, С.П. Муковоз // Реалії та перспективи. Локомотив-інформ, 2015. № 07-08. С. 20–22.
20. Сіренко К. А. Коефіцієнти тертя між колесами залізничного транспорту і гальмовими колодками з чавуну та композиційного матеріалу: порівняльний аналіз. Метал та лиття України. 2022. № 1 (30). С. 91–101. <https://doi.org/10.15407/steelcast2022.01.091>.
21. Берент В.Я., Берент В.В. Целесообразность использования металллокерамических тормозных колодок. Сборка в машиностроении, приборостроении. 2017. Том. 18. № 8. С. 355–360.
22. Попов Е.С., Мазур В.Л., Шинський О.Й. Удосконалення ливарного виробництва в Україні // Литво. Металургія, 20121. Матеріали XVII Міжнародної науково-практичної конференції «Литво-2021». Запоріжжя. 2021. С. 160-164.
23. Галай Э. И. Тормозные колодки для электропоездов: чугунные или композиционные / Э. И. Галай, П. К. Рудов, И. Э. Галай, О. А. Сидорович // <http://scbist.com/xx2/43779-06-2005tormoznye-kolodki-dlya-elektropoezdov-chugunnye-ili-kompozicionnye.html> .

REFERENCES

1. Mazur, V. L., Naidek, V. L., Popov, Ye. S. (2021). Comparison of cast-iron and composite brake pads with cast-iron inserts for rolling stock of railways. Metal and Casting of Ukraine. Vol. 29. № 2 (325), pp. 80–89, doi: <https://doi.org/10.15407/steelcast2021.02.080> [in Ukrainian].
2. Neizhko, I. G., Naydek, V. L., Gavrilyuk, V. P. (2009). Railway brake pads. Kyiv: NAS of Ukraine, PTIMA NAS of Ukraine, 121 p. [in Russian].
3. Popov, E.S., Shinsky, O.I. (2021). Analysis of quality indicators of brake and composite pads for railway rolling stock. Casting and metallurgy. №. 1, pp. 27–37 [in Russian].
4. Yamshynskiy, M. M., Nazarenko, V. S., Kravchenko, K. O. (2015). Analysis of brake pads and ways to evaluate their promising designs. Bulletin of the Volodymyr Dahl East Ukrainian National University. №. 1 (218), pp. 204–209 [in Ukrainian].
5. Sirenko, K.A., Mazur, V.L. (2021). Assessment of stability of chemical composition and mechanical properties of industrial lots of synthetic iron. Casting processes. № 4 (146), pp. 66–75 [in Ukrainian].
6. Bondarik, V. B., Melnichenko, O. V. Comparative analysis of brake pads and their influence on the wear of rolling stock wheel sets. <https://ojs.irgups.ru/index.php/mns/article/view/213>. [in Russian].
7. Mazur, V. L., Naidek, V. L., Popov, E. S. Characteristics of chavunny and composite galm blocks for a dry warehouse in Ukraine / Proceedings of the XVII International Scientific and Practical Conference (May 18–20, 2021, Zaporozhzhya). Zaporozhye. AA Tandem, pp. 118–122 [in Russian].
8. Shumikhin, V.S., Luzan, P.P., Zhelnis, M.V. Synthetic cast iron. K.: Naukova Dumka, 1971. 159 p. [in Russian].
9. Mazur, V.L., Sirenko, K.A. Economic and environmental aspects of the use of cast iron or composite brake pads for railway transport // Casting processes. 2022. № 3 (149), pp. 54–62 [in Ukrainian].
10. Shafran, L. M. Toxicological-hygienic and Ecological Aspects of Safety of Rolling Stock Braking Systems of Railway Transport. Part 1. Migration of Toxicants into the Environment / L.M. Shafran, V.L. Mazur, D.V. Bolshoy, E.G. Pykhtieva, E.V. Tretyakova, E.A. Potapov, A.M. Tretyakov, S.G. Mikhalkova // Actual Problems of Transport Medicine. 2022. № 1 (67), pp. 7–18 [in Ukrainian].
11. Shafran, L. M. Toxicological-hygienic and Ecological Aspects of Safety of Rolling Stock Braking Systems of Railway Transport. Part 2. Pollution by Heavy Metals and Asbestos / L. M. Shafran, V. L. Mazur, D. V.

Bolshoy, E. G. Pykhtieieva, E. V. Tretyakova, E. A. Potapov, O. M. Tretyakov, D. M. Pykhtieiev // Actual Problems of Transport Medicine. 2022. № 2 (68), pp. 15–26 [in Ukrainian].

12. Martynov, I. E., Nehvoloda, K. S. (2013). Analysis of the factors influencing efficiency of use of automatic brakes of freight cars. Collection of scientific works of UkrDAZT, issue. 139, pp. 230–235 [in Ukrainian].

13. Ravlyuk, V.G. (2016). Analysis of negative consequences resulting from inappropriate interaction between brake pads and wheel pairs of freight wagons. Bulletin of NTU «KhPI». Kharkiv. № 49 (1221), pp. 119–123 [in Ukrainian].

14. Hryshchenko, M.A. Research on the causes of the appearance of metal scratches on the rolling surface of railway wheels // Bulletin of the Dnipropetrovsk National University of Railway Transport named after Academician V. Lazaryan. 2008. № 23, pp. 178–182 [in Ukrainian].

15. Vakulenko, I.O. The analysis of the defects causes on the surface of the rolling train wheels / I.O. Vakulenko, O.M Perkov., V.H. Anofriev, V.S. Krot // Science and Transport Progress. 2008. № 21, pp. 269–271. <https://doi.org/10.15802/stp2008/15832> [in Ukrainian].

16. Vakulenko, I. O. Dependence of structural transformations on the rolling surface of railway wheels on the type of braking system / I. O. Vakulenko // Visn. Dnipropetrovsk national Railway University. transp. named after Acad. V. Lazaryan. Dnipropetrovsk, 2008. Vol. 24, pp. 192–194. DOI: 10.15802/stp2008/14755 [in Ukrainian].

17. Shakina A.V. Carriage brake pads of increased wear resistance / A.V. Shakina, V.S. Fadeev, O.V. Shtanov // M.: Technique of railways. 2014. No. 4 (28), pp. 68–71 [in Russian].

18. Muradyan, L.A., Shaposhnik, V.YU., Vinokurova, S.V. Ways of development, tendencies and prospects for further improvement of the brake shoe of railway rolling stock // Wagon fleet, 2015. №. 5–6 (98–99), pp. 32–34 [in Russian].

19. Muradyan L.A. Tests of promising brake pads on the railways of Ukraine / L.A. Muradyan, V.Yu. Shaposhnik, Bernd Uwe Winstroth, S.P. Mukovoz // Realities and prospects. Lokomotiv-inform, 2015. № 07–08, pp. 20–22 [in Russian].

20. Sirenko, K. A. Coefficients of friction between railway wheels and brake pads made of cast iron and composite material: a comparative analysis. Met. lit'e Ukr., 2022. Vol. 30. № 1 (328), pp. 91–101 [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.15407/steelcast2022.01.091>.

21. Berent, V.Ya., Berent, V.V. The expediency of using metal-ceramic brake pads. Assembly in mechanical engineering, instrument-making. 2017. Vol. 18. №. 8, p. 355–360 [in Russian].

22. Popov, E.S., Mazur, V.L., Shinskyi, O.Y. Improvement of foundry production in Ukraine // Litvo. Metallurgy, 2021. Materials of the XVII International Scientific and Practical Conference «Lithuania-2021». Zaporizhzhia. 2021, pp. 160–164 [in Ukrainian].

23. Galay, E. I., Rudov, P. K., Galay I. E., Sidorovich O. A. (2005). Brake pads for electric trains: cast iron or composite. SCBIST, April. http://scbist.com/xx2/43779-06-2005_tormoznye-kolodki-dlya-elektropoezdov-chugunnye-ili-kompozicionnye.html [in Russian].

УДК 621.745.55

Кивгило Б.В., Биба Є.Г., Ямшинський М.М., Мініцький А.В., Лук'яненко І.В.
**БІМЕТАЛЕВІ ВИЛИВКИ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЄВОГО
СПЛАВУ**

Кyvgylo B., Vyba E., Yamshinskyj M., Minitskyi A., Lukyanenko I.
BIMETAL CASTINGS BASED ON ALUMINUM ALLOY

Метою роботи є створення нового типу біметалевих композиційних матеріалів на основі алюмінію і відходів металообробки.

Методика. Для отримання біметалевого композиційного матеріалу здійснювали інфільтрацію подрібненої сталевий і бронзовий стружку нагрітої до температури 900 °С за допомогою вакууму у ливарній формі, яку підігрівали до 200 °С. Випробування металу здійснювали за стандартними методиками. Металографічні дослідження проводилось на базі навчально-наукового інституту матеріалознавства та зварювання ім. Є.О. Патона, НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського».

Результати.

Отримані біметалеві композити мають якісне з'єднання з поверхнею сталевий стружки і спостерігається достатньо висока адгезія армуючої фази. В структурі досліджуваного зразка не спостерігається структурних дефектів у вигляді пор та порожнин, та утворюється візуально якісний перехідний шар, що забезпечує високі механічні характеристики композиту. Слідів взаємодії між матрицею і армуючими добавками у зоні контакту виявлено не було, що свідчить про швидкість просочування, а також невисоку температуру процесу по відношенню до армуючих добавок.

Наукова новизна.

Вперше досліджено механізм формування біметалевих композитів за рахунок інфільтрації сталевий стружки з допомогою вакууму. Встановлено, що отриманий матеріал є ударостійким в умовах динамічного навантаження і перевищує аналог алюмінієвий сплав АК7 за ударною в'язкістю: армований сталевий стружкою у 10 разів, бронзовий стружкою – у 20 разів.

В результаті проведеної роботи отримано композит з високими фізико-механічними характеристиками, що може бути використаний, як елемент бронезахисту.

Практичне значення.

Отримано високі механічні властивості біметалевого композиційного матеріалу, що пов'язано з впливом армуючої фази, яка забезпечує зміну характеру деформації матеріалу – спочатку відбувається дискретна деформація прошарків алюмінієвої матриці і запобігає швидкому руйнуванню композиту.

Впровадження у виробництво біметалевих композиційних матеріалів на основі алюмінію і відходів металообробки сприяє не тільки підвищенню міцності і надійності матеріалу, а й сприяє поліпшенню їх механічних та експлуатаційних характеристик разом із економічним ефектом.

Ключові слова: АЛЮМІНІЙ, СТАЛЬ, БІМЕТАЛ, МАТРИЧНИЙ КОМПОЗИТ, АРМУЮЧА ФАЗА, МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ, МІКРОСТРУКТУРА, ЗЛАМ

The purpose The aim of the work is to create a new type of bimetallic composite materials based on aluminum and metalworking waste.

Methodology. To obtain a bimetallic composite material, crushed steel and bronze shavings heated to a temperature of 900 °C were infiltrated using a vacuum in a casting mold, which was heated to 200 °C. Metal tests were carried out according to standard methods. Metallographic research was carried out in the Y.O. Paton Educational and Research Institute of Materials Science and Welding, Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute

Findings. The obtained bimetallic composites have a high-quality connection with the surface of the steel shavings. High adhesion of the reinforcing phase is observed. In the structure of the studied sample, there are no structural defects in the form of pores and cavities, and a visually high-quality transition layer is formed, ensuring the composite's high mechanical characteristics. There were no traces of interaction between the matrix and reinforcing additives in the contact zone, which indicates the rate of seepage, as well as the low temperature of the process in relation to the reinforcing additives.

Originality.

For the first time, the mechanism of the formation of bimetallic composites due to the infiltration of metal shavings using vacuum was investigated. It has been established that the obtained material is impact resistant under dynamic load conditions and exceeds the analog AK7 aluminum alloy in terms of impact viscosity: reinforced with steel shavings by 10 times, and bronze shavings by 20 times.

As a result of the work, a composite with high physical and mechanical characteristics was obtained, which can be used as an element of armor protection.

Practical value. High mechanical properties of the bimetallic composite material were obtained, which is associated with the influence of the reinforcing phase, which ensures a change in the nature of the deformation of the material. At first, a discrete deformation of layers of the aluminum matrix occurs and prevents the rapid destruction of the composite.

The implementation of bimetallic composite materials based on aluminum and metalworking waste into manufacturing contributes not only to increasing the strength and reliability of the material but also improves their mechanical and operational characteristics along with a more positive economic effect.

Keywords: ALUMINUM, STEEL, BIMETAL, MATRIX COMPOSITE, REINFORCING PHASE, MECHANICAL PROPERTIES, MICROSTRUCTURE, FRACTURE

Аналіз літературних даних та постановка проблеми.

Постійне прагнення до отримання високоміцних литих деталей викликало відновлення до-

Кивгило Б.В.,
Биба Є.Г.,
Ямшинський М.М.,
Мініцький А.В.,
Лук'яненко І.В.

слідницького інтересу до виготовлення біметалевих деталей з алюмінієвих та залізних сплавів. Перед людством відкривається можливість поєднати легку вагу алюмінію при міцності та формуючості сталі, що є одним із найважливіших характеристик для теплонавантаженої вузлів машин та механізмів. Вироби з біметалів підвищують надійність і довговічність великого класу деталей і устаткування.

Наразі в Україні та в інших країнах світу біметал, як прогресивний вид матеріалу знайшов застосування в багатьох галузях промисловості: у хімічній і нафтопереробній апаратурі, у машинобудуванні та приладобудуванні, у сільському господарстві та інструментальному виробництві. Застосування в різних галузях промисловості біметалів безперервно розширюється, що пов'язано з економією дефіцитних металів та складових компонентів сплавів: нікелю, хрому, міді, титану, молібдену тощо.

Відповідно до широкої номенклатури застосування в даний час біметал виготовляється в різних видах, а саме у вигляді листів, стрічок, смуг, прутків, дротів, тросів, фасонних профілів і труб. З цього переліку видно, що біметал випускається майже у всіх видах, у яких виробляються сталі і сплави широкого застосування.

Більшість дослідницьких робіт [1-3], що стосуються вивчення і виготовлення біметалів містять суперечливі практичні рекомендації, по більшій мірі спостерігається відсутність даних по технології отримання біметалевих виливків, немає систематизованого викладу теорії і технології одержання біметалевих виливків алюміній-залізо, алюміній-бронза взаємозв'язку їх будови, фазового складу міцності і експлуатаційних властивостей.

Вибір тієї чи іншої композиції біметалу залежить від умов його роботи. Зовнішній робочий шар біметалу має бути стійким проти агресивного впливу робочого середовища, а основний повинен забезпечувати необхідну конструкційну міцність і жорсткість виробу. При цьому вартість біметалу, як правило, має бути нижчою за вартість однорідного матеріалу [4-7].

В умовах ринкової економіки при створенні ефективних технологій виробництва конкурентоспроможної продукції, особливої актуальності набуває екологія, ресурсозбереження та залучення у вторинний цикл виробництва металевих брухту та відходів [7, 8].

Використання вторинної сировини при отриманні композиційних матеріалів мають цілу низку переваг:

зменшуються загальні витрати на виробництво продукції, оскільки відпадає необхідність у одній або декількох технологічних операціях;

знижується питоме споживання енергії на виробництво продукції;

замкнутий колообіг металу обмежує дію несприятливих чинників на стан навколишнього середовища.

Загалом використання вторинної сировини економічно вигідне, що виражається в значній частці металу, що виробляється з лому та відходів [8-12]. Проте початковий стан зазвичай такий, що в більшості випадків його не можна безпосередньо подавати на переплавку, тобто його фізичні властивості та склад не відповідають вимогам, що висуваються до металургійної шихти. З цієї причини лом повинен заздалегідь готуватися (збагачуватися) до переплавки, що можна вважати першою стадією його переробки. Для вирішення цього завдання застосовуються різні енергоємні технологічні процеси й устаткування.

У результаті широкого використання біметалу для ріжучого інструменту досягається значна економія високолегованих сталей, що мають дефіцитні легувальні елементи, такі як хром, вольфрам, ванадій, тощо [12-16].

Нині одним із завдань, поставленим перед вітчизняною промисловістю, є економія матеріальних ресурсів. У зв'язку з цим комплексне використання існуючих джерел сировини і створення безвідходних виробництв стає актуальним напрямком ресурсозберігаючих технологій.

Стружка із відходів металообробки є поширеною і недефіцитною сировиною для виготовлення металевих порошків, які можна використовувати у якості каталізаторів у різних хімічних виробництвах, поліграфії, порошкострої металургії тощо. Створення енергозберігаючих технологій дозволяє отримувати нові матеріали з меншими витратами. Більш раціональна утилізація стружкових відходів і повторне їх використання у виробництві дозволяє здійснювати комплексні заходи, що направлені на зниження витрат при виробництві продукції.

На жаль, більшість із зазначених технологічних процесів обмежена, тому в конкретних умовах виробництва обирається найефективніший технологічний процес з точки зору якості поверхні, економічності, енергоємності тощо [7, 13, 15, 16].

Мета і завдання досліджень.

Метою роботи є створення та дослідження біметалевих композиційних матеріалів на основі алюмінію і відходів металообробки.

Для досягнення поставленої мети було вирішено наступні задачі:

отримати біметалеві композити на основі алюмінію з додаванням металевих стружок;

провести металографічні дослідження та визначити механічні властивості отриманих композитів;

встановити зв'язок між структурою та властивостями отриманих композитів.

Матеріали та методи досліджень.

На підставі аналізу літератури для дослідження було обрано біметалеві композити на основі алюмінію з додаванням сталевих та бронзових стружок із застосуванням методу інфільтрації за допомогою вакууму.

Для отримання біметалевих композиційних матеріалів сталеву і бронзову стружку було

подрібнено до розміру менше 2 мм, після чого розміщували у ливарній формі розміром 100 × 100 × 100 мм, підігрітій до 200 °С. Інфільтрація металеві стружки алюмінієвим розплавом нагрітого до температури 900 °С відбувалось за допомогою вакууму. Після заливання розплаву та його охолодження форми відкривали та вилучали досліджувані зразки.

Випробування металу на ударну в'язкість здійснюють визначенням ступеня опору матеріалу руйнуванню при ударному навантаженні. Випробування на ударну в'язкість здійснюються з допомогою маятникового копра. Вимірювання твердості зразків визначали за стандартною методикою по Брінеллю.

Дослідження щільності зразків визначали методом гідростатичного зважування з точністю 0,001 г/см³. Зразок, який не містить тріщин і порожнин, зважували на аналітичних вагах на повітрі та у воді.

Металографічне дослідження проводилось за допомогою оптичного мікроскопу AmScope. На базі навчально-наукового інституту матеріалознавства та зварювання ім. Є.О. Патона НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського».

Результати досліджень.

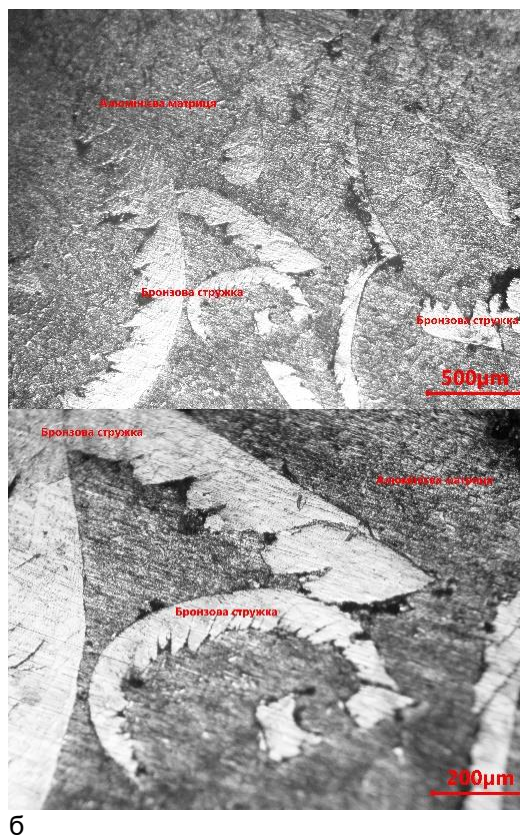
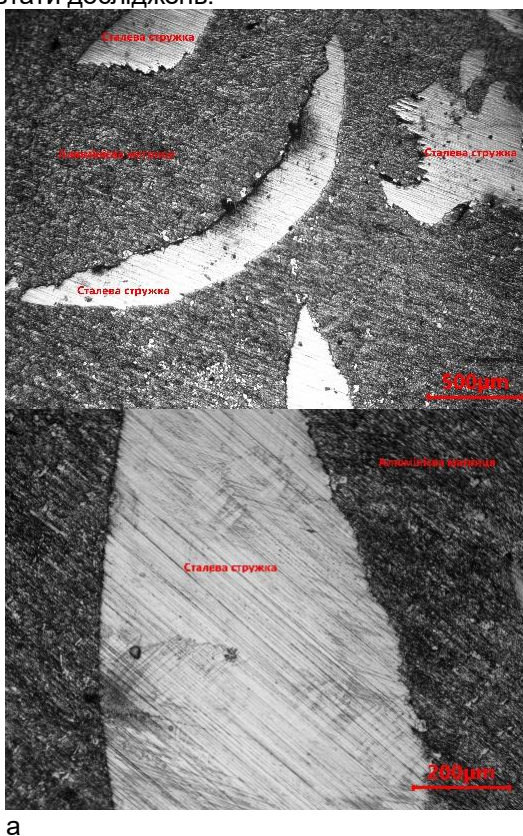


Рисунок 1 – Мікроструктура біметалевого композиту на основі алюмінію з додаванням сталеві (а) та бронзові (б) стружки

В результаті металографічного дослідження композиту з бронзовою стружкою (рис. 1 б) можна спостерігати дещо гірше змочування в порівнянні зі сталюю стружкою, що може бути пов'язано з

Отримання біметалевого матричного композиту на основі алюмінію відбувалось шляхом насипання стружки певної висоти у металеву форму. В роботі прийнято наступну висоту засипання стружки у металеву ливарну форму: 40, 60 і 80 мм. Такий підхід дозволяє в майбутньому регулювати щільність отриманої заготовки із наперед заданими властивостями.

Встановлено, що підвищення висоти заповнення стружки не впливає на кристалізаційні процеси під час утворення композиту (рис. 1). Але з іншої сторони це один із параметрів, який дозволяє регулювати товщину конкретного майбутнього виробу під час проектування технології конкретного вилівка.

Мікроструктурний аналіз біметалевих композитів дозволив встановити, що алюмінієвий розплав має якісне з'єднання з поверхнею сталеві стружки, тобто спостерігається достатньо висока адгезія армуючої фази, у вигляді стружки, з алюмінієвою матрицею (рис. 1 а). Крім того необхідно відзначити, що в структурі досліджуваного зразка не спостерігається структурних дефектів у вигляді пор та порожнин, та утворюється візуально якісний перехідний шар, що забезпечує високі механічні характеристики композиту.

більшим ступенем окиснення бронзові стружки, як і в попередньому випадку значних структурних дефектів в мікроструктурі не виявлено, проте на-

явні несучільності в місці контакту матриці з армуючим матеріалом.

Також слід зазначити, що слідів взаємодії між матрицею і армуючими добавками у зоні контакту виявлено не було, що свідчить про швидкість просочування, а також невисоку температуру процесу по відношенню до армуючих добавок.

Найбільш високі та стабільні за перерізом виливків властивості досягаються при отриманні однорідної та дрібнозернистої структури. Чим дрібніші розміри первинних зерен, тим вище експлуатаційні та технологічні властивості виробів. Одним з найбільш поширених засобів отримання дрібнозернистої структури є швидке охолодження у ливарній формі або просочування рідким мета-

лом армуючої фази. Крім того, до методів активного впливу на формування структури виливків можна віднести процеси, пов'язані із застосуванням зовнішнього впливу на розплави під час кристалізації. Для покращання процесів просочування в роботі використовували вакуумування металеві форми.

Для підтвердження металографічних досліджень, було проведено вимірювання щільності зразків з розмірами 20 × 20 × 20 мм, які вирізали із центральної частини вилівка. Результати досліджень показали, що щільність композитів знаходиться в межах 4,2 – 4,6 г/см³ і варіюється залежно від висоти засипки, що обумовлює різне співвідношення матриці і армуючої фази (рис. 2).

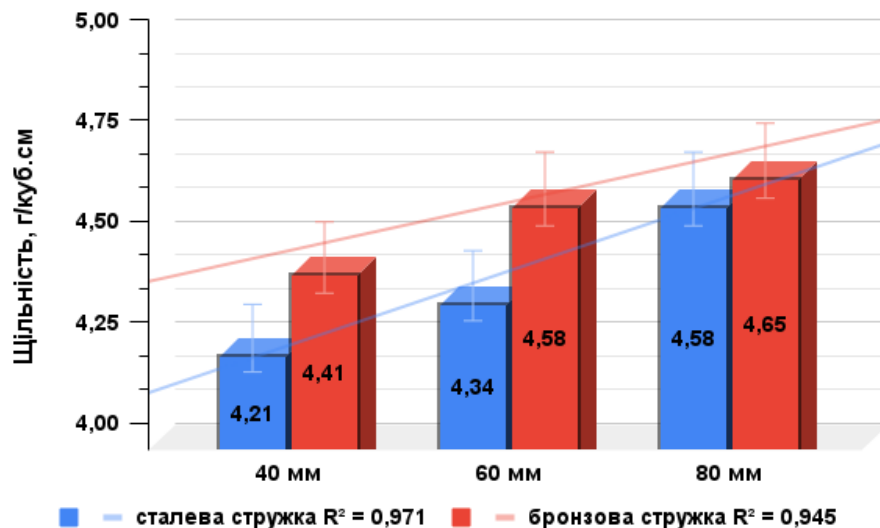


Рисунок 2 – Щільність біметалевого композиту залежно від матеріалу та висоти заповнення наповнювача

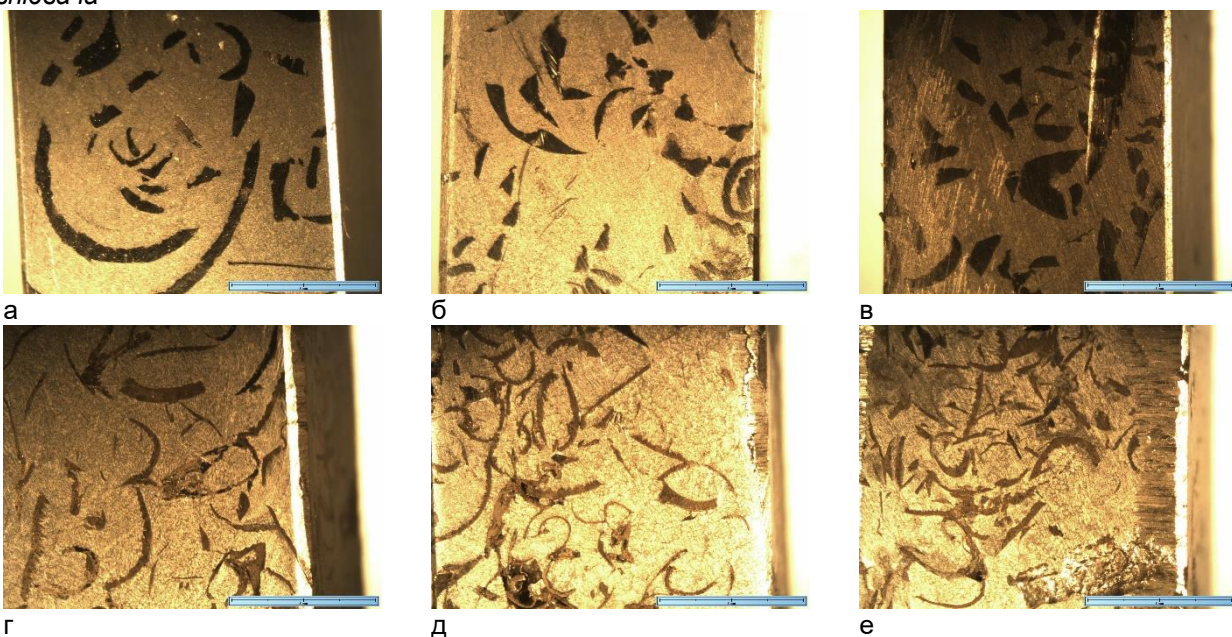


Рисунок 3 – Мікструктури біметалевого композиту залежно від матеріалу та висоти заповнення наповнювача: сталеві стрижки 40 мм (а), 60 мм (б), 80 мм (в); бронзові стрижки 40 мм (г), 60 мм (д), 80 мм (е)

Ступінь заповнення алюмінієвої матриці армуючою фазою показано на рис. 3, що наочно підтримує висновки стосовно об'єму заповнення металевої форми.

Одним із головних завдань є отримання композиту з низькою питомою вагою, який має високі механічні властивості. Результати вимірювання твердості біметалевих композитів, алюміній-сталь та алюміній-бронза представлено на рис. 4.

На підставі експериментальних даних встановлено, що твердість алюмінієвого сплаву АК7 – 60 МПа.

Твердість отриманих біметалевих композитів подібна до твердості алюмінієвої матриці на основі АК7 і відповідає значенням 58-62 МПа, що свідчить про відсутність взаємодії між компонентами матриця-армуюча фаза. Підібрані технологічні параметри забезпечили відсутність інтерметалідних фаз, що можуть окрихчувати композит, що підтверджується металографічними дослідженнями.

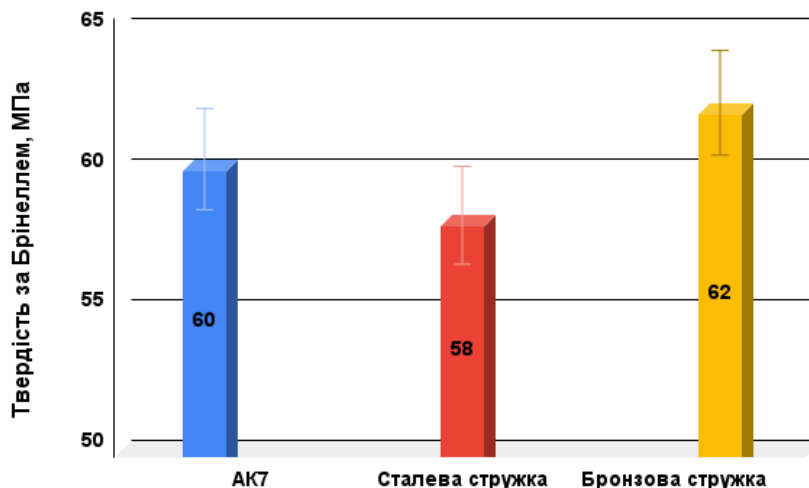


Рисунок 4 – Твердість біметалевого композиту в залежності від армуючої фази

Для перевірки здатності зразків чинити опір ударним навантаженням і виявлення схильності до крихкого руйнування було проведено випробування на ударну в'язкість (рис. 5) за допомогою маятникового копра. Ударна в'язкість біметалевого композиту із бронзовою стружкою становить 65-66 кДж/м², що практично вдвічі більше за композит зі сталевою стружкою, що пояснюється більш високою пластичністю бронзи порівняно зі сталлю. При цьому, згідно з літературними джере-

лами, ударна в'язкість алюмінієвого сплаву АК7 значно менше і складає 3,5 кДж/м². [посилання]

Відповідно до отриманих значень, можна зробити висновок, що отримані біметалеві композити мають високу ударну в'язкість в порівнянні з матеріалом матриці. Крім того необхідно відзначити, що збільшення вмісту армуючої фази впливає на збільшення механічних та експлуатаційних властивостей біметалевого матеріалу.

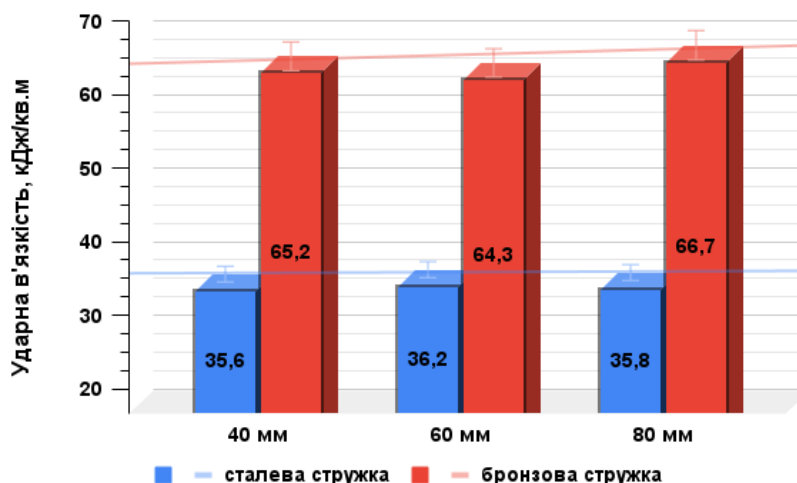


Рисунок 5 – Ударна в'язкість біметалевого композиту залежно армуючої фази

Значно вищі значення ударної в'язкості композитів, пов'язано з впливом армуючої фази, яка за-

безпечує зміну характеру деформації матеріалу – спочатку відбувається дискретна деформація

прошарків алюмінієвої матриці, що запобігає швидкому руйнуванню композиту.

Дані висновки повністю підтверджуються результатами металографічного дослідження зламів зразків біметалевого композитного матеріалу, рис. 6.

Проведені дослідження, дозволяють зробити висновок, що отриманий матеріал є ударостійким в умовах динамічного навантаження і перевищує аналог алюмінієвий сплав АК7 за ударною

в'язкістю: армований сталеву стружкою у 10 разів, бронзову стружкою – у 20 разів.

Загалом не виникає сумнівів, що впровадження у виробництво біметалевих композиційних матеріалів на основі алюмінію і відходів металообробки сприяє не тільки підвищенню міцності і надійності матеріалу, а й сприяє поліпшенню їх механічних та експлуатаційних характеристик разом із економічним ефектом.

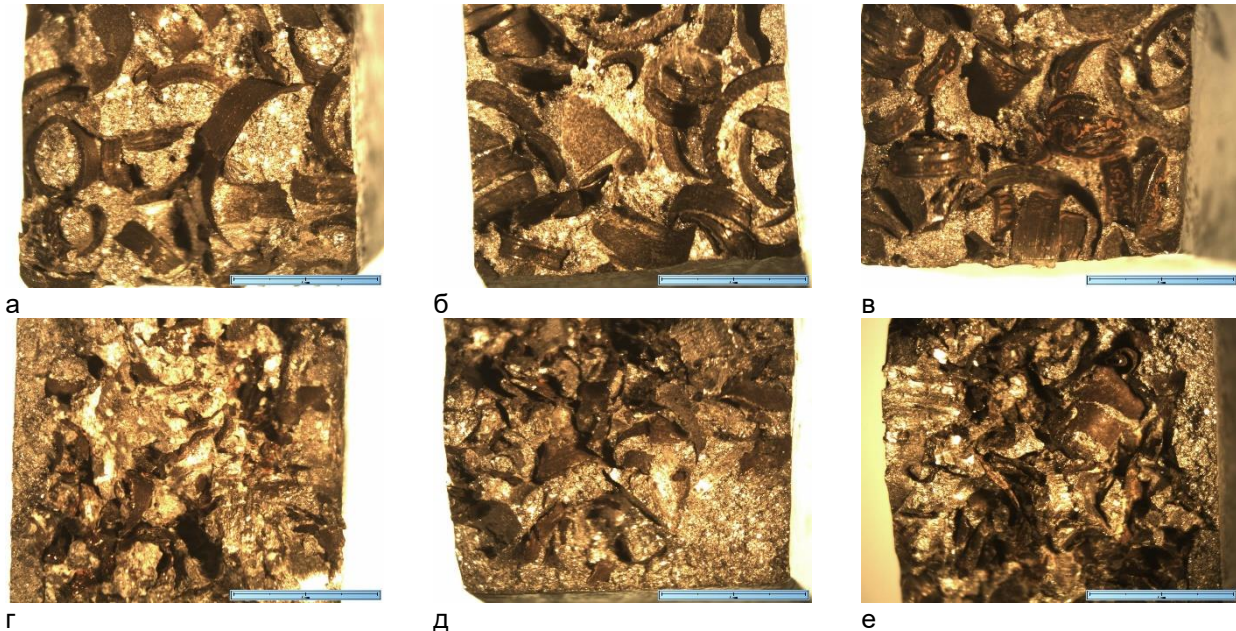


Рисунок 6 – Макроструктури зламів біметалевого композиту залежно від матеріалу та висоти заповнення армуючої фази: сталева стружка 40 мм (а), 60 мм (б), 80 мм (в); бронзова стружка 40 мм (г), 60 мм (д), 80 мм (е)

Висновки:

В результаті проведення досліджень біметалевих композитів встановлено:

алюмінієвий розплав має якісне з'єднання з поверхнею сталеві та дещо гірше з бронзовою стружки;

в мікроструктурі композитів в умовах вакуумного просочування не спостерігається наявність значної кількості дефектів;

слідів взаємодії між матрицею і армуючими вклученнями не виявлено, що підтверджується металографічними дослідженнями;

отриманий біметал має високу ударну в'язкість, високі механічні та експлуатаційні властивості;

в результаті проведеної роботи отримано композит з високими фізико-механічними характеристиками, що може бути використаний, як елемент бронезахисту.

Бібліографічний опис

1. Формирование структуры биметаллических отливок / Е.Г. Афтандиянц, О.А. Пеликан, Л.М. Клименко, Д.Г. Костенко // *Металл и литье Украины*. – 2014. – № 8. – С. 29-35.
2. Скляр В.А. Инновационные и ресурсосберегающие технологии в металлургии : учеб. пос. / В. А. Скляр. – Донецк: ДонНТУ, 2014. – 224 с.
3. Голованенко С.А. Производство биметаллов / С.А. Голованенко, Л. В. Меандов. – Москва: Металлургия, 1966. – 303 с.
4. Мітяєв О.А. Малоциклова втома вторинних алюмінієвих сплавів [Текст] / О.А. Мітяєв, І.П. Волчок, С.Г. Рязанов // *Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій* / ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України. – Львів, 2004. – С. 629-632.
5. Скуйбіда О.Л., Волчок І.П. Підвищення механічних властивостей вторинного силуміну АК5М2 // *Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту*, 2010. – С. 215-218.
6. Митяев А.А., Волчок И.П., Фролов Р.А., Лоза К.Н., Гнатенко О.В., Лукинов В.В. Комплексное модифицирование вторичных силуминов // *Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту*, 2014, № 6 (54) С. 87-96, doi 10.15802/stp2014/33180
7. Lipinski, T. Improvement of mechanical properties of AlSi7Mg alloy with fast cooling homogeneous modifier / T. Lipinski // *Archives of foundry engineering*. – Katowice ; Gliwice, 2008. – Vol. 8. – Iss. 1 – P. 85–88.

8. Mityayev, A. Improvement of quality of secondary aluminium alloys in conditions of mass production / A. Mityayev, S. Belikov // Archives of metallurgy and materials. – Warszawa : Krakow, 2007. – Vol. 52, № 3. – P. 521–524.
9. Селівьорстов, В.Ю., Доценко Ю.В., Доценко Н.В. Перспективи використання комплексних технологічних рішень для підвищення механічних властивостей ливарних сплавів Al-Si // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні №2, 2016. – С. 23-25.
10. The structure and properties of sheets made from aluminium and aluminium alloys for use in transport industry / A. Klyszewski, M. Lech-Grega, W. Szymanski, J. Zelechowski // Aluminium in transport : proc. of IX Intern. Conf. (22.10-25.10.2003) / Institute of Non-ferrous metals. – Cracow ; Tomaszowice, 2003. – P. 203–217.
11. Технологические особенности производства биметаллических (многослойных) отливок повышенной износостойкости / В.В. Ширяев, О.А. Пеликан, И.О. Шинский, Д.В. Глушков, Ю.Н. Романенко // Металл и литье Украины. – 2009. – № 7-8. – С. 52-56.
12. Спеціальні конструкційні матеріали. Підручник для ВНЗ / [Солнцев Ю.П., Беліков С.Б., Волчок І.П., Шейко С.П.]. – Запоріжжя : Валпіс-Поліграф. – 2010. – 534 с
13. Березовский В.В. Применение дисперсно-упрочненных металлических композиционных материалов на основе алюминиевого сплава, армированного частицами SiC в авиационной промышленности // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2013. – № 4 [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://materialsnews.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/38.pdf>
14. American Composites Manufacturers Association (ACMA) [Электронный ресурс]. Режим доступа : <http://www.acmanet.org>.
15. Комиссар О. Н. Композиционные материалы и технологии для аэрокосмической промышленности / О.Н. Комиссар // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2013. – № 4. [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://materialsnews.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/32.pdf>
16. Беликов С.Б., Волчок И.П., Митяев А.А., Плескач В.М., Савченко В.А. Композиционные материалы в авиационной промышленности // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні №2, 2017 С. 32-40.

References

1. Formation of the structure of bimetallic castings / E.H. Aftandylyants, O.A. Pelikan, L.M. Klymenko, D.G. Kostenko // Metal and casting of Ukraine. - 2014. - № 8. – P. 29-35.
2. V.A. Sklyar Innovative and resource-saving technologies in metallurgy: учеб. village / V.A. Sklyar. – Donetsk: DonNTU, 2014. – 224 p.
3. Golovanenko S.A. Production of bimetals / S.A. Golovanenko, L.V. Meandov. – Moscow: Metallurgy, 1966. – 303 p.
4. Mityayev O.A. Low-cycle fatigue of secondary aluminum alloys [Text] / O.A. Mityayev, I.P. Volchok, S.G. Ryazanov // Mechanics of destruction of materials and strength of structures / FMI named after G.V. Karpenka of the National Academy of Sciences of Ukraine. – Lviv, 2004. – P. 629-632.
5. Skuibida O.L., Volchok I.P. Increasing the mechanical properties of secondary silumin AK5M2 // Science and progress of transport. Bulletin of the Dnipropetrovsk National University of Railway Transport, 2010. – P. 215-218.
6. Mityayev A.A., Volchok I.P., Frolov R.A., Loza K.N., Hnatenko O.V., Lukinov V.V. Complex modification of secondary siluminos // Science and progress of transport. Bulletin of the Dnipropetrovsk National University of Railway Transport, 2014, № 6 (54) P. 87-96, doi 10.15802/stp2014/33180.
7. Lipinski, T. Improvement of mechanical properties of AlSi7Mg alloy with fast cooling homogeneous modifier / T. Lipinski // Archives of foundry engineering. – Katowice; Gliwice, 2008. – Vol. 8. – Iss. 1 – P. 85-88.
8. Mityayev, A. Improvement of quality of secondary aluminum alloys in conditions of mass production / A. Mityayev, S. Belikov // Archives of metallurgy and materials. – Warszawa: Krakow, 2007. – Vol. 52, № 3. – P. 52-524.
9. Selivyorstov, V.Yu., Dotsenko Yu.V., Dotsenko N.V. Prospects for the use of complex technological solutions for improving the mechanical properties of Al-Si casting alloys // New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering № 2, 2016. – P. 23-25.
10. The structure and properties of sheets made from aluminum and aluminum alloys for use in transport industry / A. Klyszewski, M. Lech-Grega, W. Szymanski, J. Zelechowski // Aluminium in transport: proc. of IX Intern. Conf. (22.10-25.10.2003) / Institute of Non-ferrous metals. – Cracow; Tomaszowice, 2003. – P. 203-217.
11. Technological features of the production of bimetallic (multi-layer) castings with increased wear resistance / V.V. Shiryayev, O.A. Pelikan, I.O. Shinsky, D.V. Glushkov, Y.N. Romanenko // Metal and casting of Ukraine. – 2009. – № 7-8. - P. 52-56.
12. Special construction materials. Textbook for universities / [Y.P. Solntsev, S.B. Belikov, I.P. Volchok, S.P. Sheyko]. – Zaporizhzhia: Valpis-Polygraph. – 2010. – 534 p
13. Berezovsky V.V. Application of dispersion-strengthened metal composite materials based on aluminum alloy reinforced with SiC particles in the aviation industry // Novosti materiovedeniya. Science and technology. – 2013. – №4 [Electronic resource]. Access mode: <http://materialsnews.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/38.pdf>
14. American Composites Manufacturers Association (ACMA) [Electronic resource]. Access mode: <http://www.acmanet.org>.
15. Komisar O.N. Composite materials and technologies for the aerospace industry / O.N. Komisar // Novosti materiovedeniya. Science and technology. – 2013. – №.4. [Electronic resource]. Access mode: <http://materialsnews.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/32.pdf>
16. Belykov S.B., Volchok I.P., Mityayev A.A., Pleskach V.M., Savchenko V.A. Composite materials in aircraft construction // New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering №.2, 2017 – P. 32-40.

УДК 621.74.042

Ракша, С. В., Анофрієв, П. Г., Главацький, К. Ц., Куроп'ятник, О. С., Посмітюха О. П., Черкудінов В. Е.

Динаміка відцентрового ливарного модуля на карданній підвісці

Raksha, S. V., Anofriev, P. G., Kuropiatnyk, O. S., Hlavatskyi, K. C., Posmitiukha, O. P., Cherkudinov, V. E.

Dynamics of a centrifugal casting module on a cardan suspension

Мета. Метою роботи є визначення впливу довжини ланок модифікованої карданної підвіски відцентрового ливарного модуля та його інерційних параметрів на його власні частоти коливань, а також створення математичної моделі коливань модуля у сталому режимі роботи, що дозволяє розрахувати амплітудно-частотну характеристику і коефіцієнт динамічності цієї коливальної системи. **Методика.** Розглядаються малі коливання відцентрового ливарного модуля, тому застосовано класичний спосіб складання звичайних диференціальних рівнянь його руху за допомогою рівняння Лагранжа II роду. Для розрахунку параметрів коливань модуля створені *m*-файли у системі Matlab. **Результати.** Отримані залежності власних частот ливарного модуля від довжини підвіски, від довжини підвіски форми з електродвигуном та противагою та від його інерційних параметрів. Розраховано амплітудно-частотні характеристики модуля. Побудовано графік коефіцієнта динамічності у робочому діапазоні обертання ливарної форми модуля. У робочому діапазоні обертання ливарної форми значення коефіцієнта динамічності знаходяться в інтервалі від 0,035 до 0,001. **Наукова новизна.** Вперше створена математична модель коливань відцентрового ливарного модуля на модифікованій карданній підвісці. За допомогою системи Matlab досліджено вплив параметрів ливарного модуля на його власні частоти. **Практична значущість.** Розроблена математична модель коливань відцентрового ливарного модуля та результати досліджень впливу основних його характеристик на власні частоти коливань дозволяють створити конструкцію модуля з раціональними характеристиками, визначити безпечний робочий діапазон частоти обертання форми.

Ключевые слова: відцентровий ливарний модуль, математична модель, динаміка, карданна підвіска

Purpose. The purpose of the work is to determine the influence of the link length of the modified gimbal suspension of the centrifugal casting module and its inertial parameters on its own oscillation frequencies, as well as to create a mathematical model of the module oscillations in a stable mode of operation, which allows to calculate the amplitude-frequency characteristic and the coefficient of dynamism of this oscillatory system. **Methods.** Small fluctuations of the centrifugal casting module are considered, therefore the classical method of constructing the ordinary differential equations of its motion using the Lagrange equation of the II kind is applied. *M*-files were created in the Matlab system to calculate the vibration parameters of the module. **Results.** The obtained dependences of the natural frequencies of the foundry module on the length of the suspension, on the length of the suspension of the form with an electric motor and counterweight, and on its inertial parameters. The amplitude-frequency characteristics of the module are calculated. A graph of the dynamism coefficient in the working range of rotation of the mold of the module is plotted. In the working range of rotation of the casting mold, the values of the dynamism coefficient are in the range from 0.035 to 0.001. **Scientific novelty.** For the first time, a mathematical model of oscillations of a centrifugal casting module on a modified cardan suspension was created. Using the Matlab system, the influence of the parameters of the foundry module on its natural frequencies was investigated. **Practical significance.** The developed mathematical model of oscillations of the centrifugal foundry module and the results of studies of the influence of its main characteristics on the natural frequencies of oscillations will allow to create a structure of the module with rational characteristics, to determine a safe working range of the rotation frequency of the mold.

Keywords: centrifugal casting module, mathematical model, dynamics, cardan suspension

Вступ

Одним з багатьох способів отримання відливок циліндричної форми, кільць, труб та двошарових прокатних валків є відцентровий спосіб. Для реалізації цього способу використовують відцентрові машини з горизонтальною або вертикальною осью обертання ливарної форми [1, 2]. Безперервно покращуються технології лиття [3, 4], удосконалюються конструкції відцентрових машин [5] та підвищуються вимоги до якості литва [6].

Надійна робота ливарної машини визначається багатьма факторами. Декілька з них пов'язані з характеристиками опорних вузлів форми, що обертается у процесі роботи. Стаття присвячена моделюванню коливань форми на карданній підвісці.

Карданні шарніри добре відомі і набули широкого застосування в трансмісіях автотранспортної

техніки, водного транспорту та технологічних машин у промисловості. Карданний шарнір є аналогом сферичної кінематичної пари з пальцем і має два ступені свободи [7]. Якщо карданний шарнір у механізмі не передає обертального руху, його називають карданним підвісом. Карданні підвіси використовуються в гіроскопах [8], а також для підвіски предметів, які повинні залишатися у вертикальному положенні під дією власної ваги при зміні нахилу стійки підвісу. Для підвішування технологічних машин роторного типу класичний карданний підвіс не підходить, так як для самоцентрування неврівноваженого ротора, що обертається, необхідно не дві, а п'ять ступенів свободи [9, 10]. Коливальні процеси у різних машинах і агрегатах добре та швидко моделюються у системі Matlab [11, 12]. Математичне моделювання коливань машини на

Ракша, С. В.,	
Анофрієв, П. Г.,	
Главацький, К. Ц.	
Куроп'ятник, О. С.	
Посмітюха О. П.,	
Черкудінов В. Е.	

карданній підвісці з сергами за допомогою системи *Matlab* дозволяє достатньо швидко здійснити аналіз залежності значень власних частот коливань машини від її параметрів.

Мета та постановка задачі

Метою роботи є дослідження впливу розмірів сержок карданної підвіски відцентрового ливарного модуля на значення її власних частот коливань. Вирішення цієї задачі потребує розробки математичної моделі власних коливань ливарної відцентрової машини та дослідження її за допомогою комп'ютерних алгоритмів за допомогою системи *Matlab*.

Складання математичних моделей коливань рухомих об'єктів передбачає використання класичних методів складання звичайних диференціальних рівнянь, що добре описують малі коливання механічних систем.

Об'єкт досліджень

Відцентровий ливарний модуль на карданній підвісці з додатковими ланками – сергами (рис. 1) має форму 1, електродвигун 3, кільцеву контрвагу і карданну підвіску, до складу якої належать зовнішнє 2 та внутрішнє 6 кільця, а також сержки 5, 7. З ціллю спрощення відображення модуля, дрібні деталі конструкції, деякі з'єднання та електрична частина не показані.

Робочій цикл модуля складається з періодів розгону, заливки у форму рідкого металу, кристалізації відливки та вибігу. На етапах розгону і вибігу модуль проходить резонансні частоти коливань, які досить близькі до його власних частот. Самоцентрування форми, що обертається відбувається в закритичних діапазонах роботи модуля.

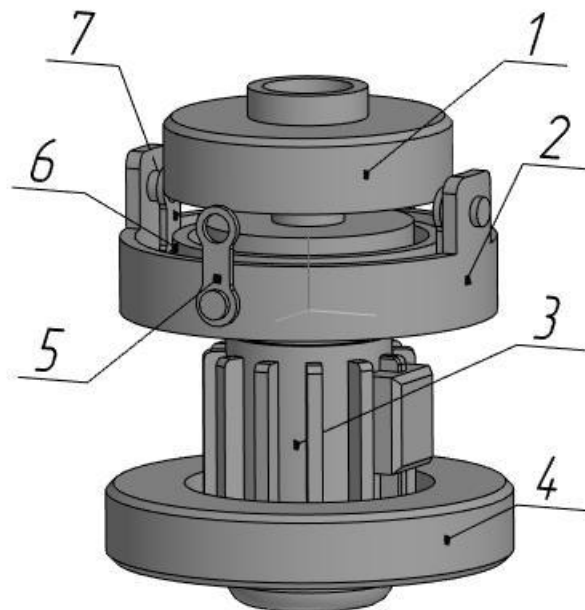


Рис. 1 Відцентровий ливарний модуль:

- 1 – форма; 2 – зовнішнє кільце; 3 – електродвигун; 4 - кільцева контрвага;
5 – серга підвіски модуля; 6 – кільце; 7 - серга підвіски внутрішнього кільця

Знання значень резонансних частот модуля необхідно для визначення безпечного діапазону частоти обертання форми при заповненні її металом.

Математична модель коливань ливарного модуля

Процес роботи модуля супроводжується його коливаннями, які виникають із-за статичної та динамічної невірноваженості форми.

При складанні розрахункової схеми модуля прийняти наступні припущення:

форма і її привід масою m розглядаються, як абсолютно тверді тіла;

розглядаються мали коливання модуля;

пружні елементи модуля мають лінійні силові характеристики;

масами деталей карданної підвіски нехтуємо;

гіроскопічним моментом, що діє на коливальну систему модуля не враховуємо коливання вздовж вертикалі модуля другого порядку малості, тому не розглядаються.

З урахуванням осьової симетрії модуля розглядається проекція коливань на площину. Відповідно з прийнятими припущеннями розглядається плоска розрахункова схема коливань ливарного модуля (рис. 2). У якості узагальнених координат прийняти кутові координат: φ – сержок підвіски; θ – форми з приводом. Ливарна форма має ексцентриситет центра мас e і кут ξ перекоосу головної осі інерції.

Для складання рівнянь руху скористаємося рівнянням Лагранжа II роду для систем із консервативними силами [13]

$$\frac{d}{dt} \left(\frac{\partial T}{\partial \dot{q}_i} \right) + \frac{\partial T}{\partial q_i} + \frac{\partial \Phi}{\partial \dot{q}_i} + \frac{\partial \Pi}{\partial q_i} = Q_i, \quad (1)$$

де T, Π – кінетична та потенціальна енергії системи; Φ – функція розсіювання енергії; q_i, \dot{q}_i – узагальнені координати і швидкості; t – час; Q_i – узагальнені сили, які діють по узагальнених координатах.

Кінетична енергія системи

$$T = \frac{1}{2} \left[m(l\dot{\varphi} + L\dot{\theta})^2 + J\dot{\theta}^2 \right], \quad (2)$$

де m – маса форми та приводу; J – екваторіальний момент інерції форми та приводу.

Потенціальна енергія системи

$$\Pi = \frac{1}{2} \left[mg(l\varphi^2 + L\theta^2) \right], \quad (3)$$

де g – прискорення вільного падіння.

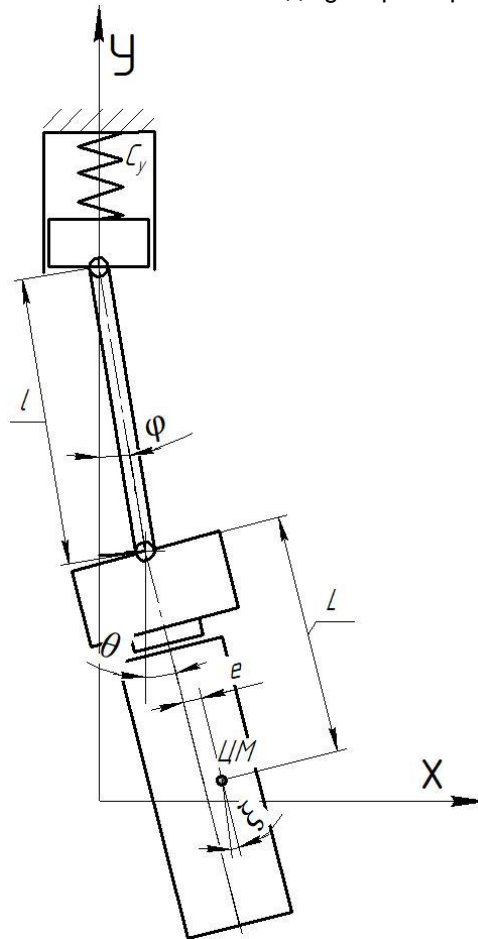


Рис. 2 Розрахункова схема коливань ливарного модуля

Ливарний модуль не має спеціальних пристроїв, що виконують демпфування, однак, розсіювання енергії відбувається у кінематичних парах, у матеріалах вузлів та деталей. Це так зване конструкційне демпфування, яке і першому наближенні пропорційне швидкості.

У діапазонах, що віддалені від критичних частот, амплітуди коливань форми з похибкою, яка не перевищує 2 – 3%, можливо визначити без врахування демпфування, тобто при $\Phi = 0$.

Узагальнені сили визначаються, як коефіцієнти при варіаціях координат у виразі елементарної

роботи, що виконується нерівноваженими силами і моментами на можливих переміщеннях

$$Q_\varphi = 0; \quad (4)$$

$$Q_\theta = mL\omega^2 \sin \omega t + (J - J_0) \xi \omega^2 \sin \omega t, \quad (5)$$

де ω – кутова швидкість форми; J_0 – полярний момент інерції форми.

Після підстановки узагальнених сил, кінетичної та потенціальної енергій до рівняння Лагранжа II роду (1) отримуємо математичну модель коливань форми у сталому режимі руху

$$\begin{cases} ml^2\ddot{\varphi} + mLl\ddot{\theta} + mgl\varphi = 0; \\ mlL\ddot{\varphi} + (J + mL^2)\ddot{\theta} + mgL\theta = mL\omega^2 \sin \omega t + \\ + (J - J_0)\xi\omega^2 \sin \omega t. \end{cases} \quad (6)$$

Після алгебраїчних перетворень системи (6) отримуємо

$$\begin{cases} l\ddot{\varphi} + L\ddot{\theta} + g\varphi = 0; \\ l\ddot{\varphi} + \left(L + \frac{r_{np}^2}{L}\right)\ddot{\theta} + g\theta = \left(e + \frac{J - J_0}{mL}\xi\right)\omega^2 \sin \omega t, \end{cases} \quad (7)$$

$$\text{де } r_{np}^2 = \frac{J}{m}.$$

Вплив параметрів ливарного модуля на його власні частоти

Система (7) має власне рішення

$$\varphi = \varphi_A \sin \omega t; \quad (8)$$

$$\theta = \theta_A \sin \omega t, \quad (9)$$

де φ_A, θ_A – амплітуди коливань.

Підстановка (8) і (9) у систему (7) з наступним виключенням з рівнянь часу дає систему алгебраїчних рівнянь

$$\begin{cases} (g - l\omega^2)\varphi_A + L\omega^2\theta_A = 0; \\ l\omega^2\varphi_A + \left[g - \left(L + \frac{r_{np}^2}{L}\right)\omega^2\right]\theta_A = \left(e + \frac{J - J_0}{mL}\xi\right)\omega^2. \end{cases} \quad (10)$$

Прирівняв нулю головний визначник системи (10) отримаємо рівняння власних частот ливарного модуля

$$(g - l\omega^2) \left[g - \left(L + \frac{r_{np}^2}{L} \right) \omega^2 \right] - Ll\omega^4 = 0 \quad (11)$$

або

$$\left[\left(L + \frac{r_{np}^2}{L} \right) l - lL \right] \omega^4 - \left(l + L + \frac{r_{np}^2}{L} \right) g \omega^2 + g^2 = 0. \quad (12)$$

Після алгебраїчних перетворень отримаємо бікватратне алгебраїчне рівняння

$$Ap^4 + Bp^2 + C = 0, \quad (13)$$

$$\text{де } A = \left(L + \frac{r_{np}^2}{L} \right) l - lL; \quad B = - \left(l + L + \frac{r_{np}^2}{L} \right) g; \quad C = g^2.$$

Рішення цього рівняння відомо

$$p_{1,2} = \sqrt{\frac{-B \pm \sqrt{B^2 - 4AC}}{2A}}. \quad (14)$$

Дискримінант D квадратного тричлена $Ax^2 + Bx + C$ дорівнює $B^2 - 4AC$. Коріння квадратного рівняння залежать від знаку дискримінанта (D) [14]:

$D > 0$ – рівняння має 2 різних речових кореня;

$D = 0$ – рівняння має 1 корінь (або ж 2 співпадаючих речових кореня);

$D < 0$ – рівняння має 2 мнимих кореня (тобто речових коренів немає).

$$x = -B/(2A).$$

Залежність власних частот коливань ливарного модуля від параметрів підвіски обчислені за допомогою математичного пакета MATLAB та ПОЕМ.

Графіки залежності власних частот коливань (рис. 3) ливарного модуля від довжини підвіски

свідчить о майже лінійній залежності зростання власних частот з ростом довжини підвіски l . Але зріст другої власних частот не суттєвий і складає лише 4,3%.

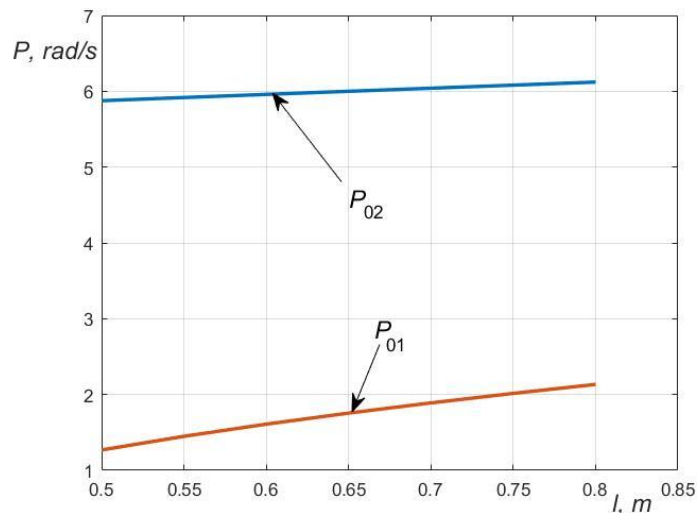


Рис. 3 Залежність власних частот ливарного модуля від довжини підвіски

Залежності власних частот ливарного модуля від довжини підвіски форми з електродвигуном та противагою L має нелінійний характер (рис. 4). Мінімальні значення власних частот ливарного модуля спостерігаються при довжини підвіски L у інтервалі від 0,6 до 0,8 м. Цей інтервал можливо

прийняти раціональним при створенні конструкції ливарного модуля.

Вплив інерційних характеристик ливарного модуля на значення його власних частот найбільш вагомий (рис. 5). Зріст співвідношення моменту інерції системи до її маси у п'ять разів викликає зростання власних частот приблизно у 1,6 рази.

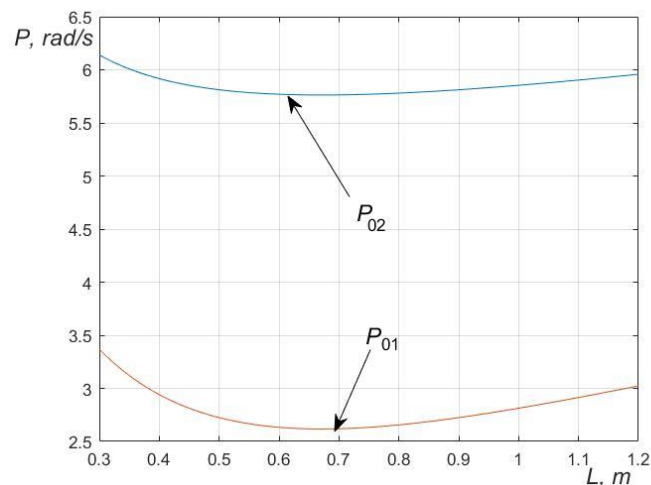


Рис. 4 Залежність власних частот ливарного модуля від довжини підвіски форми з електродвигуном та противагою

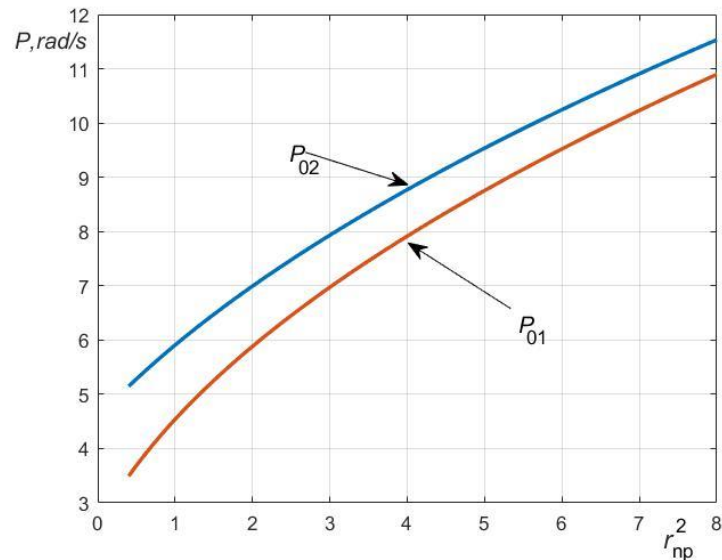


Рис. 5 Залежність власних частот ливарного модуля від його інерційних параметрів

Вимушені коливання ливарного модуля

Вимушені коливання ливарного модуля описується системою (7). Для побудови амплітудно-частотною характеристикою (АЧХ) необхідно знайти рішення системи (10), наприклад, методом Крамера.

Головний визначник системи

$$\Delta = \begin{vmatrix} (g - l\omega^2) & L\omega^2 \\ l\omega^2 & \left[g - \left(L + \frac{r_{np}^2}{L} \right) \omega^2 \right] \end{vmatrix}. \tag{15}$$

Допоміжні визначники системи

$$\Delta_\varphi = \begin{vmatrix} 0 & L\omega^2 \\ \left(e + \frac{J - J_0}{mL} \xi \right) \omega^2 & \left[g - \left(L + \frac{r_{np}^2}{L} \right) \omega^2 \right] \end{vmatrix}; \tag{16}$$

$$\Delta_\theta = \begin{vmatrix} (g - l\omega^2) & 0 \\ l\omega^2 & \left(e + \frac{J - J_0}{mL} \xi \right) \omega^2 \end{vmatrix}. \tag{17}$$

Рішення системи за методом Крамера

$$\varphi_A = \frac{\Delta_\varphi}{\Delta}; \tag{18}$$

$$\theta_A = \frac{\Delta_\theta}{\Delta}. \tag{19}$$

Після підстановки (15) - (17) у (18) та (19) отримуємо

$$\varphi_A = \frac{\left(e + \frac{J - J_0}{mL} \xi \right) L\omega^4}{(g - l\omega^2) \left[g - \left(L + \frac{r_{np}^2}{L} \right) \omega^2 \right] - Ll\omega^4}; \tag{20}$$

$$\theta_A = \frac{(g - l\omega^2) \left(e + \frac{J - J_0}{mL} \xi \right) \omega^2}{(g - l\omega^2) \left[g - \left(L + \frac{r_{np}^2}{L} \right) \omega^2 \right] - Ll\omega^4} \quad (21)$$

Для побудови АЧХ за алгоритмом (рис. 6) виконано табуляцію виразів (20) і (21).

АЧХ мають два розриви другого роду на власних частотах ливарного модуля (рис. 7, рис. 8). На частоті 3,75 rad/s спостерігається явище, яке має назву антирезонанс – амплітуда коливань по узгальненій координаті θ дорівнює нулю. Нажаль, цей ефект гасіння коливань модуля не можливо

використати, тому що кутова швидкість форми модуля повинна бути не менш 104 rad/s (1000 об/хв).

За другу резонансною частотою амплітуди коливань модуля асимптотично зменшуються. Форма прагне обертатися відносно власного центра мас і головної осі інерції.

```

P1_P2_ACHH1.m  P1_P2_CHH_Lm  ACHH_kardan.m  +
1 - m=290; l=0.7; L=0.7; J0=8.15; J=102.1;
2 - g=9.81; rnp=0.45; e=0.003; ksi=0.001;
3 - w=0:0.05:12;
4 - A=(L+rnp./L)*l-l*L;
5 - B=-(l+L+rnp./L)*g;
6 - C=g.^2;
7 - D1=-(e+(J-J0)*ksi./m/L)*L*w.^4;
8 - D2=(g-l*w.^2)*(e+(J-J0)*ksi./m/L).*w.^2;
9 - %fi=abs(D1./(A*w.^4+B*w.^2+C));
10 - %plot(w,fi);
11 - teta=abs(D2./(A*w.^4+B*w.^2+C));
12 - plot(w,teta)
    
```

Рис. 6 Алгоритм розрахунку АЧХ

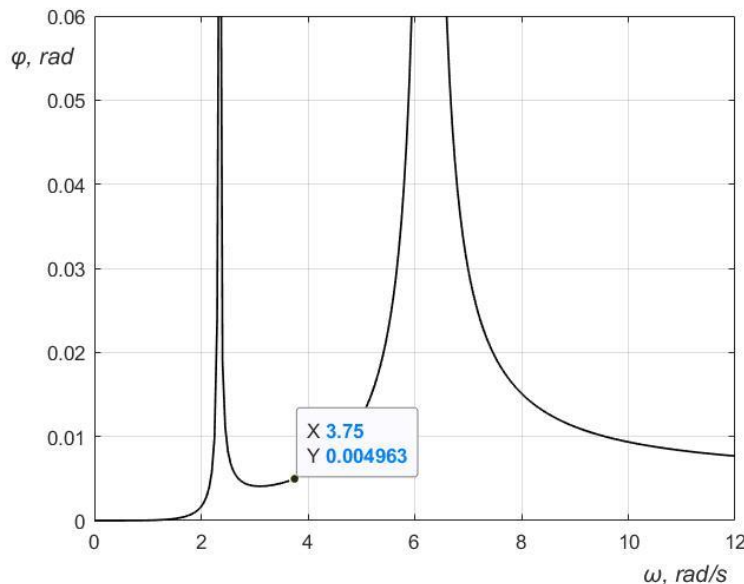


Рис. 7 Амплітудно-частотна характеристика по координаті φ

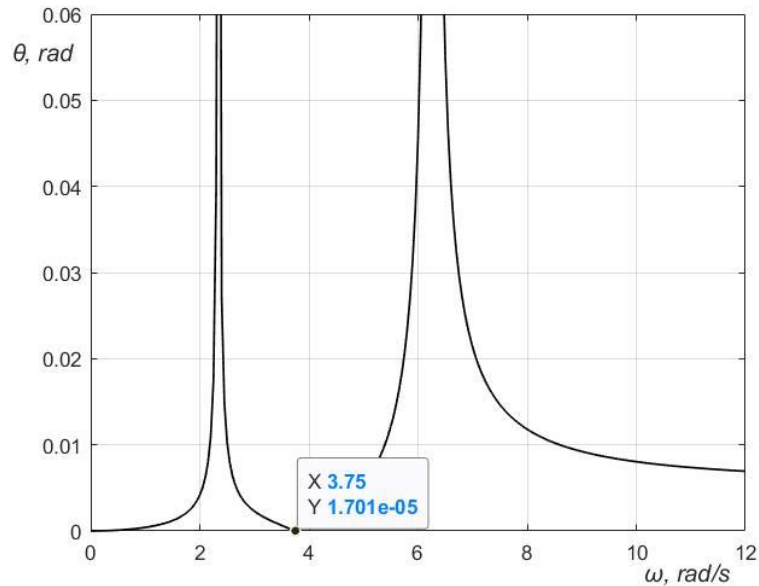


Рис. 8 Амплітудно-частотною характеристикою по координаті θ

Коефіцієнт динамічності модуля

Коефіцієнта динамічності показує в скільки разів амплітуда вимушених коливань, що встановилась більш переміщення, яке викликане статичною дією вимушеної сили [13].

Вважаємо, зв'язок по узагальнених координатах слабким, друга власна частота $P_{02} \approx 6 \text{ rad/s}$, тому коефіцієнта динамічності μ розраховуємо за формулою

$$\mu = \frac{1}{\left| \frac{\left\{ (g - l\omega^2) \left[g - \left(L + \frac{r_{np}^2}{L} \right) \omega^2 \right] - Ll\omega^4 \right\}}{g^2} \right|} \quad (22)$$

Алгоритм розрахунку коефіцієнта динамічності виконано у системі MATLAB (рис. 9).

```

+2 mu_kardan.m x P1_P2_CHH.m x ACHH_kardan.m x +
1 - m=290; l=0.7; L=0.7; J0=8.15; J=102.1;
2 - g=9.81; rnp=0.45; e=0.003; ksi=0.001;
3 - w=0:0.05:12;
4 - A=(L+rnp./L)*l-l*L;
5 - B=-(l+L+rnp./L)*g;
6 - C=g.^2;
7 - mu=abs(1./((A*w.^4+B*w.^2+C)/(g.^2)));
8 - plot(w,mu)
    
```

Рис. 9 Алгоритм розрахунку коефіцієнта динамічності

Графік коефіцієнта динамічності (рис. 10) має два розриви другого роду, тому що у математичній моделі відсутні складові дисипативних сил.

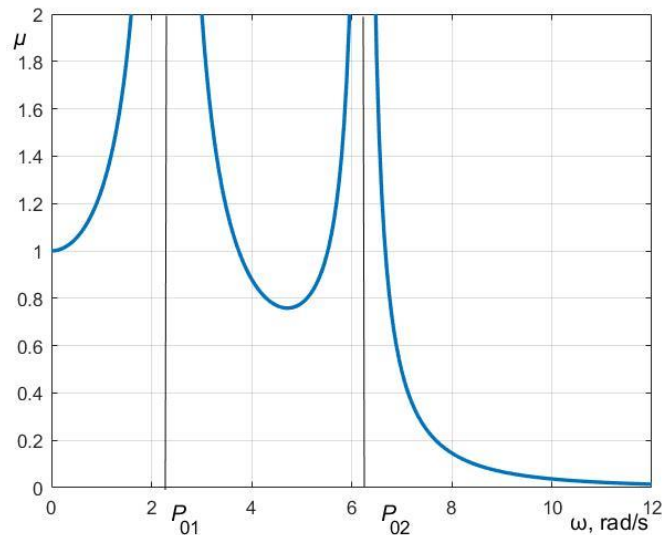


Рис. 10 Графік коефіцієнта динамічності

У робочому діапазоні обертання ливарної форми значення коефіцієнта динамічності (рис. 12) знаходяться в інтервалі від 0,035 до 0,001.

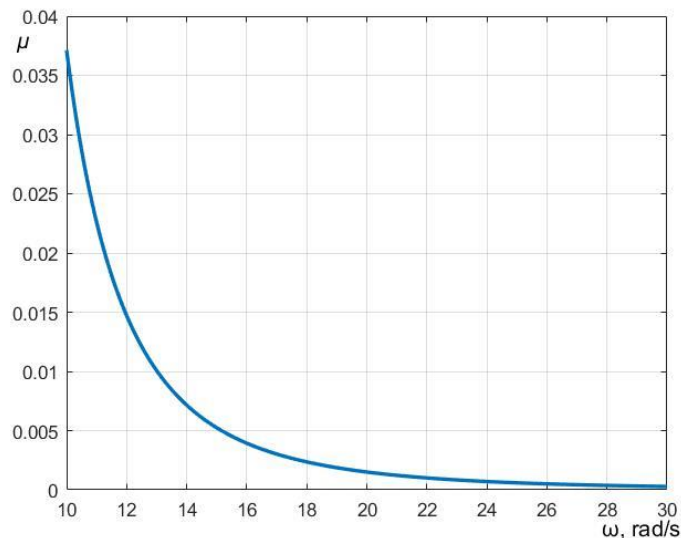


Рис. 11 Графік коефіцієнта динамічності у робочому діапазоні обертання ливарної форми

Висновки

Розроблена математична модель вільних і вимушених коливань ливарного модуля на карданному підвісі. Модуль має дві власні частоти.

У *Matlab* розроблені m-сценарії розрахунку власних частот ливарного модуля та його амплітудно-частотної характеристики.

На математичних моделях досліджено вплив на власні частоти ливарного модуля довжини підвіски, довжини підвіски форми з електродвигуном та противагою та від його інерційних параметрів.

Залежність власних частот коливань модуля від довжини підвіски майже лінійна.

Вплив довжини підвіски форми з електродвигуном та противагою на власних частот коливань модуля має нелінійний характер та екстремуми першої і другої частот коливань.

Залежність власних частот ливарного модуля від його інерційних параметрів має слабку нелінійність.

Побудовані амплітудно-частотні характеристики та графік коефіцієнта динамічності у робочому діапазоні обертання ливарної форми модуля.

Список літератури

1. Юдин, С.Б. Центробежное литье / С.Б. Юдин, М.М. Левин, С.Е. Розенфельд. – М. : Машиностроение, 1972. – 280 с.
2. Специальные методы литья: Справочник/В.А Ефимов, Г.А.Анисович, В.Н. Бабич и др; Под ред. В.А Ефимова. М : Машиностроение, - 1991. - 436 с.
3. Жижкина, Н. А. Оптимизация технологии изготовления центробежнолитых валков / Н. А. Жижкина // Вестник Брянского государственного технического университета No 2(50). 2016. -С. 143-148. DOI: 10.12737/20269.

4. Волков, Д. А. Технологии изготовления короткомерных заготовок методом центробежного литья / Д. А. Волков, А. Д. Волков // Литье и металлургия. 2013. No 3. Спецвыпуск. С. 128–137.
5. Волков, Д. А. Новые разработки ОАО «БЕЛНИИЛИТ» в области центробежного литья / Д. А. Волков, А. П. Мельников, А. Д. Волков и др. // Литье и металлургия. 2011. No 4. С. 31–35.
6. Андрушевич, А. А. Центробежное литье – перспективная технология производства деталей для сельскохозяйственных машин / А. А. Андрушевич, А. Д. Охотский, М. А. Садоха // Литье и металлургия. 2019.No 2. С. 23–27. DOI: 10.21122/1683-6065-2019-2-23-27.
7. Артоболевский, И.И. Теория механизмов и машин/ И.И. Артоболевский. М. : Наука. Гл. ред. физ.-мат. лит., 1988. -640 с. ISBN 5-02-013810-X.
8. Павловский, М. А. Теория гироскопов / М. А. Павловский. К. : Вища шк. Головне из-во, 1986. - 303 с.
9. Кельзон, А. Самоцентрирование и уравнивание жесткого ротора, вращающегося в двух упругих опорах/ А.С. Кельзон А.С. – М. : АН СССР, 1956. Т. 110. №1.
10. Кельзон, А.С. Расчет и конструирование роторных машин/ А.С. Кельзон, Ю.Н. Журавлев, Н.В. Январев. – Л. : Машиностроение, 1977. – 288 с.
11. Raksha, S., Anofriev, P., Bohomaz, V., Kuropiatnyk, O. Mathematical and s-models of cargo oscillations during movement of bridge crane //Naukovyi Visnyk NHU, 2019, № 2. – P. 108 – 115. <https://doi.org/10.29202/nvngu/2019-2/16>.
12. Raksha, S., Anofriev, P., Kuropiatnyk, O. Simulation modelling of the rolling stock axle test-bench / MATEC Web Conf., 2nd International Scientific and Practical Conference “Energy-Optimal Technologies, Logistic and Safety on Transport” (EOT-2019). 2019 г. Т. 294. Article Number 03008. <https://doi.org/10.1051/mateconf/201929403008>.
13. Пановко, Г.Я. Введение в теорию механических колебаний / Г.Я. Пановко . – М. : Наука. Главн. ред. физ.-мат. лит., 1980. – 272 с.
14. Бронштейн, И.Н. Справочник по математике для инженеров и учащихся втузов - 13-е изд. исправленное / И. Н. Бронштейн, К. А. Семендяев. - М : Гл. ред. физ.-мат. лит, 1986. - 544 с.

References

1. Yudyn, S.B. Tsentrobezhnoe lyte / S.B. Yudyn, M.M. Levyn, S.E. Rozenfeld. – М. : Mashynostroenye, 1972. – 280 s.
2. Spetsyalnye metody lytia: Spravochnyk/V.A Efymov, H.A.Anysovych, V.N. Babych y dr; Pod red. V.A Efymova. М : Mashynostrenye, - 1991. - 436 s.
3. Zhyzhkyna, N. A. Optymyzatsiya tekhnolohyy yzghotovleniya tsentrobezhnolytykh valkov / N. A. Zhyzhkyna // Vestnyk Brianskoho hosudarstvennoho tekhnicheskoho unyversyteta No 2(50). 2016. -S. 143-148. DOI: 10.12737/20269.
4. Volkov, D. A. Tekhnolohyy yzghotovleniya korotkomernykh zahotovok metodom tsentrobezhnoho lytia / D. A. Volkov, A. D. Volkov// Lyte y metallurhyia. 2013. No 3. Spetsvypusk. S. 128–137.
5. Volkov, D. A. Novyye razrabotky OAO «BELNYLYT» v oblasti tsentrobezhnoho lytia / D. A. Volkov, A. P. Melnykov, A. D. Volkov y dr. // Lyte y metallurhyia. 2011. No 4. S. 31–35.
6. Andrushevych, A. A. Tsentrobezhnoe lyte – perspektyvnaia tekhnolohyia proyzvodstva detalei dlia selskokhoziaistvennykh mashyn / A. A. Andrushevych, A. D. Okhotskyi, M. A. Sadokha // Lyte y metallurhyia. 2019.No 2. S. 23–27. DOI: 10.21122/1683-6065-2019-2-23-27.
7. Artobolevskiy, Y.Y. Teoryia mekhanyzmov y mashyn/ Y.Y. Artobolevskiy. М. : Nauka. Hl. red. fyz.-mat. lyt., 1988. -640 s. ISBN 5-02-013810-X.
8. Pavlovskiy, M. A. Teoryia hyroskopov / M. A. Pavlovskiy. K. : Vyshcha shk. Holovne yz-vo, 1986. - 303 s.
9. Kelzon, A. Samotsentryrovanye y uravnoveshyvanye zhestkoho ratora, vrashchaishechosia v dvukh upruhykh oporakh/ A.S. Kelzon A.S. – М. : AN SSSR, 1956. Т. 110. №1.
10. Kelzon, A.S. Raschet y konstruyovanye rotornykh mashyn/ A.S. Kelzon, Yu.N. Zhuravlev, N.V. Yanvarev. – L. : Mashynostroenye, 1977. – 288 s.
11. Raksha, S., Anofriev, P., Bohomaz, V., Kuropiatnyk, O. Mathematical and s-models of cargo oscillations during movement of bridge crane //Naukovyi Visnyk NHU, 2019, № 2. – P. 108 – 115. <https://doi.org/10.29202/nvngu/2019-2/16>.
12. Raksha, S., Anofriev, P., Kuropiatnyk, O. Simulation modelling of the rolling stock axle test-bench / MATEC Web Conf., 2nd International Scientific and Practical Conference “Energy-Optimal Technologies, Logistic and Safety on Transport” (EOT-2019). 2019 h. Т. 294. Article Number 03008. <https://doi.org/10.1051/mateconf/201929403008>.
13. Panovko, H.Ia. Vvedenye v teoryiu mekhanycheskykh kolebanyi / H.Ia. Panovko . – М. : Nauka. Hlavn. red. fyz.-mat. lyt., 1980. – 272 s.
14. Bronshtein, Y.N. Spravochnyk po matematyke dlia ynzhenerov y uchashchykhsia vtuzov - 13-e yzd. ispravlennoe / Y. N. Bronshtein, K. A. Semendiaev. - М : Hl. red. fyz.-mat. lyt, 1986. - 544 s.

УДК 669.162

Добров І.В., Сьомічев А.В.

АЛГОРИТМ ВИЗНАЧЕННЯ ЕНЕРГОСИЛОВИХ ПАРАМЕТРІВ
КРИВОШИПНО-ПОВЗУННОГО МЕХАНІЗМУ

Dobrov I.V., Semichev A.V.

ALGORITHM FOR DETERMINATION OF ENERGY-FORCE
PARAMETERS OF CRANK-SLIDE MECHANISM

Метою роботи є розробка алгоритму та програми розрахунку енергосилових параметрів кривошипно-повзунного механізму з урахуванням апробованих на практиці та добре зарекомендованих себе: аналітичного методу розрахунку кінематики повзуна та графо-аналітичного методу розрахунку силових параметрів кривошипно-повзунного механізму.

Результати досліджень. Розроблено новий метод розрахунку та алгоритм визначення енергосилових параметрів кривошипно-повзунного механізму для персональних ПК.

Наукова новизна. Новий метод розрахунку та алгоритм визначення енергосилових параметрів відрізняється визначенням координат точок механізму та вирішенням рівнянь графічним методом.

Практична значимість. Створений алгоритм дозволяє виконати попередню оцінку енергосилових параметрів механізмів та агрегатів з використанням кривошипно-повзунних механізмів на стадії технологічного проектування, техніко-економічного обґрунтування нових агрегатів або модернізації існуючого обладнання при зміні технологічних режимів, пов'язаних з освоєнням випуску сучасної конкурентно спроможної продукції.

Ключові слова: кривошипно-повзунний механізм, енергосилові параметри, алгоритм, програма розрахунку.

The purpose of the work is to develop an algorithm and a program for calculating the power parameters of the crank-slider mechanism, taking into account the proven in practice and well-recommended: analytical method of calculating the kinematics of the slider and the graph-analytical method of calculating the power parameters of the crank-slider mechanism.

Research results. The new calculation method and an algorithm for determining the power parameters of the crank-slider mechanism for personal computers is developed.

Scientific novelty. The new calculation method and algorithm for determining power parameters is distinguished by the determination of the coordinates of the mechanism points and the solution of equations by a graphical method.

Practical significance. The created algorithm makes it possible to perform a preliminary assessment of the power parameters of mechanisms and aggregates using crank-slider mechanisms at the stage of technological design, technical and economic substantiation of new aggregates or modernization of existing equipment when changing technological regimes associated with the production of modern competitive products.

Key words: crank-slider mechanism, power parameters, algorithm, calculation program.

АЛГОРИТМ ВИЗНАЧЕННЯ ЕНЕРГОСИЛОВИХ
ПАРАМЕТРІВ КРИВОШИПНО-ПОВЗУННОГО
МЕХАНІЗМУ

Вступ. Кривошипно-повзунні механізми використовуються в поршневих насосах, компресорах, станах холодної пільгерної прокатки труб, пресах. Тому, попередня оцінка енергосилових параметрів механізмів та агрегатів з використанням кривошипно-повзунних механізмів на стадії технологічного проектування, техніко-економічного обґрунтування нових агрегатів або модернізації існуючого обладнання при зміні технологічних режимів, пов'язаних з освоєнням випуску сучасної конкурентно спроможної продукції, є актуальною. На основі виконаних розрахунків та розробленої програми визначені переміщення точок та енергосилові параметри кривошипно-повзунного механізму, які необхідні для оцінки, технологічного проектування сучасного обладнання.

Аналіз літературних даних та постановка проблеми. Алгоритм — кінцева сукупність точно заданих правил розв'язання деякого класу задач або набір інструкцій, що описують порядок дій вико-

навця для вирішення певного завдання. У старому трактуванні замість слова «порядок» використовувалося слово «послідовність», але з розвитку паралельності у роботі комп'ютерів слово «послідовність» стали замінювати загальним словом «порядок». Незалежні інструкції можуть виконуватися в довільному порядку, паралельно, якщо це дозволяють виконавці, що використовуються [1].

Наприклад, розглянемо розрахунок енергосилових параметрів кривошипно-повзунного механізму.

Кривошипно-повзунні механізми (КПМ) є представниками однієї з п'яти основних видів структурних груп 2-класу 2-го порядку, які використовуються при структурному аналізі різних складних механізмів [2-7]. У роботі [8] розроблено метод розрахунку та алгоритм визначення кінематичних параметрів кривошипно-повзунних механізмів (КПМ) для персональних ПК та з використанням Visual Basic. Відповідно подальший розвиток розрахунково-аналітичного методу дослідження різних конструкцій КПМ визначає розробку методу та алгоритму розрахунку енергосилових параметрів КПМ.

Добров І.В.,	
Сьомічев А.В.	

Метою роботи є розробка алгоритму та програми розрахунку енергосилових параметрів КПМ з використанням Visual Basic з урахуванням апробованих на практиці та добре зарекомендованих себе: аналітичного методу розрахунку кінематики повзуна КПМ [3,4] та графо-аналітичного методу розрахунку силових параметрів КПМ [1,2].

Матеріали та методи дослідження. Розглянемо (рис. 1) схему механізму КПМ [5] яка містить рухома ланку 1 (кривошип довжиною $l_1 = l_{OA}$), яку у

поточному положенні позначено відрізком OA_i ($i = 0, 1, 2, \dots, 7$) на рис. 1. За допомогою плоских шарнірів O і A кривошип з'єднаний з нерухомою основою 4 та рухомих шатуном (ланка 2 довжиною $l_2 = l_{AB}$), який у поточному положенні позначений відрізком A_iB_i .

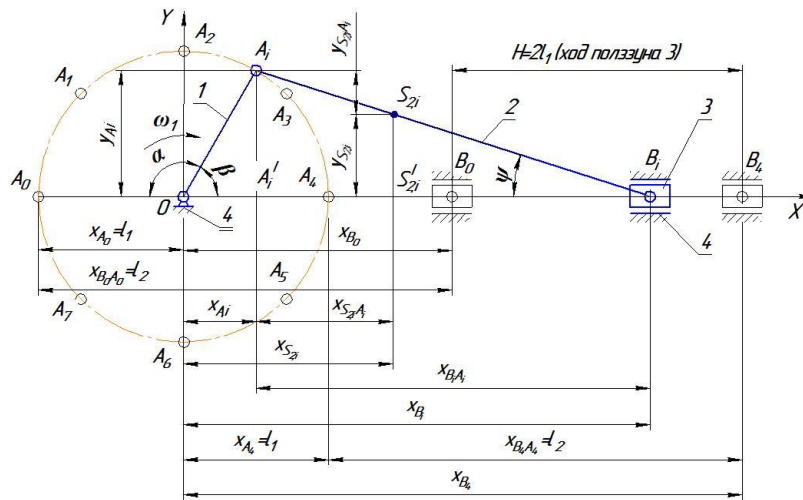


Рис.1. Схема кривошипно-повзунного механізму

У свою чергу, шатун 2 за допомогою плоского шарніра B з'єднаний з повзунком 3, який поступово переміщається у нерухомих напрямних (поступальна кінематична пара) основи 4 вздовж горизонтальної осі OX системи координат XOY , центр O якої поєднаний з віссю шарніра O на нерухомому основі 4. Масою кривошипу 1 нехтуємо. Положення центру маси шатуна 2 визначає точка S_2 , розташована на відстані $l_{AS} = 0,35l_2$ від точки A_i (у поточному положенні шатуна $A_iS_{2,i}$ на рис. 1). Поточне положення центру маси повзуна 3 визначає координата шарніру B_i , так як у першому наближенні лінійними розмірами повзуна 3 в порівнянні з іншими ланками КПМ можна знехтувати. $A_i = A_0$

Приймаємо за початок відліку ($t_0 = 0$) положень ланок механізму КПМ положення кривошипу 1, коли шарнір A , обертаючись із кутовою швидкістю ω_1 по колу радіусом l_1 (штрихпунктирне коло з прийнятими проміжними точками $A_0 - A_1 - A_2 - A_3 - A_4 - \dots - A_7 - A_0$), займає положення з координатами: $y_{A_0} = 0$, $x_{A_0} = -l_1 \cos \alpha = -l_1 \cos(\omega_1 t_0) = -l_1$. Від-

повідно, координата повзуна 3 на осі OX у початковому положенні КПМ складе $x_{B_0} = x_{A_0} + x_{B_0A_0} = -l_1 + l_2 = l_2 - l_1$. При повороті кривошипу 1 на кут $\alpha = 0,5\omega_1 T = \pi$ (T - період обертання кривошипу) щодо початкового положення A_0 точка шарніра A займе положення A_4 с координатами: $x_{A_4} = -l_1 \cos(\pi) = l_1$; $y_{A_4} = 0$. Крайнє положення повзуна 3 визначає координата $x_{B_4} = x_{A_4} + l_2 = l_1 + l_2$ і хід (H) повзуна 3 складає

$$H = x_{B_4} - x_{B_0} = l_1 + l_2 - (l_2 - l_1) = 2l_1 \quad (1)$$

У поточному положенні кривошипа (точка A_i на траєкторії руху шарніра A кривошипа 1 щодо початкового положення - точка A_0), яке визначає кут $\alpha = \omega_1 t$, де t - час переміщення кривошипу з початкового положення в поточне положення кривошипу (відрізок OA_i на рис. 1). Координати точки A_i кривошипа 1 складають:

$$x_{A_i} = -l_1 \cos \alpha;$$

(2)

$$y_{A_i} = l_1 \sin \alpha.$$

.....(3)

Відповідно координати поточного положення повзуна 3 (точки B_i):

$$x_{B_i} = 0A_i + A_i B_i = x_{A_i} + x_{B_i A_i} = x_{A_i} + A_i B_i \cos \psi = -l_1 \cos \alpha + l_2 \cos \psi$$

; (4)

$$y_{B_i} = 0.$$

(5)

Виходячи з умови, що

$$l_1 \sin \alpha = y_{B_i} = A_i' A_i = l_2 \sin \psi, \quad \text{слідuje}$$

$$\sin \psi = \frac{l_1}{l_2} \sin \alpha = \lambda \sin \alpha. \quad \text{Звідки отримаємо}$$

$$\cos \psi = \sqrt{1 - (\sin \psi)^2} = \sqrt{1 - \left(\frac{l_1}{l_2} \sin \alpha\right)^2} = \sqrt{1 - \lambda^2 (\sin \alpha)^2} \approx 1 - 0,5 \lambda^2 (\sin \alpha)^2, \quad (6)$$

$$\text{де } \lambda = \frac{l_1}{l_2}.$$

Підставимо (6) в (4) отримаємо [3]

$$x_{A_i B_i} = A_i' B_i = l_2 \cos \psi = l_2 (1 - 0,5 \lambda^2 (\sin \alpha)^2). \quad (7)$$

$$x_{B_i} = 0A_i' + A_i' B_i = x_{A_i} + l_2 \cos \psi = l_2 \sqrt{1 - \lambda^2 (\sin \alpha)^2} - l_1 \cos \alpha \approx l_2 (1 - 0,5 \lambda^2 (\sin \alpha)^2) - l_1 \cos \alpha$$

. (8)

З подоби трикутників $\Delta A_i A_i' B_i$ и $\Delta S_{2,i} S_{2,i}' B_i$ отримаємо

$$y_{S_{2,i}} = y_{A_i} \frac{BS_{2,i}}{AB} = y_{A_i} \frac{AB - AS_{2,i}}{AB} = l_1 \sin \alpha \frac{l_2 - l_{S_{2,i}A}}{l_2} = \frac{1}{\lambda} (l_2 - l_{S_{2,i}A}) \sin \alpha. \quad (9)$$

В свою чергу [2,3]

$$\begin{aligned} x_{S_{2,i}} &= 0A_i' + A_i' S_{2,i} = x_{A_i} + x_{S_{2,i}A} = x_{A_i} + l_{S_{2,i}A} \cos \psi = \\ &= -l_1 \cos \alpha + l_{S_{2,i}A} \sqrt{1 - \lambda^2 (\sin \alpha)^2} \approx \\ &\approx l_{S_{2,i}A} (1 - 0,5 \lambda^2 (\sin \alpha)^2) - l_1 \cos \alpha \end{aligned} \quad (10)$$

Аналіз виконаного розрахунку кінематичних параметрів для восьми поточних положень КПМ (рис. 1) [5] показує, що сили інерції центру маси шатуну 2 і моменти його сил інерцій, а так само сили інерції повзуна 3 за один оборот кривошипа 1 при русі, що встановився, не впливають на витрату потужності приводу кривошипу 1. Це обумовлено тим, що за один оборот кривошипу кінематичні параметри КПМ (швидкість, кутова швидкість, прискорення, кутове прискорення ланок КПМ) не змінюються.

Відповідно, якщо в першому наближенні не враховувати сили тертя та моменти сил тертя в кінематичних парах, то потужність приводу кривошипу буде витрачатися лише на подолання потужності сили технологічного опору P_3 , прикладеної до повзуна 3 в процесі робочого ходу КПМ (при переміщенні повзуна з положення B_0 в положення B_4 на рис. 2).

Проекції сил, що діють на ланку 2 з боку ланки 1 і на повзун 3 з боку основи 4 на рис. 2 представлені тонкими стрілками та в позначенні сил містять

нижні індекси. Перша цифра індексу вказує на ланку, на які діє сила, друга цифра – на ланку, з боку якої діє сила. Буква i , що відокремлена від індексу комою вказую на поточне положення ланки, що позначене першою цифрою. Відповідно позначення X або Y в кінці нижнього індексу означає проекцію цієї сили на осі координат OX або OY .

Аналогічне мають сили, що діють на ланку 1 з боку ланки 2 і на ланку 1 з боку основи 4, при цьому напрямком цих сил позначено штрихпунктирними стрілками, які, згідно третього закону Ньютона, направлені в протилежні боки відносно напрямку сил, які вказані тонкими стрілками. Поточне положення ланок механізму, яке на рис. 1 обумовлене поєднанням ланок в кінематичних парах: в плоскому шарнірі O і в направляючої основи 4, на рис. 2 забезпечуються за рахунок дії сил $P_{12,ix}$ і $P_{12,iy}$ в шарнірі O і силою $P_{34,i} = P_{23,i}$ в шарнірі B_i .

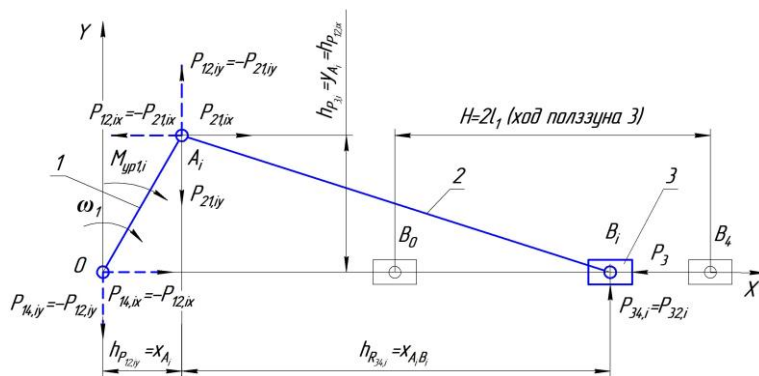


Рис.2. Розрахункова схема КПМ для визначення енергосилових параметрів у поточному положенні його ланок

Умову рівноваги ланок 3 і 4 (рис. 2) визначає система рівнянь:

$$\begin{cases} \Sigma X = P_{21,ix} - P_3 = 0; \\ \Sigma Y = -P_{21,iy} + P_{34,i} = 0; \\ \Sigma M_{A_i} = P_3 h_{P_{3i}} - P_{34,i} h_{P_{34,i}} = P_3 y_{A_i} - P_{34,i} x_{A_i B_i} = 0. \end{cases} \quad (11)$$

Звідки:

$$P_{34,i} = \frac{P_3 \cdot y_{A_i}}{x_{A_i B_i}}; \quad P_{21,iy} = P_{34,i}; \quad P_{21,ix} = P_3; \quad P_{21,i} = \sqrt{P_{21,ix}^2 + P_{21,iy}^2}. \quad (12)$$

Умову рівноваги ланки 1 (рис. 2) визначає система рівнянь:

$$\begin{cases} \Sigma X = -P_{12,ix} + P_{14,ix} = 0; \\ \Sigma Y = P_{12,iy} - P_{14,iy} = 0; \\ \Sigma M_0 = -P_{12,ix} h_{P_{12,ix}} - P_{12,iy} h_{P_{12,iy}} + M_{yp1,i} = -P_{12,ix} y_{A_i} - P_{12,iy} x_{A_i} + M_{yp1,i} = 0. \end{cases} \quad (13)$$

Із (11) і (12):

$$\begin{aligned} P_{14,ix} &= P_{12,ix} = -P_{21,ix} = -P_3; \\ P_{14,iy} &= P_{12,iy} = -P_{21,iy} = -P_{34,i}; \\ P_{14,i} &= \sqrt{P_{12,ix}^2 + P_{12,iy}^2}; \\ M_{yp1,i} &= P_{12,ix} y_{A_i} + P_{12,iy} x_{A_i}. \end{aligned} \quad (14)$$

Миттєва потужність привода кривошипа 1 в поточному положенні ланок КПМ при сталому русі становить

$$W_{1,i} = M_{yp1,i} \cdot \omega_1. \quad (15)$$

Середня потужність привода кривошипа 1 в процесі робочого ходу при русі точки A_i кривошипа по траєкторії $A_0 - A_1 - A_2 - A_3 - A_4$

$$W_{cp,px} = \frac{\sum_{i=0}^{n=3} W_{1,i}}{n+1}. \quad (16)$$

Середня потужність привода кривошипа 1 за один оберт ($A_0 - A_1 - A_2 - A_3 - A_4 - A_5 - A_6 - A_7 - A_0$) при сталому русі з урахуванням того, що при холо-

стому ході КПМ (рух точки A_i кривошипа по траєкторії $A_4 - A_5 - A_6 - A_7 - A_0$ сила технологічного спротиву $P_3 = 0$ і відповідно $M_{yp1,i} = 0$ при $i = 5,6,7,8$)

$$W_{np} = 0,5W_{cp,px} \quad (17)$$

Нижче приводяться результати розрахунку енергосилових параметрів за рівняннями (2), (3), (6), (7), (11)-(17) у вигляді таблиці для заданих вихідних параметрів КПМ, виконаних з використанням Visual Basic.

Вихідні дані КПМ:

$$l_1 = 0,1m; \lambda = 0,35; \omega_1 = 26,2c^{-1}; P_3 = 3956H$$

.Блок-схема — поширений тип схем (графічних моделей), що описують алгоритми чи процеси, у яких окремі кроки зображуються як блоків різної форми, з'єднаних між собою лініями, вказують напрям послідовності.

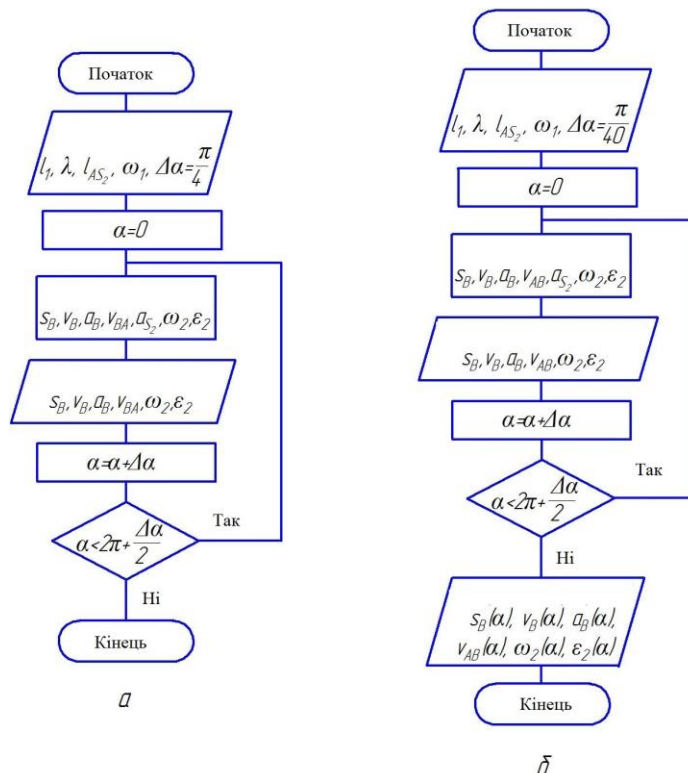


Рис. 3. Програма визначення кінематичних параметрів ланок КПМ: а – для восьми положень кривошипу; б – для побудови графіків кінематичних параметрів характерних точок ланок КПМ

Мова Visual Basic успадкувала дух, стиль і синтаксис свого предка — мови BASIC, у якого є чимало діалектів. У той же час Visual Basic поєднує процедури та елементи об'єктно-орієнтованих і компонентно-орієнтованих мов програмування. Інтегроване середовище розробки VB включає інструменти для візуального проектування інтерфейсу користувача, редактор коду з можливістю підсвічуванням синтаксису, а також інструменти для налагодження додатків. Visual Basic також є гарним засобом швидкої розробки (RAD) програм баз даних. Компоненти, що поставляються разом із середовищем, покликані допомогти програмісту відразу ж почати розробляти бізнес-логіку бізнес-додатка, не відволікаючи його увагу на написання коду запуску програми, підписки на події та інших механізмів, які VB реалізує автоматично [1].

Використовуючи Visual Basic приклад розрахунку переміщення

```

Private Sub CommandButton1_Click()
Dim Xb As Double
Dim I2 As Double
Dim alpha As Double
Dim I1 As Double
Dim lambda As Double

alpha = 0
I1 = 0.1
lambda = 0.35
I2 = 0.1 / lambda
For I = 0 To 8 Step 1

    Xb = I2 * (1 - 0.5 * ((lambda) ^ 2) *
(Sin(alpha) ^ 2) - I1 * Cos(alpha)
Next
Label1.Caption = Xb

End Sub
    
```

Таблиця

Результати розрахунку енергосилових параметрів КГМ при робочому ході повзуна $B_0 - B_1$

Положення кривошипа I	Кут поворота кривошипа $I, \alpha, \text{град}$	Сила тиску на кривошип 1 з боку шатуна 2 $P_{12}, \text{Н}$	Сила тиску на кривошип 1 з боку основи 4 $P_{14}, \text{Н}$	Сила тиску на повзун 3 з боку основи 4 $P_{34}, \text{Н}$	Зрівноважуючий момент на кривошипі 1 $M_{зр1}, \text{Нм}$	Миттєва потужність привода кривошипа 1 $W_I, \text{кВт}$	Потужність привода кривошипа 1 $W_{np}, \text{кВт}$
0	0	3956	-3956	0	0	0	3,14
1	45	4083,8	-4083	1013,5	208,6	5,47	
2	90	4224	-4224	1481,8	395,6	10,36	
3	135	4083,8	-4083	1013,5	351,5	9,21	
4	180	3956	-3956	0	0	0	

Висновки. Розроблено новий метод розрахунку та алгоритм визначення енергосилових параметрів КГМ для персональних ПК. Розрахунок виконано з використанням розробленої програми на основі Visual Basic. Це дозволяє виконати попередню оцінку енергосилових параметрів механізмів та агрегатів з використанням кривошипно-

повзунних механізмів на стадії технологічного проектування, техніко-економічного обґрунтування нових агрегатів або модернізації існуючого обладнання при зміні технологічних режимів, пов'язаних з освоєнням випуску сучасної конкурентно спроможної продукції.

Бібліографічний опис

1. Ершов А. П. Введение в теоретическое программирование: Беседы о методе. — М.: Наука, Главная редакция физико-математической литературы, 1977. — 288 с.
2. Кожевников С.Н. Теория механизмов и машин / С.Н. Кожевников – М.: Машиностроение, 1973. – 592 с.
3. Артоболевский И.И. Теория механизмов и машин / И.И. Артоболевский – М.: Наука, 1975. – 640 с.
4. Коловский М.З. Теория механизмов и машин: учебник для студ. учреждений высш. проф. образования / [М.З. Коловский, А.Н. Евграфов, Ю.А. Семёнов, А.В. Слоущ]. — 4-е изд., перераб. — М.: Издательский центр "Академия", 2013. — 560 с.
6. Dobrov I.V. On Kinematics -of Stock Deformation Process during Drawing/ I.V. Dobrov // Procedia Engineering, No. 6. - 2017. – pp.760-770.
7. Dobrov I.V. Development of scientific bases of the dynamics of machines as a section of applied mechanics/ I.V. Dobrov // Procedia Engineering, No. 129. - 2015. – pp.863-872.
8. Добров И.В. Расчетно-аналитический метод определения кинематических параметров кривошипно-ползунного механизма / И.В. Добров, А.В. Семичев. В.В. Суворов // Матеріали VII Міжнародної науково-практичної конференції «Сучасні технології промислового комплексу – 2021», випуск 7. – Херсон: ХНТУ, 2021. – С.164-168.

References

1. Ershov A. P. Introduction to theoretical programming: Conversations about the method. - M.: Nauka, Main edition of physical and mathematical literature, 1977. - 288 p.
2. Kozhevnikov S.N. Theory of mechanisms and machines / S.N. Kozhevnikov - M.: Mashinostroenie, 1973. - 592 p.
3. Artobolevsky I.I. Theory of mechanisms and machines / I.I. Artobolevsky - M.: Nauka, 1975. - 640 p.
4. Kolovsky M.Z. The theory of mechanisms and machines: a textbook for students. institutions of higher prof. education / [M.Z. Kolovsky, A.N. Evgrafov, Yu.A. Semyonov, A.V. Sloushch]. - 4th ed., revised. - M.: Publishing Center "Academy", 2013. - 560 p.
6. Dobrov I.V. On Kinematics -of Stock Deformation Process during Drawing/I.V. Dobrov // Procedia Engineering, No. 6. - 2017. - pp.760-770.
7. Dobrov I.V. Development of scientific bases of the dynamics of machines as a section of applied mechanics/ I.V. Dobrov // Procedia Engineering, No. 129. - 2015. - pp.863-872.
8. Dobrov I.V. Calculation and analytical method for determining the kinematic parameters of the crank-slider mechanism / I.V. Dobrov, A.V. Semichev. V.V. Suvorov // Proceedings of the VII International scientific and practical conference "Modern technologies of the industrial complex - 2021", issue 7. - Kherson: HNTU, 2021. - P.164-168.

УДК 622.83+539.4

Маліч М.Г.

Енергетичний аналіз дроблення рудних матеріалів асиметричним навантаженням

Malich M.G.

Energy analysis of crushing of ore materials by asymmetric load

Мета. Зниження енерговитрат і підвищення ефективності дезінтеграції рудної маси шляхом управління її напружено-деформованим станом у дробарках на основі математичного моделювання та використання встановлених закономірностей напружень та деформацій у гірській породі при взаємодії з робочим інструментом.

Методика. Використано комплексний метод узагальнення закономірностей теорії пружності та пластичності, закономірності розподілу контактних нормальних та дотичних напружень, рівняння граничного стану матеріалів, заснованих на критерії міцності Кулона; теорії ліній ковзання; зіставлення теоретичних результатів з експериментальними діаграмами «нормальне напруження-подовжня деформація» зразків; факти та явища руйнування гірських порід; узагальнення теоретичних закономірностей, що виникають при силовому контакті інструменту з породою в дробарках.

Наукова новизна. При асиметричних контактних дотичних напруженнях в твердому тілі, що деформується, формуються розтягуючі горизонтальні напруження, при цьому чисельні значення цих напружень зі збільшенням коефіцієнта контактного тертя зростають, а межа міцності на стиснення і питома енергія руйнування гірської породи суттєво знижується.

Результати. Асиметричне навантаження породи потрібно і можна створювати в шоківих дробарках зі складним рухом щоків, в конусних дробарках, у валкових дробарках з різною швидкістю обертання валків. Це відповідає моделі найбільш ефективного ковзного стиснення.

Практична значущість. Створення асиметричних умов навантаження з використанням сил контактного тертя з врахуванням фрикційних та міцнісних характеристик матеріалу, що руйнується, дозволять суттєво знижувати енергоспоживання при дезінтеграції рудної сировини.

Ключові слова Рудні матеріали, дезінтеграція, асиметричне навантаження, дробарки, енергія руйнування.

Purpose. Reducing energy consumption and increasing the efficiency of the disintegration of the ore mass by managing its stress-strain state in crushers based on mathematical modeling and the use of established patterns of stress and deformation in the rock when interacting with the working tool.

Methodology. A complex method of generalization of the laws of the theory of elasticity and plasticity, the laws of the distribution of contact normal and tangential stresses, the equation of the limit state of materials based on the Coulomb strength criterion is used; theories of slip lines; comparison of theoretical results with experimental diagrams of "normal stress-longitudinal strain" of samples; facts and phenomena of rock destruction; generalization of theoretical regularities that arise during the force contact of the tool with the rock in crushers.

Findings. Asymmetric loading of the rock is necessary and can be created in jaw crushers with a complex movement of the jaw, in cone crushers, in roller crushers with different speeds of rotation of the rollers. This corresponds to the model of the most effective sliding compression.

Originality. With asymmetric contact tangential stresses in a deforming solid body, tensile horizontal stresses are formed, while the numerical values of these stresses increase with an increase in the coefficient of contact friction, and the compressive strength limit and the specific energy of destruction of the rock significantly decrease.

Practical value. Creation of asymmetric load conditions using contact friction forces, taking into account the frictional and strength characteristics of the collapsing material, will allow to significantly reduce energy consumption during the disintegration of ore raw materials.

Key words. Ore materials, disintegration, asymmetric load, crushers, energy of destruction.

Вступ. Динаміка зміни якості руд, що видобувають, кольорових і чорних металів, вугілля, гірничо-хімічної сировини та інших твердих корисних копалин тільки за останні двадцять п'ять років показує, що вміст корисних компонентів в них різко знизився. Відомо, що збагачення проводиться шляхом поділу мінеральних асоціацій, які мають певні технологічні властивості за мінеральним складом.

Існуючі масові технології дезінтеграції мають низьку ефективність (насамперед енергетичну): навіть найбільш досконалі з них «використовують» на корисну роботу менше 1% енергії, що підводиться. І це при тому, що витрати енергії на дроблення та подрібнення гірських порід, вже сьогодні становлять десяту частину всієї виробленої в країні електроенергії, продовжують зростати [1].

Якщо врахувати, що крім переробки мінеральної сировини процеси руйнування твердих матері-

алів широко застосовуються в будівельному, целюлозно-паперовому виробництві, для підготовки деревини, у харчовій промисловості, виробництві медичних препаратів, при переробці побутових та промислових відходів та в інших галузях, то можна зробити висновок, що вони є одними з наймасовіших і водночас енерго-, метало-, капітало- та трудомістких технологічних процесів. Поряд з цим існуючі технології дезінтеграції не задовольняють низькі вимоги промислового виробництва [2,3].

По-перше, традиційні процеси руйнування відрізняються низькою селективністю. Це виявляється у тому, що при поділі багатокомпонентних матеріалів доводиться порушувати цілісність самих компонентів, що шкідливо позначається з їх технічних і технологічних властивостях[4,5].

По-друге, для деяких технологій, зокрема при збагаченні корисних копалин та при підготовці гірничо-металургійної та хімічної сировини, облад-

Маліч М.Г.

нання для дезінтеграції, яке серійно випускається, вже не забезпечує отримання необхідної ефективності дезінтеграції [5,6].

У зв'язку з цим виникає потреба в управлінні процесами дезінтеграції і ключем до цього є оцінка несучої здатності гірської породи за різних видів впливу робочих органів дробарок різних типів.

Аналіз літературних даних. Дослідники [7,8,9] для оцінки несучої здатності породи використовують діаграми «нормальне напруження – поздовжня деформація», які будують на спеціальних пресах підвищеної жорсткості при одновісному та об'ємному стисканні зразків. Однак використання в практичних розрахунках межі міцності та залишкової міцності руйнування зразків, отриманих на підставі цих діаграм, є величинами відносними через вплив масштабного ефекту, який спостерігається не тільки на тріщинуватих, але і на зразках без тріщин і залежать від їх розмірів. Крім того, виявлено, що при асиметричному розподілі контактних дотичних напружень руйнування твердого матеріалу іде з значно меншими витратами енергії [10], ніж при одновісному стисканні [11,12], а це свідчить про необхідність більш детального аналізу щодо процесів руйнування різних матеріалів в різних умовах навантаження.

Внаслідок викладеного слідує висновок, що ще не повною мірою розкрито механізм зародження тріщини та подальшого руйнування тіла, яке деформується [13]. При цьому не завжди враховується внутрішнє та контактне тертя [14], недостатньо відпрацьовані аналітичні методи розрахунку та побудови діаграм «нормальне напруження – поздовжня деформація» з використанням доступних для експериментального визначення показників властивостей гірських порід, що дозволяють визначати напружено-деформований стан шматків породи при впливі на них робочого органу [15] для пошуку шляхів найефективнішого руйнування.

Мета і завдання досліджень. Розробка математичних моделей деформування тіл при взаємодії нормального і тангенційного навантаження від

робочого інструменту на породу, виникнення перших тріщин, їх розвитку у твердому тілі для управління їх напружено-деформованим станом у процесах дезінтеграції для руйнування рудних матеріалів є актуальною науковою проблемою, що має важливе практичне значення для гірничо-металургійного комплексу країни.

Основна частина. Для дослідження зобразимо схематично розвиток тріщин, які формуються за траєкторіями максимальних ефективних дотичних напружень (ТМЕДН) при симетричному та асиметричному навантаженні (рис. 1).

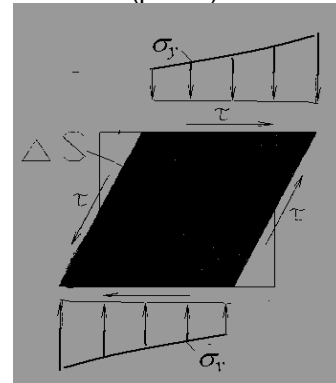
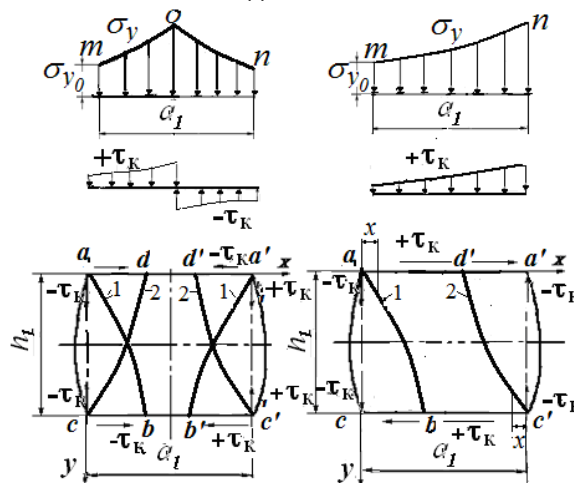


Рисунок 1 – Схема формування асиметричних дотичних напружень від контактного тертя

Схема вертикального нормального напруження при симетричному та асиметричному розподілі дотичних напружень наведена на рис. 2.

Візьмемо одну з шести відомих найпростішу форму руйнування призматичних зразків гірських порід – усічено-клинову, та по методиці [12] збудуємо криві: «питоме зусилля – ордината» усічено-клинової форми руйнування зразків при $k_n = 10$ МПа; $\rho = 45^\circ$; $f_k = 0,3$ при симетричному розподілі контактних дотичних напружень, коли дотичні напруження на верхній поверхні мають знак плюс, на нижній - знак мінус (рис.3, крива 1).

a) b)



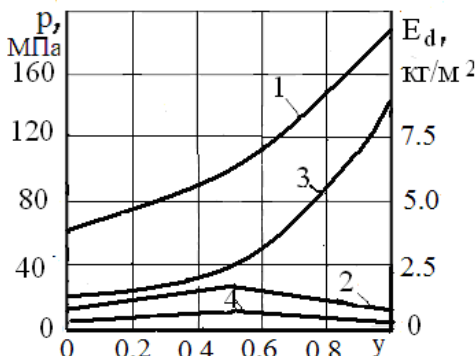
1 – ТМЕДН ξ 2 – ТМЕДН η

a) – симетричні дотичні напруження

b) – асиметричні дотичні напруження

Рисунок 2 – Схеми ТМЕДН при двох видах розподілу дотичних напружень

При асиметрично спрямованих контактних дотичних напруженнях маємо позитивні знаки на контактних поверхнях при розвитку тріщин зверху вниз ТМЕДН ξ і негативні знаки - знизу вгору по ТМЕДН η (рис.2,b).



$K_n = 10 \text{ МПа}; \rho = 45^\circ$

Рисунок 3 – Залежність питомого зусилля для зразка при симетричному (1), при асиметричному (2) розподілі і відповідно питомої енергії руйнування (3,4) від ординати вершини тріщини

$$p = \frac{\sigma_{y_\xi}}{a_1 - 2x_\xi} \int_0^t \left(1 + \frac{f_k \cdot t}{h_1} \right) dt = \frac{gh\sigma_{y_\xi}}{f_k(a_1 - 2x_\xi)} \left(\exp\left(\frac{f_k(a_1 - 2x_\xi)}{gh_1} \right) - 1 \right), \quad (2)$$

де $t = a_1 - 2x$.

На підставі отриманого виразу є можливість при асиметричному контактному навантаженні розробити метод розрахунку параметрів діаграм «питоме зусилля – ордината тріщини», «напруження – деформація» та енергетичної оцінки процесу руйнування. Визначимо напруження у вершині тріщини σ_{y_ξ} . Для розрахунку напруження у

Для побудови діаграми «питоме зусилля – ордината» при асиметричних напрямках контактних дотичних напружень необхідно підкоригувати викладений спосіб. Потрібно визначити питоме зусилля p на майданчику зразка, що не вийшов з-під навантаження. Формула розподілу контактних нормальних напружень у цьому випадку має наступний вигляд

$$\sigma_{y_i} = \sigma_{y_\xi} \cdot e^{\frac{f_k \cdot x}{g \cdot h_1}} \quad (1)$$

На рис. 2 можна побачити, що частина зразка, що виходить з-під навантаження в процесі розвитку тріщин при асиметричному навантаженні, дорівнює $2x$, а частина, що несе, - дорівнює $(a_1 - 2x)$. Тоді питоме зусилля згідно зі схемою (рис. 2,b) з урахуванням виходу частини зразка з-під навантаження на величину $2x$ на підставі формули визначається як

вершині тріщини при асиметричних напрямках контактних дотичних напружень необхідно до формул Васильєва Д.Л. [16] внести зміни в знаках складових. Отже, напруження у вершині тріщини на ТМЕДН ξ при асиметричних дотичних напруженнях визначаються системою рівнянь

$$\sigma_{y_\xi} = \frac{1}{\mu} \left(\frac{k_n(1 + \mu d) \left(1 + \sin \rho \sqrt{1 - b_\xi^2} \right) \cdot \exp(2\mu(\beta_\xi + \beta_b))}{1 - \sin \rho \sqrt{1 - b_b^2}} - k_b \right) \quad (3)$$

де

$$k_b = \frac{(k_n + \mu \sigma_{y_\xi}) \left(1 - \sin \rho \sqrt{1 - b_\xi^2} \right)}{(1 + \mu d) \left(1 + \sin \rho \sqrt{1 - b_b^2} \right) \exp(-4\mu\beta_b)} \quad (4)$$

$$b_\xi = \frac{f_k \left(1 - \frac{2y}{h_1} \right) \cdot \sigma_{y_\xi} \cdot \exp\left(\frac{f_k \cdot x_\xi}{gh_1} \right)}{k_n + \mu \sigma_{y_\xi} \cdot \exp\left(\frac{f_k \cdot x_\xi}{gh_1} \right)} \quad (5)$$

де при $y > 0.5 h$ $f_k = -f_k$

$$b_b = \frac{f_k \cdot \sigma_{y_\xi} \cdot \exp\left(\frac{2f_k \cdot x_b}{gh}\right)}{k_b + \mu \sigma_{y_\xi} \cdot \exp\left(\frac{2f_k \cdot x_b}{gh}\right)}, \quad (6)$$

$$\beta_\xi = \frac{1}{2} \operatorname{arctg} \frac{f_k \sigma_{y_\xi} \left(1 - \frac{2y}{h_1}\right) \exp\left(\frac{f_k \cdot x_\xi}{gh_1}\right) \cos \rho}{\left(k_n + \mu \sigma_{y_\xi} \exp\left(\frac{f_k \cdot x_\xi}{gh_1}\right)\right) \left(\sin \rho - \sqrt{1 - b_\xi^2}\right)}; \quad (7)$$

$$b_b = \frac{f_k \sigma_{y_b} \exp\left(\frac{f_k \cdot x_b}{gh_1}\right)}{k_b + \mu \sigma_{y_b} \exp\left(\frac{f_k \cdot x_b}{gh_1}\right)}; \quad (8)$$

$$\beta_b = \frac{1}{2} \operatorname{arctg} \frac{f_k \sigma_{y_b} \exp\left(\frac{f_k \cdot x_b}{gh}\right) \cdot \cos \rho}{\left(k_b + \mu \sigma_{y_b} \exp\left(\frac{f_k \cdot x_b}{gh}\right)\right) \left(\sin \rho - \sqrt{1 - b_b^2}\right)}; \quad (9) \quad \alpha_\xi = \frac{\pi}{4} + \frac{\rho}{2} + \beta_\xi;$$

(10)

$$\alpha_\eta = \frac{5\pi}{4} + \frac{\rho}{2} - \beta_\eta \quad (11)$$

В експоненті виразу (3) параметри β_ξ і β_b зрештою мають абсолютні негативні знаки і істотно знижують значення напруження у вершині тріщини. Питоме зусилля при симетричних контактних дотичних напруженнях постійно зростає з розвитком тріщин (рис. 3, крива 1), а при асиметрично спрямованих контактних дотичних напруженнях зростає від ординати вершини тріщини до горизонтальної осі симетрії, потім знижується (рис. 3, крива 2) при цьому

$$E_d = \frac{1}{2E} \left(p^2 + \sigma_x^2 - 2\nu p \sigma_x + 2(1 + \nu) \cdot \left(f_k p \left(1 - \frac{2y}{h} \right) \right)^2 \right) \quad (12)$$

Зазначимо, що четвертий член у дужках формули відноситься до асиметричного навантаження, тому слід підкреслити, що розрахунок за цією формулою свідчить про виникнення стискаючих горизонтальних напружень при симетричному навантаженні, а при асиметричному навантаженні - розтягуючих горизонтальних напружень.

Умови асиметрично спрямованих контактних дотичних напружень [17] при дробленні крихких тіл є значно вигіднішими з точки зору витрат енергії на руйнування в порівнянні з симетричними контактними дотичними напруженнями. Питома енергія руйнування при симетричному навантаженні постійно зростає (рис.3, крива 3), а при асиметричному навантаженні при розвитку тріщини до горизонтальної лінії симетрії зростає, та потім знижується (рис.3, крива 4).

максимальне значення питомого зусилля в першому випадку в залежності від показників фізико-механічних властивостей матеріалу в 9-10 разів вище, ніж у другому випадку, при асиметричному розподілі. Для розрахунку питомої енергії руйнування при симетричному та асиметричному розподілі контактних дотичних напружень скористаємося відомою формулою, що враховує витрати енергії при косому зсуві,

Загалом асиметричне навантаження зразка теоретично забезпечує зниження питомої енергії руйнування в 40 - 45 разів. Скажімо, цей результат може викликати недовіру. Але розроблений метод для симетричних дотичних напружень перевірений на всіх відомих шести формах руйнування за досить високої збіжності розрахункових та експериментальних даних. При використанні методу змінено єдиний знак контактного тертя у формулах. Умови навантаження шматків порід асиметричними спрямованими контактними дотичними напруженнями є вигідними з точки зору витрат енергії руйнування при дробленні крихких тіл. Ці умови, частково реалізовані в жоренах та окремих типах дробарок. Тому, слід активізувати дослідження з більш глибокого теоретичного та експериментального вивчення явища

малоенергоємного руйнування крихких тіл при асиметричному навантаженні для створення найефективніших технічних засобів їх подрібнення.

На рис. 4 наведені залежності вертикальних стискаючих (межі міцності), горизонтальних розтягуючих напружень і питомої енергії руйнування зразка при асиметричних контактних дотичних напруженнях від коефіцієнта контактної тертя. Тут важливо відзначити, що при асиметричних контактних дотичних напруженнях формуються горизонтальні розтягуючі напруження, при цьому чисельні значення цих напружень зі збільшенням коефіцієнта контактної тертя зростають, а межа міцності на стиск і питома енергія руйнування знижуються.

На рис. 5 наведено діаграму «напруження – деформація» (1,2,3 при $f_k = 0,3$ і 4,5,6 при $f_k = 0,6$) та «питома енергія – деформація», за якими можна стверджувати, що зі збільшенням контактної тертя при асиметричному розподілі контактних дотичних напружень різко знижуються межа міцності та питома енергія руйнування

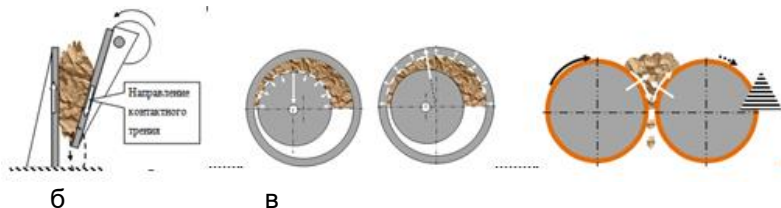
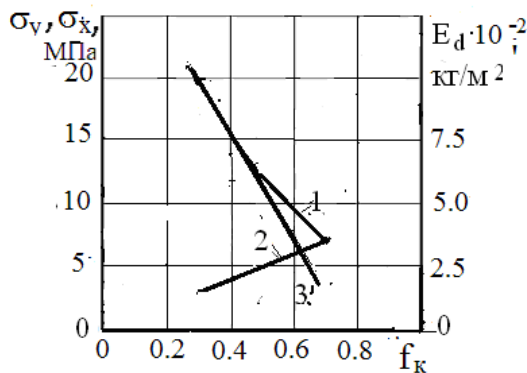


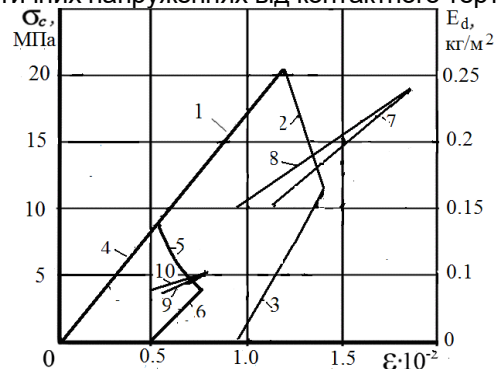
Рисунок 6 – Схеми напрямку сил тертя в дробарках а) – в щоківій зі складним рухом щоки; б) – в конусній; в) – в валковій.

В щоківій дробарках головною різницею процесів дроблення при складному та простому русі щоки є різна орієнтація сил тертя. На контактній дробимої маси з щоками при простому русі вони направлені в один бік, а при складному – в різні боки. Тому при простому русі щоки подрібнювана маса знаходиться в умовах одноосового стискання, а при складному – в умовах ковзного стиску.

Конусну дробарку можна розглядати як результат розвитку щоківій дробарки, пов'язаний з переходом від плоского до просторового руху робочого органу. У горизонтальній площині конус, що дробить, здійснює колові рухи всередині нерухомого конусного корпусу, послідовно наближаючись до кожної його точки.

$K_n = 10 \text{ МПа}; \rho = 45^\circ$;

Рисунок 4 – Залежності вертикальних стискаючих (межі міцності) (1), горизонтальних розтягуючих (2) напружень та питомої енергії руйнування зразка при асиметричних контактних дотичних напруженнях від контактної тертя



$K_n = 10 \text{ МПа}; \rho = 45^\circ$

Рисунок 5 – Діаграми «напруження – деформація» (1,2,3 при $f_k = 0,3$ та 4,5,6 при $f_k = 0,6$) і «питома енергія – деформація» (7,8 при $f_k = 0,3$ та 9,10 при $f_k = 0,6$)

Результати дослідження. При формуванні асиметричних контактних дотичних напружень в деформованому зразку гірської породи формуються розтягуючі горизонтальні нормальні напруження, при цьому чисельні значення цих напружень зі збільшенням контактних дотичних напружень зростають, а межа міцності на стискання і питома енергія знижуються.

Розглянемо особливості дезінтеграції в дробарках [15], (рис.6).

У конусній дробарці сили тертя у вертикальній площині виникають на контактній породи з зовнішнім і з внутрішнім конусом. Вони орієнтовані так само, як і в щоківій дробарці з простим рухом щоки. У горизонтальній площині сумарна проекція сил тертя на контактній з рудою по дузі кола конуса дорівнює 0. Конус, який вільно обертається навколо своєї осі, не може сприйняти моменту від сил тертя по дузі контакту з рудою. Тому сили тертя на контактній з конусом розподіляються так само, як під плитою плоского преса – в різні боки. А ось сумарна проекція сил тертя на контактній з рудою по дузі кола нерухомого конусного корпусу не дорівнює 0. Таким чином, як і в щоківій дробарці зі складним рухом щоки, обертання конуса, що дробить, за-

безпечує дроблення в ефективному режимі ковзного стиснення.

Підвищення ефективності руйнування у двовалкової дробарці здійснюється за рахунок переходу від звичайного до ковзного стиску за рахунок вибору різної швидкості обертання валків (рис. 8,в), як пропонується, наприклад, Артемівським машинобудівним заводом. За даними [15] дробарки з різною (на 14 - 20%) швидкістю обертання валків застосовуються в азбестовій промисловості.

Обговорення результатів. Створення більш ефективного режиму використання фрикційних характеристик забезпечує більш низьку енергоємність дроблення [18]. Краща енергоємність, поряд з іншими перевагами технологічного та експлуатаційного характеру, основна з яких – можливість роботи під завалом призвела до майже повного витіснення конусними шоковими дробарками у залізорудній промисловості. Шокові дробарки продовжують застосовуватися у промисловості будівельних матеріалів, наприклад, при дробленні шматків бетонних конструкцій.

Висновок. В результаті розробки математичних моделей та аналізу напруженості зони взаємодії елементів дробарки зі шматком міцної породи руйнується, встановлено:

1. При контакті породи та інструменту відзначається дві найбільш напружені зони: поверхня контакту, де діють максимальні головні напруги та зона максимальних дотичних напружень під поверхнею контакту на глибині меншій, ніж розміри контактної майданчика. На межі зони контакту виникає практично чисте зрушення, поступово накопичуються граничні деформації у матеріалі, які призводять до початкового розвитку тріщин.

Список літератури

1. Большаков В.І., Маліч М.Г., Блохін В.С. Дробильно – сортувальні установки // Фундаментальні і прикладні проблеми гірничої металургії. Сб. наук. праць. Вип.15.-Дніпропетровськ: Ін-т чорної металургії, 2007. (Російською).
2. Назаренко, І. І. Міщук, Є. О. (2019). Дослідження динаміки вібраційної шокової дробарки двосторонньої дії. Гірничі, будівельні, дорожні та меліоративні машини, 94, 5-15.
<https://doi.org/10.32347/gbdmm2019.94.0101>
3. В.С. Блохін, В.І. Большаков, М.Г. Маліч. Основні параметри технологічних машин. Машини для дезинтеграції твердих матеріалів: Навчальний посібник ч.1 – Дніпропетровськ; ІМА - прес.- 2006. - 404с. (Російською).
4. Nazarenko, I., Mishchuk, D., Ruchynskiy, M., Rogovskii, I., Mikhailova, L., Titova, L., Berezovyi, M., Shatro, R. Determination of energy characteristics of material destruction in the crushing chamber of the vibration crusher. Eastern-European Journal of Enterprise Technologies, 4(7(112), 41–49.
<https://doi.org/10.15587/1729-4061.2021.239292>
5. Самилін В., Білецький В. Спеціальні методи збагачення корисних копалин. – Донецьк: Східний видавничий дім, 2003. – 116 с.
6. Техніка і технологія збагачення корисних копалин. [Електронний ресурс] : навч. посіб. для студ. спеціальності 184 «Гірництво» / В. Г. Кравець, В. С. Білецький, В. О. Смирнов ; КПІ ім. Ігоря Сікорського. – Електронні текстові дані (1 файл : 30,6 Мбайт). – Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2019. – 286с.
7. Zhang L. Evaluation of rock strength criteria for wellbore stability analysis / L. Zhang, P. Cao, K.C. Radha // Int J Rock Mech Min Sci. – 2010. – Vol. 47. – Iss. 8. – P. 1304-1316.
8. Mathematical modeling a stochastic variation of rock properties at an excavation design [Sdvyzhkova, O., Babets, D., Moldabayev, S., Rysbekov, K., Sarybayev, M. International Multidisciplinary Scientific GeoConference Surveying Geology and Mining Ecology Management, SGEMthis link is disabled](#), 2020, 2020-August(1.2), стр. 165–172

9. Шашенко А.М. Деформованість та міцність масивів гірських порід / А.М. Шашенко, О.О. Сдвижкова, С.М. Ганєєв.-Дніпропетровськ. Національний гірничий університет, 2008, -224с. (Російською).

10. Чанишев А.І. Поза межне деформування матеріалів при антиплоскої деформації та його облік у задачі про розповсюдження прямолінійної напівбезкінечної тріщини. Деформування та руйнування матеріалів з дефектами і динамічні явища у гірських породах та виробках. Таврійський національний університет ім. В.І. Вернадського. – Сімферополь. – 2010, С. 349 – 354. (Російською).

11. О.М. Давиденко Механіка ефективного руйнування гірських порід шарошково-ланцюговими долотами / О.М. Давиденко, А.О. Ігнатов // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. — К.: ИМ ім. В.М. Бакуля НАН України, 2019. — Вип. 22. — С. 148-157

12. Васильєв Л.М., Васильєв Д.Л., Маліч М.Г. Самоорганізація форм руйнування зразків гірських порід при їх стисканні: Монографія.- LAP LAMBERT Academic Publishing.-2021- 243с. (Російською).

13. Васильєв Л.М., Васильєв Д.Л., Малич Н.Г., Ангеловский А.А. Механіка створення форм руйнування зразків гірських порід: Монографія.- Дніпро, ІМА-прес.-2018-172с. (Російською).

14. Vasil'ev L.M. Theoretical ground for origination of normal horizontal stresses in rock masses / L.M. Vasil'ev, D.L. Vasil'ev // Journal of Mining Science – 2013– Vol 49, №2 , USA– pp 240-247.

15. М.Г. Маліч, Л.М. Васильєв, О.О. Усов Дослідження впливу параметрів навантаження на розподіл напружень, що діють при руйнуванні шихтових матеріалів в дробарках // Металург. та гірничорудн. пром-сть.-2015.-№7.-С.99-106. (Російською).

16. Васильєв Д.Л. Удосконалення методу розрахунку межі міцності гірських порід при одновісному стисканні / Міжвід. зб. наук. пр. /ІГТМ НАН України.- Дніпропетровськ, 2013.-Вип. 82.-С. 199-206.

17. М. Маліч, Л. Васильєв, Д. Васильєв Оцінка енергії руйнування зразків гірських порід при асиметричному навантаженні // Український гірничий ф-2021. Матеріали міжнародної конференції – Дніпро.- Д.: Національний технічний університет «Дн. Політ», 2021. –С. 132-139 .

18. М.Г. Маліч, Д.В. Кресс, З.М. Різо До питання визначення кількості енергії, необхідної для дезінтеграції гірських порід до певного розміру // Системні технології / Регіональний міжвузівський збірник наукових праць – Дніпро, НМетАУ №4 (141).- Дніпро, 2022. – С 115-130, МНБ: Index Copernicus ISSN –print 1562-9945, ISSN – online 2707-7977, DOI 10.34185/1562-9945-4-141-2022.

УДК 669.017.15:620.18

Мовчан О.В., Черноіваненко К.О.

Дослідження закономірностей зростання аустенітно-карбідних колоній в дифузійній парі

Movchan O.V., Chornoivanenko K.O.

Research of austenite-carbide colonies growth in a diffusion pair

Анотація. Мета. Визначення закономірностей формування та зростання аустенітно-карбідних колоній, що являють собою *in situ* композиційний матеріал, в дифузійній парі в процесі хіміко-термічної обробки. Дослідження морфології композитних структур в залежності від температури та тривалості хіміко-термічної обробки. Методика. Матеріалом для досліджень послужили сплави U12 та Fe-20%Cr. Формування та зростання аустенітно-карбідних колоній при хіміко-термічній обробці спостерігали за допомогою високотемпературного мікроскопа Union HM-488. Застосовували контактне науглецювання. Металографічні дослідження проводили на мікроскопах «Neophot-21» і Carl Zeiss Axiovert 40 MAT. Дослідження структури дифузійних шарів дослідних сплавів здійснювали на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106І. Результати. Встановлені закономірності структурних перетворень в дифузійній парі в процесі хіміко-термічної обробки. Встановлена залежність міжпластинкової (міжстрижневої) відстані від швидкості зростання аустенітно-карбідних колоній. За допомогою методу високотемпературної металографії показано, що збільшення міжпластинкової відстані може відбуватися як шляхом злиття карбідних волокон, що зростають, так і шляхом відриву від фронту і припинення росту окремих. Зменшення міжпластинкової відстані може відбуватися як шляхом розщеплення волокон, так і шляхом зародження нових на міжфазній поверхні аустеніту з феритом. Наукова новизна. Показана можливість одночасного перебігу карбідоутворення та перекристалізації фериту в аустеніт при науглецюванні дифузійної пари сплавів U12 – Fe-20%Cr. В результаті формуються та зростають колоніальні аустенітно-карбідні структури, що являють собою *in situ* композит. Практична значущість. Використання отриманих даних дозволить більш ґрунтовно управляти кінцевою структурою конкретних виробів, а, отже, успішно вирішувати практичні завдання поліпшення технологічних і експлуатаційних характеристик обробного інструменту.

Ключові слова: дифузійна пара, *in situ* композит, перекристалізація, карбідоутворення, фронт, високотемпературна металографія, науглецювання

Abstract. Purpose. Determination of formation and growth regularities of austenite-carbide colonies in the diffusion pair in the process of chemical-thermal treatment. Austenite-carbide colonies are *in situ* composite material. Study of the morphology of composite structures depending on the temperature and duration of chemical and thermal treatment. Methodology. The materials for the research were U12 and Fe-20%Cr alloys. The formation and growth of austenite-carbide colonies during chemical-thermal treatment was observed using a high-temperature microscope Union HM-488. Contact carburization was used. Metallographic studies were carried out on Neophot-21 and Carl Zeiss Axiovert 40 MAT microscopes. The study of the structure of the diffusion layers of the experimental alloys was carried out on a SEM-106I scanning electron microscope. Findings. The regularities of structural transformations in the diffusion pair in the process of chemical and thermal treatment have been established. The dependence of the inter-plate (inter-bar) distance on the growth rate of austenite-carbide colonies was established. The increase in the interplate distance can occur both by the fusion of growing carbide fibers and by detachment from the front and the cessation of individual growth was shown by the method of high-temperature metallography. A decrease in the interplate distance can occur both by the splitting of fibers and by the nucleation of new ones on the interphase surface of austenite with ferrite. Originality. The possibility of simultaneous carbide formation and recrystallization of ferrite into austenite during carburization of a diffusion pair of U12 – Fe-20%Cr alloys is shown. As a result, colonial austenite-carbide structures are formed and grow, representing a *in situ* composite. Practical value. The using of the obtained results will allow more flexible control over the final structure of specific products, and, consequently, successfully solve practical problems of improving the technological and operational characteristics of the cutting tools.

Key words: diffusion pair, *in situ* composite, recrystallization, carbide formation, front, high-temperature metallography, carburization

Вступ. В теперішній час технологічному обладнанню, і допоміжному виробничому обладнанню доводиться часто працювати у більш складних умовах. В результаті чого, металообробні вироби повинні володіти високими міцністю і твердістю, а також мати високу пластичність, ударну в'язкість і відмінну зносостійкість [1...3]. Створення матеріалів із задалегідь заданими властивостями – тренд сучасного матеріалознавства. Можна відзначити значний інтерес до розробки структурностабільних матеріалів, що мають чудовий комплекс механічних властивостей, включаючи високу міцність,

твердість і зносостійкість у поєднанні з відмінною пластичністю та ударною в'язкістю [4...6]. Усьому широкому спектру підвищених вимог відповідають композиційні матеріали, які отримали умовний математичний вираз: $1+1>2$. Цей математичний вираз вказує на поєднання позитивних властивостей вихідних компонентів для отримання матеріалу із синергетичним ефектом, що перевищує сумарний ефект. Цей факт зумовив дедалі більший інтерес до композиційних матеріалів [7].

Композитний матеріал *in situ* виготовляється одноетапно з вихідного сплаву, що дозволяє уник-

Мовчан О.В.,	
Черноіваненко К.О.	

нути труднощів, пов'язаних з об'єднанням окремих компонентів, як за традиційного способу отримання композитів. Керована односпрямована кристалізація евтектичного сплаву є класичним прикладом композиту *in situ*. Евтектики є багатофазними композитами, що утворюються в процесі рідкофазного затвердіння [8 ... 11]. Перевага синтезу евтектичних композитів *in situ* під час кристалізації розплаву полягає в тому, що одержувані структури не залежать від властивостей вихідних матеріалів, таких як розмір або форма частинок, а пов'язані з умовами кристалізації. Односпрямована кристалізація евтектичного сплаву може призвести до розподілу однієї фази в іншій у вигляді волокон або стрічок.

Навуглецювання сплавів заліза з карбідоутворюючими, стабілізуючими ферит компонентами (W, Mo, V, Cr) призводить до карбідоутворення та

перекристалізації фериту в аустеніт. Показано можливість сумісного перебігу карбідоутворення та перекристалізації, при цьому формуються колоніальні аустенітно-карбідні (А-К) структури евтектичного типу [12...14]. Сталі з колоніальною структурою у навуглецьованому шарі характеризуються високим рівнем механічних властивостей, мають зносостійкість і теплостійкість. Дані перетворення відрізняються від класичних евтектичних тим, що викликаються хімічним, а не термічним стимулом.

У публікації [15] наведено огляд робіт у галузі вивчення технологій отримання, закономірностей формування структури та властивостей природних (*in situ*) композитів.

Матеріал і методи досліджень. Матеріалом досліджень послужили сплави У12 і Fe-20% Cr, хімічний склад яких наведено в таблиці 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад дослідних сплавів

Сплав	C, %	Si, %	Mn, %	P, %	S, %	Cr, %	Fe, %
У12	1,19	0,21	0,23	0,02	0,01	-	98,34
Fe-20% Cr	0,04	0,07	0,06	0,01	0,02	20,02	79,78

Сплав Fe-20%Cr виплавляли в індукційній печі на базі армо-заліза та ферохрому марки ФХ003А, розливали у сталеві виливниці. З отриманих злитків $d=85$ мм та довжиною 330...340 мм виготовляли зразки для досліджень. У литому стані мікроструктура сплаву складалася з великих зерен фериту з незначною кількістю приграничних виділень аустеніту пластинкової форми (рис. 1). У середині зерен спостерігаються численні тонкодисперсні виділення карбідної фази.

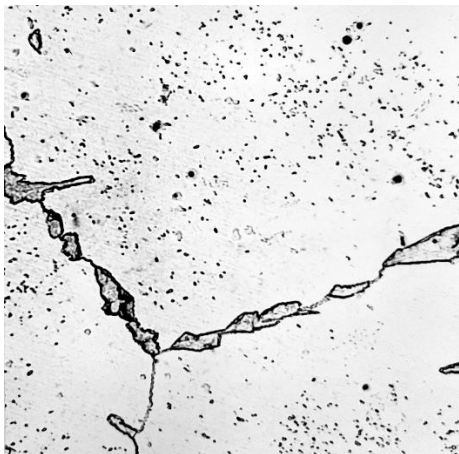


Рис. 1 – Мікроструктура сплаву Fe-20% Cr у вихідному литому стані, $\times 400$

Безпосередньо зростання А-К колоній при дифузійному навуглецюванні фериту спостерігали за допомогою високотемпературного мікроскопа Union HM-488. Застосовували контактне навуглецювання. Джерелом вуглецю служила ампула зі сталі У12, в яку запресовувався конічний зразок (конусність 1:20) зі сплаву Fe-20%Cr. Спостерігали структурні зміни у сплаві поблизу високовуглеце-

вої ампули. Схема дифузійної пари наведено на рис. 2. Навуглецювання проводили ізотермічно при температурі 1000 °С. Точність підтримання температури становила ± 1 °С. Час нагрівання до заданої температури 30 хвилин. Середовище – очищений аргон із вмістом домішок менше 0,001%, що дозволяло уникнути випаровування окремих компонентів (особливо хрому) з поверхні зразка. У процесі спостереження послідовно фотографували окремі ділянки шліфу у дифузійній зоні. Як слідує зі схеми зразка, зростання А-К колоній очікувалося вздовж поверхні шліфу.

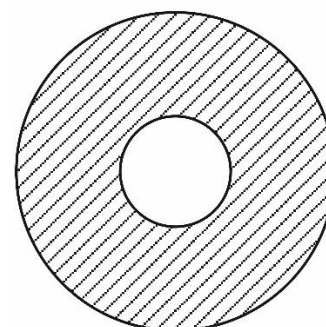
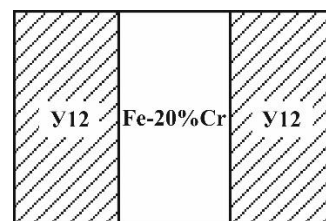


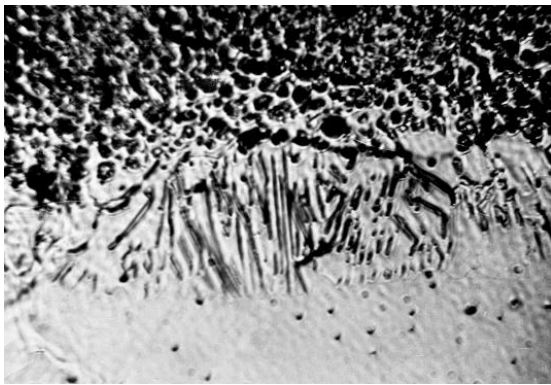
Рис. 2 – Схема дифузійної пари для дослідження зростання аустенітно-карбідних колоній

Металографічні дослідження проводили на мікроскопах «Neophot-21» і Carl Zeiss Axiovert 40

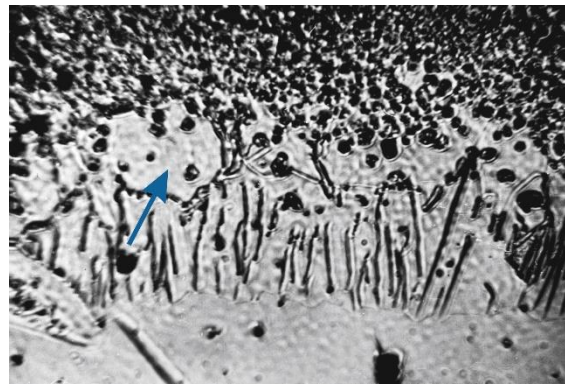
МАТ. Дослідження структури дифузійних шарів дослідних сплавів здійснювали на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106І.

Результати досліджень та їх обговорення. Дифузія вуглецю в зразок з ампули починається в процесі нагрівання до досягнення робочої температури ізотермічної витримки і призводить до множинного зародження і зростання карбідів переважно глобулярної форми з рівномірним розподілом в об'ємі матриці. Карбідні виділення виглядають на фотографіях у вигляді темних включень (рис. 3). Це пояснюється тим, що їхня поверхня, в основному, не паралельна поверхні шліфу і розсіює світло. Одночасно з виділенням карбідів відбувається перекристалізація збідненої хромом і збагаченої вуглецем феритної матриці в аустенітну. Окремі зерна аустеніту, які відрізняються від феритних меншими розмірами, можна спостерігати при наближенні температури до робочої (рис. 3 б, вказано стрілкою). Зростання А-К колоній починається з появи глобулярних карбідів на міжфазній

поверхні аустеніт-ферит (можна бачити на тому ж зерні, рис. 3 б). Так зароджується двофазний фронт зростання, що переміщується вздовж напрямку науглецювання, що призводить до утворення стовпчастих А-К зерен, в яких аустенітна матриця пронизана волокнами карбідів переважно у формі пластин, ширина яких відповідає поперечнику А-К зерна. Уважний розгляд послідовних фотографій однієї й тієї самої ділянки (рис. 4) показує, що формування структури А-К зерен локалізується у двофазного фронту зростання. Подальша витримка не призводить до якісних змін у структурі сформованих зерен. Форма фронту перетворення злегка звивиста, що пов'язано з нерівномірним постачанням вуглецю, проте процес саморегульований, так що у випереджуючих ділянках фронту надлишок вуглецю призводить до появи нових карбідних кристалів, що споживають в процесі зростання вуглець і ця ділянка стає відстаючою (рис. 4).



а

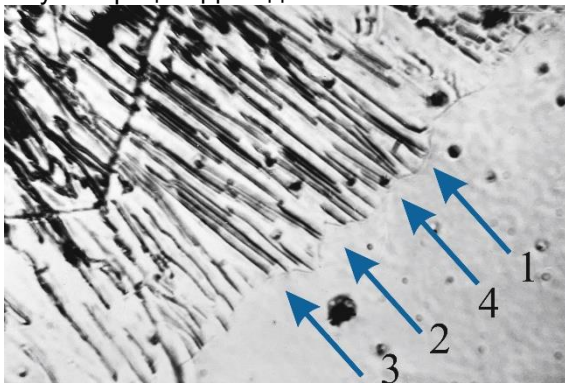


б

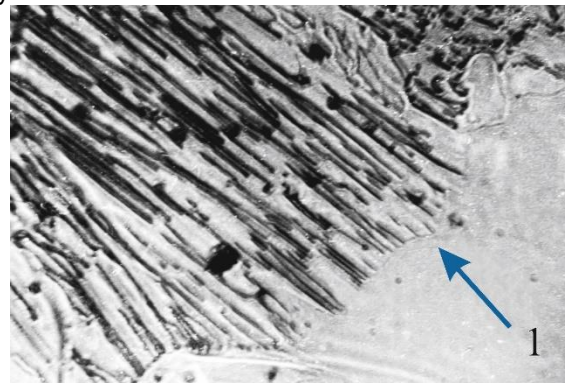
Рис. 3 – Високотемпературна металографія зростання аустенітно-карбідних колоній. Початкова стадія процесу. Зразок 1: а – місце 1, $t = 12$ хв.; б – місце 2, $t = 16$ хв.

Форма поверхні розділу аустеніт-ферит між сусідніми пластинами зазвичай увігнута, хоча іноді спостерігається і зворотне, так що карбідні волокна дещо випереджають у процесі зростання аустенітну матрицю. Дослідники евтектик бачать у

цьому факті основу твердження, що з фаз (у даному випадку карбідна) виступає у ролі провідної, хоча це можна пояснити і співвідношенням сил поверхневого натягу в місці трифазного стику.



а



б

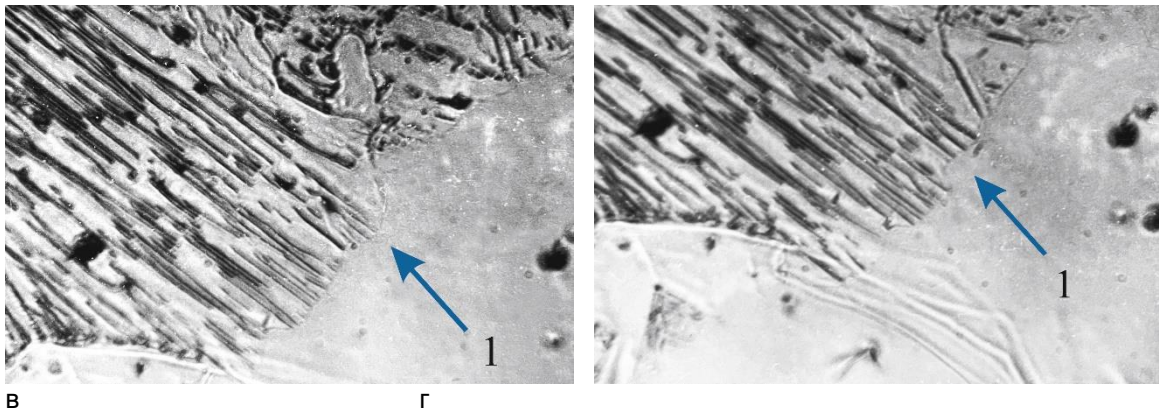


Рис. 4 – Перетворення на фронті зростання аустенітно-карбідних колоній. Зразок 1, місце 4: а – $t = 24$ хв.; б – $t = 31$ хв.; в – $t = 35$ хв.; г – $t = 39$ хв.

Границі феритних зерен долаються колоніями без значних збурень в структурі та змін швидкості, хоча при цьому багато волокон, що ростуть, відмирають, так що міжпластинкова відстань збільшується стрибкоподібно. Однак картина змінюється, якщо проходження А-К колоній через границю передусе виділення аустеніту. У цьому випадку А-К зерна дійшовши до приграничного прошарку припиняють зростання (рис. 5). Потім зростання відновлюється, при цьому морфологія А-К зерен може істотно змінитися. Наприклад, замість пластинкових колоній будуть зростати стрижневі (рис. 6), так що при подоланні приграничного прошарку аустеніту відбувається зародження і зростання нових А-К зерен. Морфологія цих зерен значною мірою визначається кристалографічними параметрами аустеніту по відношенню до напрямку зростання А-К колоній і, отже, енергетичними параметрами поверхонь розділу аустеніту-карбіду. Надалі, після подолання наступного прикордонного прошарку аустеніту, може спостерігатися знову якісна зміна морфології А-К зерен – стрижневі перетворюються на пластинчасті (рис. 5).

Досліджували вплив коливань температури при зростанні А-К колоній при контактному науглецюванні залізо-хромистого сплаву. Сплав зручний тим, що порівняно зі сплавами заліза з молібденом, ванадієм, вольфрамом, титаном, в залізохромистих сплавах формування А-К колоній відбувається в широкому інтервалі температур, зокрема в досліджуваному сплаві, що містить 20% Сг, в інтервалі температур 85 ...1000 °С. Як базова була обрана температура 900 °С, при якій спостерігалось стійке зростання А-К колоній з порівняно рівним фронтом (рис. 7 а). Температуру знижували спочатку до 890 °С, а потім (через 5 хвилин) до 880 °С. Зниження температури лише на 10 °С викликає появу безлічі нових карбідних частинок на фронті перетворення, переважно в місцях початково грубого диференціювання, внаслідок чого диференціювання А-К колоній стає більш тонким (рис. 7 б).

Подальше зниження температури ще на 10 °С викликає подальше витончення диференціювання, при цьому помітно, що поява нових карбідних частинок на двофазному фронті відбувається шляхом розгалуження (розщеплення) волокон, що ростуть (рис. 7 в). Підвищення температури до базової (900 °С) викликає появу аустенітного прошарку (рис. 7 г), а потім на фронті перетворення з'являються карбідні частинки і відновлюється зростання А-К колоній з характерним для базової температури диференціюванням (рис. 8 а, б, в). Потім температуру значно знижували, до 850 °С. При цьому диференціювання колоній різко потоншується, у фронті перетворення спостерігається множинне розщеплення карбідних волокон (рис. 8 г).

В роботі [16] встановлено, що трансформація фронту перетворення здійснюється під впливом концентраційних градієнтів, викликаних перерозподілом основних легуючих елементів попереду фронту перекристалізації.

Основні перетворення на фронті зростання А-К колоній, що призводять до формування певної структури А-К колоній – це поява нових та відмирання старих карбідних волокон. Зазвичай нові волокна з'являються між пластинами, що розходяться в процесі росту (рис. 4, стрілки 2, 3), відмирання відбувається в місці сходження пластин (рис. 4, стрілка 4). Таким чином, встановлюється певна середня міжпластинкова відстань. У процесі зростання А-К колоній відбувається як зародження, так і відмирання карбідних волокон, так що говорити про співвідношення між швидкістю переміщення фронту та величиною міжпластинкової відстані можна тільки маючи на увазі середню міжпластинкову відстань, яка в міру зростання та зменшення швидкості переміщення фронту має тенденцію до збільшення. Аналіз математичної моделі перетворення дозволив отримати кількісне співвідношення між швидкістю просування фронту та міжпластинковою відстанню [17].

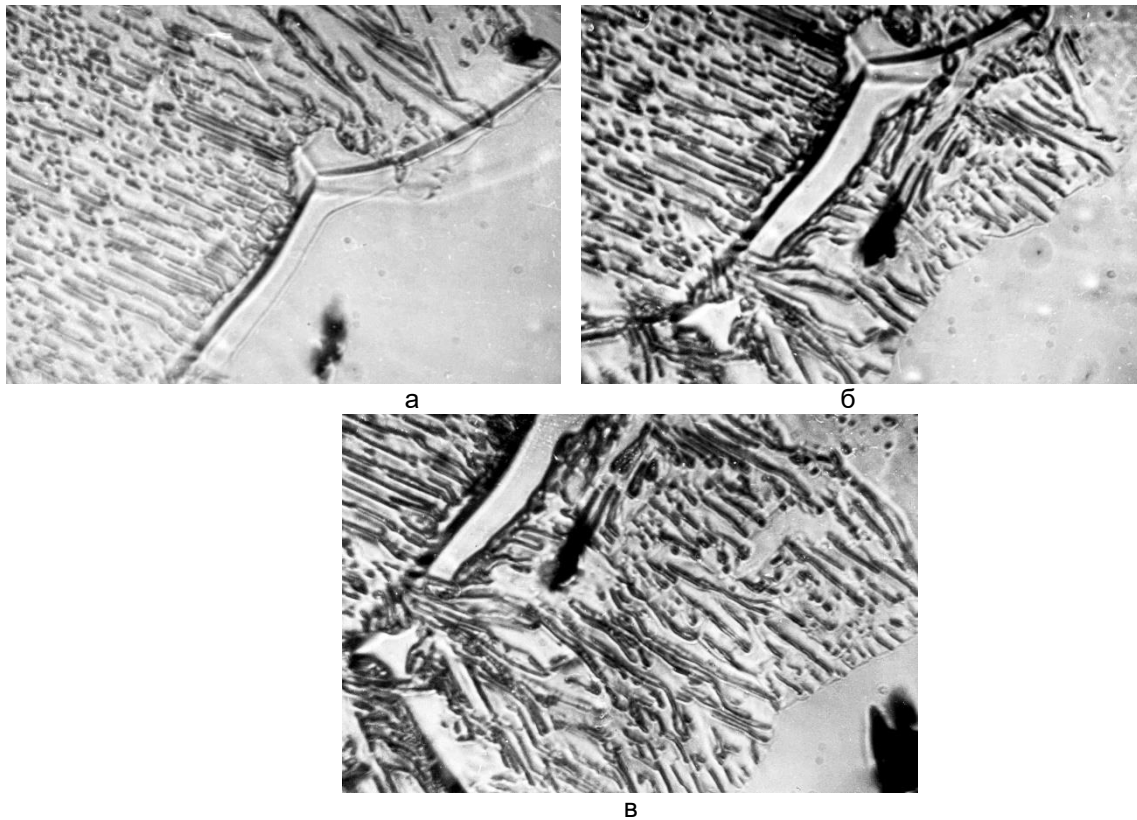


Рис. 5 – Подолання аустенітно-карбідними колоніями границі феритного зерна з аустенітним прошарком. Зразок 1, місце 5: а – $t = 78$ хв.; б – $t = 99$ хв.; в – $t = 110$ хв.

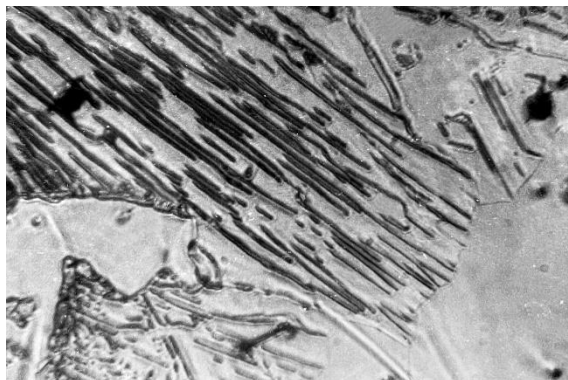


Рис. 6 – Трансформація пластинкових аустенітно-карбідних колоній у стрижневі при подоланні аустенітного прошарку. Зразок 1, місце 5, $t = 48$ хв.

Після охолодження зразка на високотемпературному мікроскопі (швидкість охолодження в області високих температур близько 30 °C/хв) провели ретельний металографічний аналіз дифузійного шару, що дозволило отримати додаткову інформацію про закономірності формування А-К колоній. Під час підйому температури у контактної

поверхні науглецювання призводить до множинного (рис. 9) виділення диспергованих карбідів, оскільки при низьких температурах, як було показано вище, карбідоутворення передусє перекристалізації.

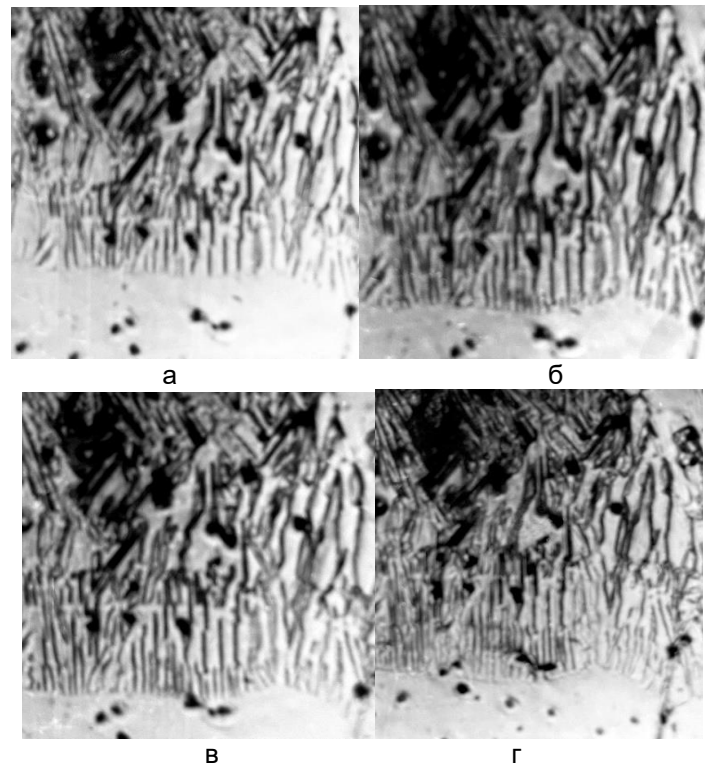


Рис. 7 – Перетворення на фронті зростання аустенітно-карбідних колоній при зниженні температури в процесі науглецювання. Зразок 2, місце 2: а – $t = 900 \dots 890 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 78 \text{ хв.}$; б – $t = 890 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 81,5 \text{ хв.}$; в – $t = 880 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 86,5 \text{ хв.}$;
г – $t = 900 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 107 \text{ хв.}$

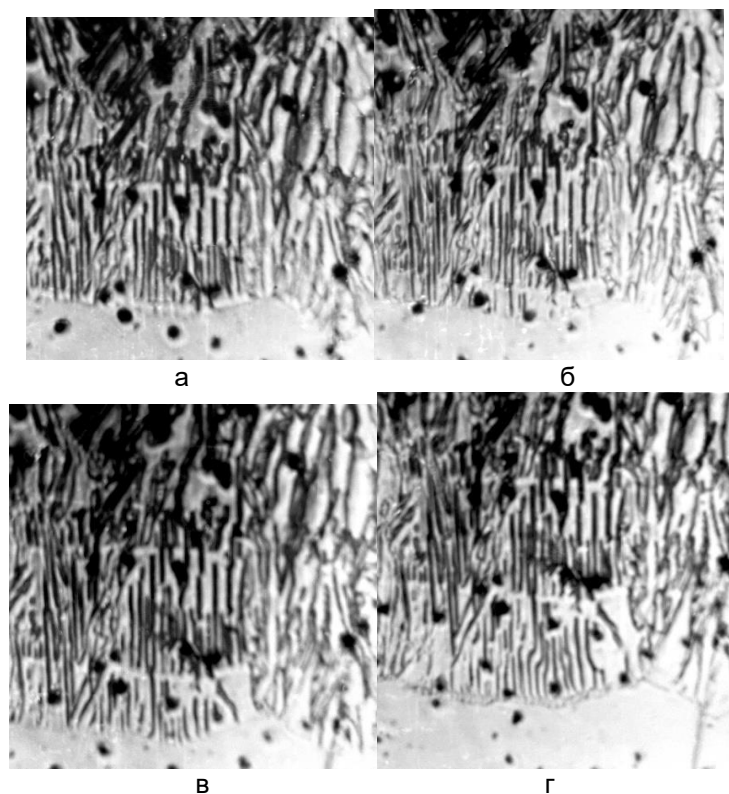


Рис. 8 – Трансформація фронту при зростанні аустенітно-карбідних колоній. Зразок 2, місце 2: а – $t = 900 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 108,5 \text{ хв.}$; б – $t = 900 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 114 \text{ хв.}$;
в – $t = 900 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 126 \text{ хв.}$; г – $t = 850 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 140 \text{ хв.}$

Однак, при досягненні робочої температури ізоермічної витримки, перш ніж почнеться кооперативне перетворення з утворенням А-К колоній, переважне виділення карбідів змінюється пере-

ристалізацією, внаслідок чого формується однофазна аустенітна зона і лише потім слідує двофазні аустенітно-карбідні колоніальні структури (рис. 10). Така послідовність чергування структур характерна поверхні зразка в умовах науглецювання. Якщо перетворення відбувається в об'ємі, при дослідженні поздовжніх перерізів науглецьованих шарів, колоніальні структури слідує безпосередньо за диспергованими без аустенітного прошарку (рис. 11). Це можна пояснити прискороною ди-

фузією домішки (в даному випадку хрому) по верхній шліфу до збіднених, внаслідок множинного виділення карбідів, ділянок твердого розчину. Науглецювання ж збідненого хромом сплаву, у разі підвищення температури, призводить до перекристалізації фериту в аустеніт без утворення карбідів. Більш ймовірно, що аустенітний прошарок з'являється внаслідок швидкого нагріву попередньо науглецьованого при нижчих температурах хромистого фериту.

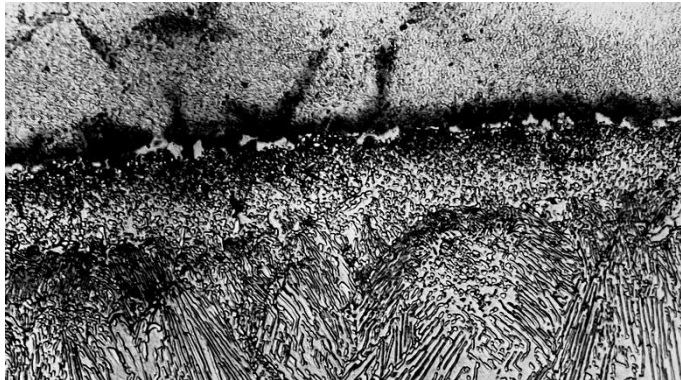


Рис. 9 – Мікроструктура зразка після дослідів з високотемпературної металогії у зоні контакту. Зразок 2; $\times 400$.

Привертають увагу окремі епізоди початкової стадії формування А-К колоній. На рис. 12 можна бачити, як карбідна складова формується шляхом дендритного розгалуження центрального стовбура, при цьому карбідні волокна спочатку ростуть безвідносно до напрямку дифузії вуглецю (вказано стрілкою), але поступово витягуються в напрямку дифузії, диференціювання колоній при цьому зна-

чно грубіє. На окремих ділянках шліфу (рис. 13) добре видно, як розщеплюються карбідні волокна при зниженні температури після ізотермічної витримки, що призводить до витончення диференціювання (стрілка 1), і як потім підвищення температури огрублює диференціювання, оскільки багато волокон припиняють ріст (стрілка 2).



Рис. 10 – Мікроструктура науглецьованого шару зразка після дослідів з високотемпературної металогії. Зразок 2; $\times 200$.

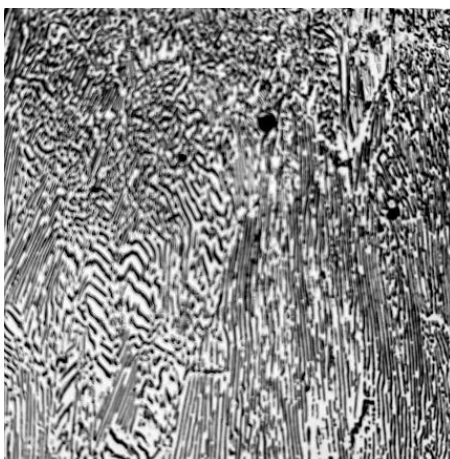


Рис. 11 – Мікроструктура науглецьованого при 1000 °С протягом 6 годин у твердому карбюризаторі зразка сталі X20. Травлення електролітичне в 10%-ному водному розчині щавлевої кислоти, ×200.



Рис. 12 – Мікроструктура науглецьованого шару зразка після дослідів з високотемпературної металографії. Зразок 2; ×400.



Рис. 13 – Мікроструктура науглецьованого шару зразка після дослідів з високотемпературної металографії. Зразок 2; ×630.

Наведені прямі спостереження зростання А-К колоній дозволяють пояснити особливості будови колоніальних структур, зокрема утворення аустенітних прошарків при коливаннях температури (рис.14), зміна диференціювання.



Рис. 14 – Структурні зміни на фронті зростання аустенітно-карбідних колоній під час термоциклювання. Зразок 3. Травлення електrolітичне; $\times 630$

Збільшення амплітуди термоциклювання призводить на стадії охолодження спочатку до витончення диференціювання А-К колоній, а потім до розростання карбідів вздовж фронту зростання та припинення його просування. На стадії нагрівання слідом за утворенням аустенітного прошарку відбувається відновлення зростання А-К колоній, причому, як і на початковій стадії їх формування, спочатку карбідна складова зростає безладно і лише через деякий час встановлюється регулярне зростання колоній.

Об'ємне уявлення про будову А-К колоній дає дослідження на растровому електронному мікроскопі.

Можна бачити, що витончення диференціювання при охолодженні відбувається як шляхом розщеплення карбідних волокон (рис. 15 а, вказано стрілками), так і зародження нових карбідних частинок (рис. 15 б). Відновлення зростання А-К колоній після аустенітного прошарку відбувається шляхом зародження нових і проростання старих карбідних частинок, які в процесі росту трансформуються шляхом розщеплення, зрощення, згинання, повороту та ін., що призводить до формування регулярних колоній (рис. 15 г).

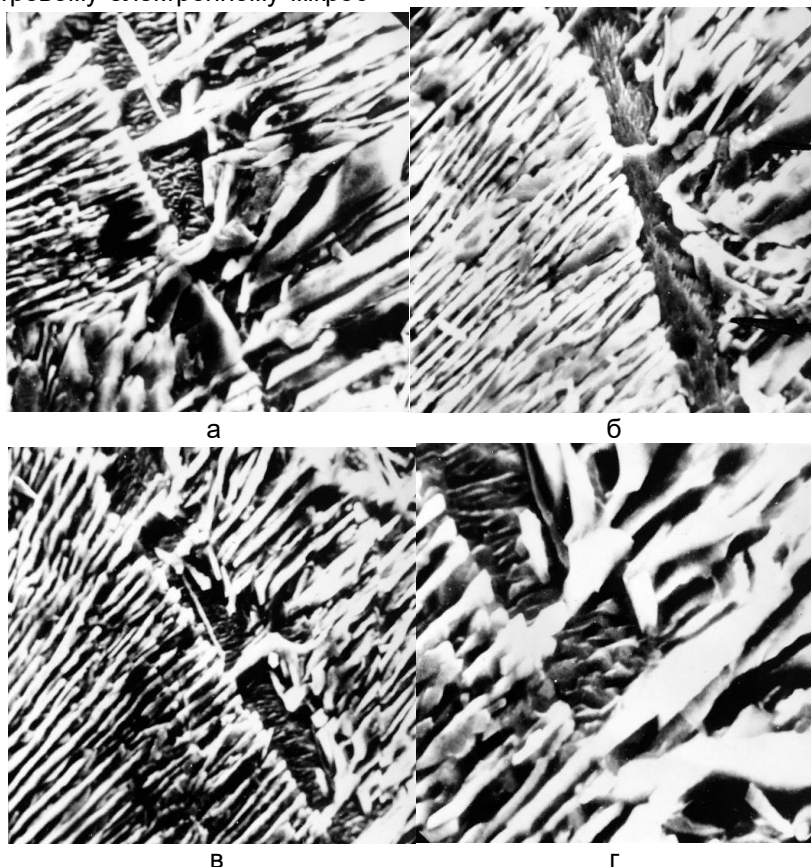


Рис. 15 – Скануюча електронна мікроскопія дифузійного шару зразка сталі X20, науглецьованого в режимі термоциклювання (1100...1000 °С): а, б, в – $\times 1500$, г – $\times 4000$

Спостерігається хороший збіг знайденої теоретичної залежності міжпластинкової (міжстрижневої) відстані від швидкості зростання А-К колоній [17] з експериментальними даними. Результати прямого спостереження зростання колоній під високотемпературним мікроскопом, растрова електронна металографія дозволила встановити основні закономірності формування колоніальних структур. Можна вважати справедливим покладене в основу теоретичного аналізу твердження, що міжпластинкова (міжстрижнева) відстань у колоніях встановлюється такою, що забезпечує в цих умовах (при цьому пересиченні фериту вуглецем попереду фронту перетворення) максимальну швидкість переміщення двофазного фронту. Швидкість переміщення фронту визначається швидкістю доставки вуглецю, яка тим вище, чим більше значення вуглецевого потенціалу в навколишньому середовищі і зменшується в міру зростання дифузійного шару.

Якщо міжпластинкова (міжстрижнева) відстань більша, ніж та, що забезпечує максимальну швидкість зростання, то дана ділянка відстає і поступово потрапляє в умови кращого постачання вуглецю, ніж висунуті вперед ділянки фронту, що переміщуються швидше. Відставання відбувається тому, що за великої міжпластинкової (міжстрижневої) відстані не встигає відбуватися необхідний перерозподіл домішки (в даному випадку хрому). Материнська фаза (ферит) попереду аустеніту збагачується хромом, попереду карбіду – збіднюється. Необхідна для перетворення концентрація вуглецю у фериті підвищується біля фронту перетворення, оскільки труднощі з перерозподілом домішки стабілізує материнську фазу. В цьому випадку, оскільки дифузійна рухливість хрому в порівнянні з вуглецем мала і збіднення (збагачення) хромом фериту відбувається у вузькому прошарку, термодинамічна нестійкість фериту при віддаленні від фронту перетворення зростає. Тобто виникає ситуація подібна до концентраційного переохолодження, коли попереду двофазного фронту (на деякому видаленні) ферит сильніше пересичений вуглецем, ніж безпосередньо на фронті перетворення. Безпосередньо ж на фронті перетворення попереду аустенітної ділянки збагачення домішкою стимулює карбідоутворення, а попереду карбідної ділянки збіднення домішкою стимулюється перекристалізація фериту в аустеніт.

У цих умовах відбувається поява та зростання нових карбідних волокон і, отже, зменшення міжпластинкової (міжстрижневої) відстані. Як слідує з прямих спостережень, поява нових волокон відбувається шляхом розгалуження старих, і шляхом зародження нових карбідних кристалів. Процес чітко проявляється, якщо збільшення пересичення фериту вуглецем досягається зниженням температури при науглецюванні.

Інша ситуація складається, якщо швидкість переміщення менша за найбільшу можливу у зв'язку

з малою міжпластинковою (міжстрижневою) відстанню. У цьому випадку зменшення швидкості зростання обумовлено дією капілярних сил на міжфазній поверхні карбіду з аустенітом, які підвищують рівноважну концентрацію вуглецю у фериті, так що фронт перетворення може зупинитися. У цьому випадку, під дією сусідніх ділянок, що переміщуються і висуваються вперед, можливо, що шляхом випадкових процесів і взаємодії капілярних сил, окремі карбідні волокна припиняють зростання. Карбідо-феритна частина фронту змінюється аустенітно-феритною, що в результаті призводить до збільшення міжпластинкової (міжстрижневої) відстані і, отже, збільшення швидкості зростання.

Процес чітко проявляється, якщо зменшення перенасичення фериту вуглецем попереду фронту перетворення викликається підвищенням температури при науглецюванні.

Як слідує з наведених теоретичних та експериментальних даних, формування колоніальних аустенітно-карбідних структур відбувається при одночасному та спільному перетворенні пересиченого вуглецем фериту в аустеніт та виділенні карбідної фази. При цьому процес іде ізотермічно і вимагає доставки вуглецю ззовні. Перетворення нагадує евтектичне або евтектоїдне як по морфології продуктів перетворення, так і за механізмом розпаду материнської фази, коли необхідний перерозподіл компонентів відбувається шляхом дифузії вздовж двофазного фронту, що переміщається між сусідніми елементами зростаючих фаз.

Проте, перетворення, викликані науглецюванням, мають деякі принципові особливості. Якщо евтектоїдне і евтектичне перетворення, що здійснюються внаслідок охолодження, відбуваються і в двох і в багатокомпонентних сплавах, то подібні перетворення, які викликані дифузійною зміною складу, можуть йти, як мінімум, в трикомпонентних системах, наприклад, при науглецюванні не чистого заліза, а твердого розчину деяких компонентів у фериті. Необхідність дотримання матеріального балансу при розпаді фериту вимагає, щоб концентрація цього компонента була у карбіді вище, а в аустеніті нижче, ніж у фериті, тобто компонент має бути карбідоутворюючим і стабілізуючим ферит (альфа-стабілізатором). Причому склад фериту повинен бути таким, щоб науглецювання призводило одночасно до карбідоутворення та аустенітизації, тобто має відповідати трифазній рівновазі фериту з аустенітом і карбідом. На діаграмах рівноваги трикомпонентних сплавів це визначають лінії, а на ізотермічних перерізах – точка у вершині конодного трикутника трифазної рівноваги аустеніт + карбід + ферит, що відноситься до фериту. Для здійснення кооперативного розпаду фериту, що призводить до утворення аустенітно-карбідних колоній, необхідно науглецювати залізний сплав, склад якого при температурі науглецювання відповідає цій трифазній рівновазі.

Висновки. Навуглецювання сплавів заліза з карбідоутворюючими компонентами призводить до карбідоутворення та перекристалізації фериту в аустеніт.

Розпад фериту на аустеніт та карбід, викликаний науглецюванням, відноситься до фазових перетворень, які можна використовувати для отримання природних (in situ) композитів у залізних сплавах з карбідним зміцненням.

На прикладі дифузійної пари сплавів U12 – Fe-20%Cr показана можливість одночасного перебігу карбідоутворення та перекристалізації фериту в аустеніт при дифузійній зміні складу. При цьому формуються колоніальні аустенітно-карбідні структури, що являють собою природний композит.

Безпосереднє спостереження перетворення методом високотемпературної металографії пока-

зало, що збільшення міжпластинкової відстані може відбуватися як шляхом злиття карбідних волокон, що зростають, так і шляхом відриву від фронту і припинення росту окремих. Зменшення міжпластинкової відстані може відбуватися як шляхом розщеплення волокон, так і шляхом зародження нових на міжфазній поверхні аустеніту з феритом.

Показано необхідність суворого дотримання ізотермічних умов для стабілізації процесу, оскільки незначні коливання температури призводять до збурення на фронті перетворення – утворення аустенітного прошарку при підвищенні та карбідного – при зниженні температури, та порушення правильності та безперервності аустенітно-карбідних зерен.

Бібліографічний опис

1. Ghadi A., Soltanieh M., Saghafian H., Yang Z. Surf. Investigation of chromium and vanadium carbide composite coatings on CK45 steel by Thermal Reactive Diffusion. *Surface and Coatings Technology*. 2016. Vol. 289. P. 1-10. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.01.048>
2. Miracle D. Metal matrix composites – From science to technological significance. *Compos. Sci. Technol.* 2005. Vol. 65. P. 2526-2540. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2005.05.027>
3. Cao H., Donga X., Pan Z., Wu X., Huang Q., Pei Y. Surface alloying of high-vanadium high-speed steel on ductile iron using plasma transferred arc technique: Microstructure and wear properties. *Materials & Design*. 2016. Vol. 100. P. 223-234. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.03.114>
4. Das K., Bandyopadhyay T.K., Das S. A Review on the various synthesis routes of TiC reinforced ferrous based composites. *Journal of Materials Science*. 2002. Vol. 37. P. 3881-3892. DOI: <https://doi.org/10.1023/A:1019699205003>
5. Panchal J.M., Vela T., Rabissch T. Fabrication of Particulate Reinforced Composites (ASM INTERNATIONAL, Materials Park, OH). 1990. p. 245.
6. Parashivamurthy K.I., Kumar R.K., Seetharamu S., Chandrasekharaiah M.N. Review of TiC Reinforced Steel Composites. *Journal of Materials Science*. 2001. Vol. 36. P. 4519–4530.
7. Минаев А.А., Алимova О.Т., Гришанова М.С. Материалы 77 Международной научно-технической конференции «Автомобилестроение и тракторостроение: приоритеты развития и подготовка кадров». Секция 6 «Машины и технологии заготовительного производства». 2012. С. 28.
8. Elliott R., Eutectic Solidification Processing: Crystalline and Glassy Alloys. London: Butterworth-Heinemann, 1983. 378 p.
9. Kennard F.L., Bradt R.C., Stubican V.S. Mechanical Properties of the Directionally Solidified MgO-MgAl₂O₄ Eutectic. *J. Am. Ceram. Soc.* 1976. Vol. 59. P. 160-163. DOI: <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1976.tb09457.x>
10. Bogomol I., Nishimura T., Vasylyk O., Sakka Y., Loboda P. The bending strength temperature dependence of the directionally solidified eutectic LaB₆-ZrB₂ composite. *Journal of Alloys and Compounds*. 2011. Vol. 509. P. 6123-6129. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.02.176>
11. Demirskyi D., Sakka Y. In Situ Fabrication of B₄C-NbB₂ Eutectic Composites by Spark-Plasma Sintering. *J. Am. Ceram. Soc.* 2014. Vol. 97. P. 2376-2378. DOI: <https://doi.org/10.1111/jace.13083>
12. Movchan O.V., Chernoivanenko K.O. Phase and Structural Transformations of High-Carbon Alloy of the Fe-V-C System During Chemical-Thermal Processing and Deformation. *Metallophysics and Advanced Technologies*. 2019, Vol. 41, No. 2. P. 251–261. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.41.02.0251>
13. Мовчан В.И., Педан Л.Г., Герасименко В.П. Рост карбидных волокон при диффузионном науглероживании железных сплавов. *Металлург*. 1983. №9. С. 19-21.
14. Бунин К.П., Мовчан В.И., Педан Л.Г. Структурообразование при изотермическом науглероживании железных сплавов легированных молибденом и вольфрамом. *Изв. АН СССР. Металлы*. 1975. № 8. С. 164-168.
15. O.V. Movchan, K.O. Chornoivanenko, In situ composites: a review. *Progress in Physics of Metals*. 2021. Vol. 22, No. 1. P. 58-77. DOI: <https://doi.org/10.15407/ufm.22.01.058>
16. Movchan O.V., Chernoivanenko K.O. The Analysis of Morphological Stability of a Recrystallization Front. *Progress in Physics of Metals*. 2018. Vol. 19, No. 2. P. 185-194. DOI: <https://doi.org/10.15407/ufm.19.02.185>

17. Черноиваненко Е.А. Количественный анализ формирования аустенитно-карбидных колоний в высоколегированных железных сплавах при науглероживании. *Теория и практика металлургии*. 2013. №5-6. С. 149-152.

References

1. Ghadi A., Soltanieh M., Saghafian H., Yang Z. Surf. Investigation of chromium and vanadium carbide composite coatings on CK45 steel by Thermal Reactive Diffusion. *Surface and Coatings Technology*. 2016. Vol. 289. P. 1-10. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.01.048>
2. Miracle D. Metal matrix composites – From science to technological significance. *Compos. Sci. Technol.* 2005. Vol. 65. P. 2526-2540. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2005.05.027>
3. Cao H., Donga X., Pan Z., Wu X., Huang Q., Pei Y. Surface alloying of high-vanadium high-speed steel on ductile iron using plasma transferred arc technique: Microstructure and wear properties. *Materials & Design*. 2016. Vol. 100. P. 223-234. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.03.114>
4. Das K., Bandyopadhyay T.K., Das S. A Review on the various synthesis routes of TiC reinforced ferrous based composites. *Journal of Materials Science*. 2002. Vol. 37. P. 3881-3892. DOI: <https://doi.org/10.1023/A:1019699205003>
5. Panchal J.M., Vela T., Rabissch T. Fabrication of Particulate Reinforced Composites (ASM INTERNATIONAL, Materials Park, OH). 1990. p. 245.
6. Parashivamurthy K.I., Kumar R.K., Seetharamu S., Chandrasekharaiah M.N. Review of TiC Reinforced Steel Composites. *Journal of Materials Science*. 2001. Vol. 36. P. 4519–4530.
7. Minaev A.A., Alimova O.T., Grishanova M.S., Materialy 77 Mezhdunarodnoy Nauchno-tekhnicheskoy Konferentsii AAI "Avtomobilestroenie I Traktorostroenie: Prioritety Razvitiya I Podgotovka Kadrov". Sektsiya 6 «Mashiny I Tekhnologii Zagotovitel'nogo Proizvodstva». 2012. P. 28 (in Russian).
8. Elliott R., Eutectic Solidification Processing: Crystalline and Glassy Alloys. London: Butterworth-Heinemann, 1983. 378 p.
9. Kennard F.L., Bradt R.C., Stubican V.S. Mechanical Properties of the Directionally Solidified MgO-MgAl₂O₄ Eutectic. *J. Am. Ceram. Soc.* 1976. Vol. 59. P. 160-163. DOI: <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1976.tb09457.x>
10. Bogomol I., Nishimura T., Vasykiv O., Sakka Y., Loboda P. The bending strength temperature dependence of the directionally solidified eutectic LaB₆-ZrB₂ composite. *Journal of Alloys and Compounds*. 2011. Vol. 509. P. 6123-6129. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.02.176>
11. Demirskyi D., Sakka Y. In Situ Fabrication of B₄C-NbB₂ Eutectic Composites by Spark-Plasma Sintering. *J. Am. Ceram. Soc.* 2014. Vol. 97. P. 2376-2378. DOI: <https://doi.org/10.1111/jace.13083>
12. Movchan O.V., Chernoiivanenko K.O. Phase and Structural Transformations of High-Carbon Alloy of the Fe-V-C System During Chemical-Thermal Processing and Deformation. *Metallophysics and Advanced Technologies*. 2019, Vol. 41, No. 2. P. 251–261. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.41.02.0251>
13. Movchan V.Y., Pedan L.H., Herasymenko V.P. Rost karbydnykh volokon pry dyffuzyonnom nauherozhyvanyy zheleznykh splavov. *MyTOM*. 1983. №9. S. 19-21 (in Russian).
14. Bunyn K.P., Movchan V.Y., Pedan L.H. Strukturnoobrazovanye pry yzotermicheskom nauherozhyvanyy zheleznykh splavov lehyrovannikh molybdenom y volframom. *Yzv. AN SSSR. Metalli*. 1975. № 8. S. 164-168 (in Russian).
15. O.V. Movchan, K.O. Chornoivanenko, In situ composites: a review. *Progress in Physics of Metals*. 2021. Vol. 22, No. 1. P. 58-77. DOI: <https://doi.org/10.15407/ufm.22.01.058>
16. Movchan O.V., Chernoiivanenko K.O. The Analysis of Morphological Stability of a Recrystallization Front. *Progress in Physics of Metals*. 2018. Vol. 19, No. 2. P. 185-194. DOI: <https://doi.org/10.15407/ufm.19.02.185>
17. Chernoiivanenko E.A. Kolychestvennii analiz formyrovaniya austyntno-karbydnykh kolonyi v visokolehyrovannykh zheleznykh splavakh pry nauherozhyvanyy. *Teoriya y praktyka metallurhyy*. 2013. №5-6. С. 149-152 (in Russian).

УДК 621.746.62

Семенов О.Д., Хричиков В.Є., Меняйло О.В., Афтанділянц Є.Г., Гнилокурєнко С.В.

Вплив вмісту вуглецю на тривалість кристалізації фронту ізоліквідус сплавів Fe-C у кокільних циліндричних формах

Seменов A. D., Khrychikov V. E., Meniailo H. V., Aftandiliants Y. G., Gnyloskurenko S. V.

INFLUENCE OF CARBON PERCENTAGE ON THE DURATION OF THE CRYSTALLIZATION FRONT OF ISOLIQUIDUS Fe-C ALLOYS IN CHILL MOLD CYLINDRICAL FORMS

Мета. Встановити тривалість кристалізації фронту ізоліквідус сплавів Fe-C в діапазоні 0,04 ... 4,83 %C, що охолоджуються у кокільних циліндричних формах. **Методика.** Тривалість кристалізації фронту ізоліквідус встановлювали по дев'яти експериментальним вимірам твердіння циліндричних виливків зі сплавів Fe-C, що отримані Б.Б. Гуляєвим, О.Н. Магницьким, Л.М. Постновим. Оцифровку твердіння сплавів з вмістом вуглецю 0,04%, 0,1%, 0,4%, 0,93%, 1,42%; 2,44%; 3,28%; 4,45%, 4,83% виконували в програмі AutoCAD 2010 в координатах x/R і t/R^2 , де x – товщина шару металу, що затвердіє; R – радіус виливка; t – час твердіння. **Результати.** В процесі оцифровки і інтерполяції експериментальних термографічних досліджень отримано 20 кривих твердіння фронту ізоліквідус з кроком по відносному розміру виливку 0,05 x/R і по вмісту вуглецю 0,05% в інтервалі хімічних складів 0,04 ... 4,83%С. Наведено приклади розрахунку тривалості твердіння виливків різних хімічних складів в сплавах Fe-C при охолодженні у кокільних циліндричної форми. Максимальна тривалість твердіння при 0,1%С обумовлено виділенням високою кількістю твердої фази ≈ 60 % поблизу температури ліквідус, а при 0,30 - 0,45%С зменшення тривалості твердіння обумовлено зменшенням кількості твердої фази до ≈ 7 %. Ще менша тривалість твердіння при температурі ліквідус у чавуні: при 3,5%С виділяється лише 2 - 3% твердої фази. Експериментальні криві охолодження також фіксують у чавуні незначну температурну зупинку на кривій охолодження при температурі ліквідус і велику – при солідус. Тому виділення більшої частини прихованої теплоти кристалізації відбувається при температурі солідус і загальна тривалість твердіння 100% твердої фази у чавуні більша, а ливарні властивості доевтектичних і евтектичних чавунів значно вищі, ніж у сталі. **Наукова новизна.** Вперше теоретично визначено вплив хімічного складу сплавів Fe-C у діапазоні 0,04...4,83%С на кінетику просування фронту твердіння ліквідус за параметричним критерієм t/R^2 і відносним розміром x/R від поверхні до центру циліндричних виливків, що охолоджуються у кокіль. Вперше встановлено вплив на тривалість твердіння кількості твердої фази при температурі ізоліквідус і нерівномірності розподілу частки прихованої теплоти кристалізації при температурах ліквідус і солідус. **Практична значущість.** За наведеними прикладами розрахунку тривалості твердіння фронту ізоліквідус обґрунтовано кращі ливарні властивості сплавів, в яких при температурі ліквідус кількість виділення твердої фази мінімальна. За отриманим масивом даних можливо побудувати кінетику просування фронту ліквідус по товщині циліндричного виливку, а за гіпотезою приведеної товщини М.І. Хворінова встановити тривалість твердіння виливків у формі куля і плита.

Ключові слова: твердіння, ліквідус, виливки, Fe-C, тверда фаза

Purpose is to set the crystallization rate to the front of the isoquidus Fe-C alloys in the range of 0.04...4.83%С, which cools down in cylindrical molds. **Methodology.** The duration of crystallization of the isoquidus front was established according to nine experimental measurements of the solidification of cylindrical casting in Fe-C alloys, which were taken by B.B. Gulyaev, O.N. Magnitsky, L.M. Postnov. Digitization of solidification of alloys with composes of carbon 0.04%, 0.1%, 0.4%, 0.93%, 1.42%; 2.44%; 3.28%; 4.45%, 4.83% was made in AutoCAD 2010 in coordinates of x/R and t/R^2 , where x – thickness of solidified layer of metal; R – is the radius of the casting; t – is time. **Results.** In the process of digitization and interpolation of experimental thermographic data, 20 solidification curves were gotten for the front of insulation with a step according to the thickness of the casting 0.05 x/R and according to the amount of carbon 0.05% in the interval of chemical composes 0.04...4.83%С. Introduced calculation of duration of solidification of casting various chemical compounds in Fe-C alloys when cooled in chill-molds of cylindrical shape. The maximum solidification duration at 0.1%С is associated with a high solid phase density of $\approx 60\%$ near the liquidus temperature, and at 0.30 - 0.45%С, a change in solidification duration is associated with a change in solid phase density up to $\approx 7\%$. There is even less solidification at liquidus temperature in iron: only 2 - 3% of the solid phase at 3.5%С. Experimental cooling curves also fix in iron an insignificant temperature stop on the cooling curve at liquidus temperature and large - at solidus. Therefore, a greater part of the latent heat of crystallization shows up at temperatures of solidus. This leads to longer duration of 100% solid phase in iron more, and the casting properties of near eutectic and eutectic irons is significantly higher, rather than in steel. **Originality.** The input of the chemical composes of Fe-C alloys in the range of 0.04...4.83%С was theoretically assigned to the kinetics of pushing the front of the solidification near liquidus with the parametric criterion t/R^2 and the relative value x/R from the surface to the center of the cylindrical castings, cooling at the chill-mold, for the first time. Influence of the amount of solid phase at the temperature of isoquidus and uneven distribution of the latent heat of crystallization at liquidus and solidus temperatures was established. **Practical value.** Based on the given examples of calculation of the duration of the solidification of the isoquidus front, the best casting properties have alloys in which the amount of solid phase separation is minimal at the liquidus temperature. Based on the obtained array of data, it is possible to construct the kinetics of the advancement of the liquidus front along the thickness of the cylindrical casting, and based on the reduced thickness hypothesis, M.I. Hovorinov set the duration of solidification of castings in the form of a ball and a plate.

Key words: solidification, liquidus, castings, Fe-C, solid phase

Семенов О.Д.,	
Хричиков В.Є.,	
Меняйло О.В.	
., Афтанділянц Є.Г.,	
Гнилокурєнко С.В.	

Вступ.

Ливарні підприємства України забезпечують металургійні і машинобудівні заводи виливками із залізовуглецевих сплавів, у тому числі для військово-промислового комплексу, але виснаження запасів багатих руд та доступних родовищ, постійне підвищення цін на енергоресурси та металеву шихту обумовлюють скорочення обсягів виробництва. Нівелювати ці негативні наслідки доцільно підвищенням експлуатаційних властивостей виливків, що також дозволить освоїти нові ринки збуту.

Аналіз літературних даних та постановка проблеми.

Кристалізація металу в інтервалі температур ліквідус-солідус часто призводить до виникнення у виливках браку: усадкових раковин та пористості, гарячих тріщин, пригару, ситоподібних раковин, ливарних напружень [1]. Попередити їх утворення та розробити рекомендації по їх зменшенню допоможе знання о кінетики твердіння сплавів Fe-C.

Результати експериментальних досліджень процесів кристалізації масивних виливків і їх аналіз дозволяють корегувати конструкцію ливарної форми за для усунення усадкових дефектів [2], регулювати структуру і властивості двошарових виливків [3], розробляти нові ливарні сплави, призначені для експлуатації в екстремальних умовах та технології виготовлення виливків з них [4].

Математичне моделювання процесу твердіння металів та сплавів з урахуванням фазового переходу дозволяє підвищити точність розрахунків і зменшити тривалість доопрацювання технологічних процесів лиття та конструкції ливарних форм [5]. Але всі математичні моделі проходять етап адаптації і корегування теплофізичних коефіцієнтів для узгодження з еталонними експериментальними дослідженнями твердіння різних видів сплавів і ливарних форм. Тому базу даних експериментальних термографічних досліджень необхідно поповнювати та оновлювати. В [6] наведено розрахунок кінетики просування фронту кристалізації ізосолідус залізовуглецевих сплавів у циліндричних формах по даним експериментальних вимірів. Однак знання о тривалості кристалізації фронту ізосолідус без визначення кінетики просування фронту ліквідус не дозволяють прогнозувати утворення ливарних дефектів в інтервалі температур кристалізації.

Мета роботи – встановити тривалість кристалізації фронту ізоліквідус залізовуглецевих сплавів в діапазоні 0,04...4,83%С, які охолоджуються у циліндричних формах.

Методи дослідження.

Тривалість кристалізації фронту ізоліквідус встановлювали по дев'яти експериментальним вимірам твердіння циліндричних виливків зі сплавів Fe-C, що отримані Б.Б. Гуляєвим, О.Н. Магницьким, Л.М. Постновим [7]. Оцифровку твердіння сплавів з вмістом вуглецю 0,1%, 0,4%, 0,93%, 1,42%, 2,44%, 3,28%, 4,45%, 4,83% (рис. 1) та 0,04% [7] виконували в програмі AutoCAD 2010 за

методикою [6] в координатах x/R і t/R^2 , де x – товщина шару металу, що затвердів; R – радіус вилівка; t – час твердіння. Параметричний критерій Гуляєва Б.Б. (t/R^2) заснований на використанні критерію Фур'є ($a\tau/R^2$), в якому температуропровідність (a) введено у кінцеве значення чисельного результату вимірювання у зв'язку із застосуванням ливарної форм з постійним значенням коефіцієнту температуропровідності, а на осі ординат відкладений відносний розмір вилівка x/R [7]. Тому при $a = \lambda/c\rho$ параметричний критерій дорівнює:

$$\frac{\tau}{R^2} = Fo \frac{c\rho}{\lambda} = Gu, \quad (1)$$

де c – питома теплоємність сплаву;

ρ – густина сплаву;

λ – теплопровідність сплаву.

Час твердіння виливків встановлювали по формулі:

$$t = Gu \cdot R^2, \quad (2)$$

де Gu – коефіцієнт, що узагальнює теплофізичні властивості сплаву, які постійно змінюються при затвердінні шару металу (x/R) від 0 до 1 і встановлюють по експериментальній кривій кінетики фронту твердіння.

Використання критерію $Gu = t/R^2$, який змінюється при затвердінні металу у вилівку від 0 до 1 R , принципово відрізняється від рівняння квадратного кореня [7,8], у якому коефіцієнт твердіння постійний на протязі твердіння вилівку:

$$t = R^2/k^2, \quad (3)$$

де k – коефіцієнт твердіння; R – радіус вилівку

Причому, значення коефіцієнта твердіння (k) для виливків зі сталі у всьому діапазоні хімічних складів дорівнює 0,30-0,35 см/с^{0,5}, а для чавунних виливків – 0,25-0,30 см/с^{0,5} [8].

Оброблення експериментальних термографічних вимірів в координатах x/R і t/R^2 не універсальне, тому що їх можливо розповсюджувати тільки для ливарних форм, матеріал яких співпадає з матеріалом форми виконаних досліджень. Так, в [2] використовували циліндричну виливницю із сірого чавуну. Але товщина чавунного кокілю або виливниці δ_k при виробництві прокатних валків та злитків циліндричної форми приймається всіма дослідниками за емпіричною формулою, яка встановлена за результатами численних досліджень і забезпечує високу термостійкість кокілю в процесі експлуатації [9]:

$$\delta_k = 0,18 D_B + \Delta h, \quad (4)$$

де D_B – діаметр вилівка, мм;

Δh – технологічний припуск на переточку, який дорівнює 80...120 мм.

Розроблену Б.Б. Гуляєвим методику успішно використовували чеські вчені наукової школи М.І.

Хворінова ще в середині ХХ століття, потім В.В. Назаратін, П.Ф. Василевський, на кафедрі ливарного виробництва НМетАУ і підтвердили доціль-

ність використання термографічних вимірів в координатах x/R і t/R^2 для інженерних розрахунків твердіння виливків різних розмірів.

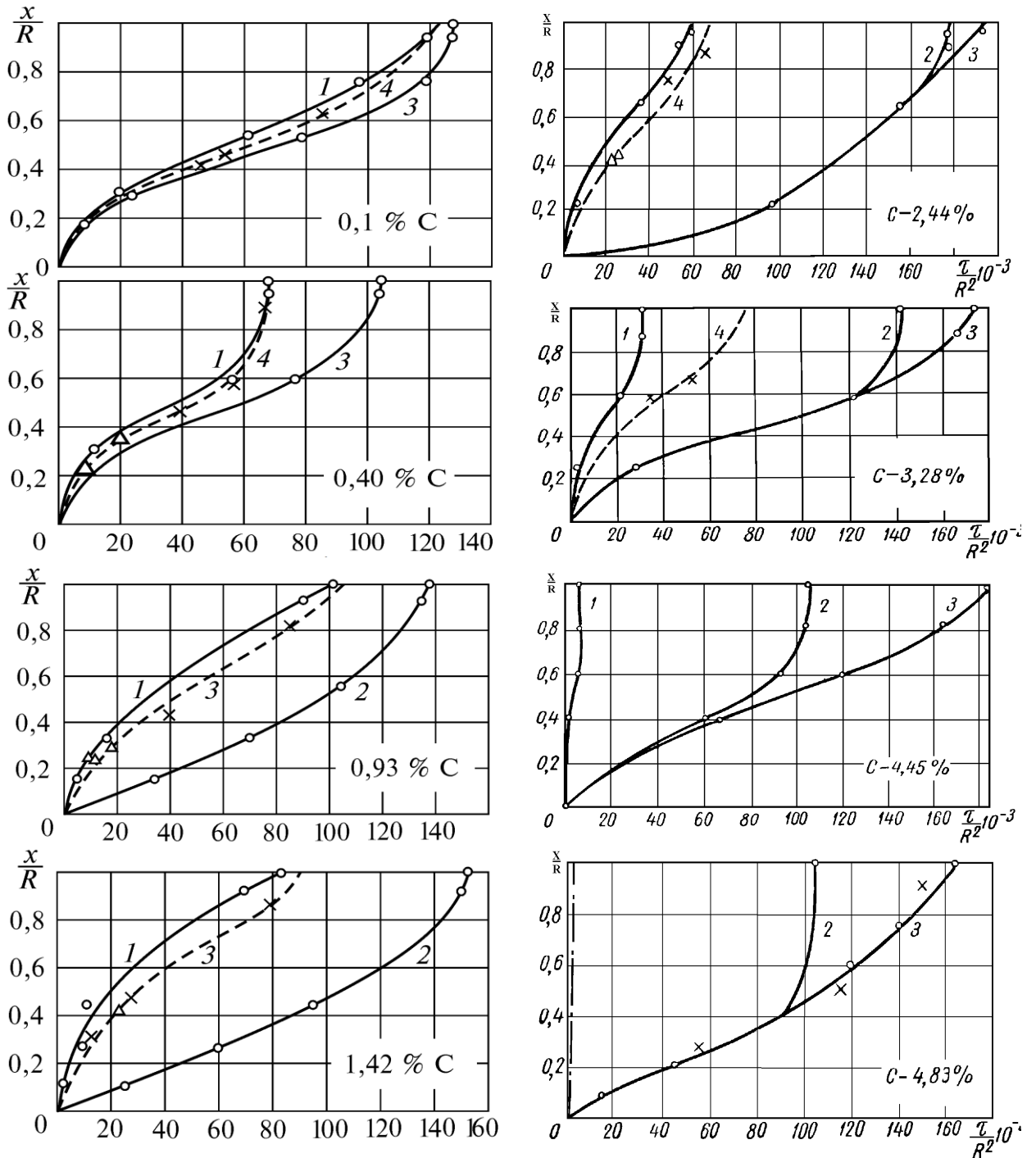


Рис. 1. Експериментальні криві кінетики твердіння в циліндричних виливках зі сплавів Fe-C, %: 0,1; 0,4; 0,93; 1,42; 2,44; 3,28; 4,45; 4,83 [7]: 1 – кінетика переміщення межі ліквідус; 2 – кінетика переміщення межі початку "стояння" солідус; 3 – кінетика переміщення межі закінчення "стояння" солідус; 4 – кінетика переміщення межі виливання; o – вимір температури; x – виливання; Δ – введення індикатора; $t/R^2 \cdot 10^{-3}$, хв/см² – параметричний критерій Б.Б. Гуляєва; x/R – відносна товщина металу, що твердіє

Результати дослідження.

В процесі оцифровки і інтерполяції експериментальних термографічних досліджень (див. рис. 1) отримано (рис. 2) 20 кривих затвердіння кордону

ліквідус з кроком по відносному розміру виливку 0,05 x/R і з кроком по вмісту вуглецю 0,05% C в інтервалі хімічних складів 0,04 ... 4,83% C.

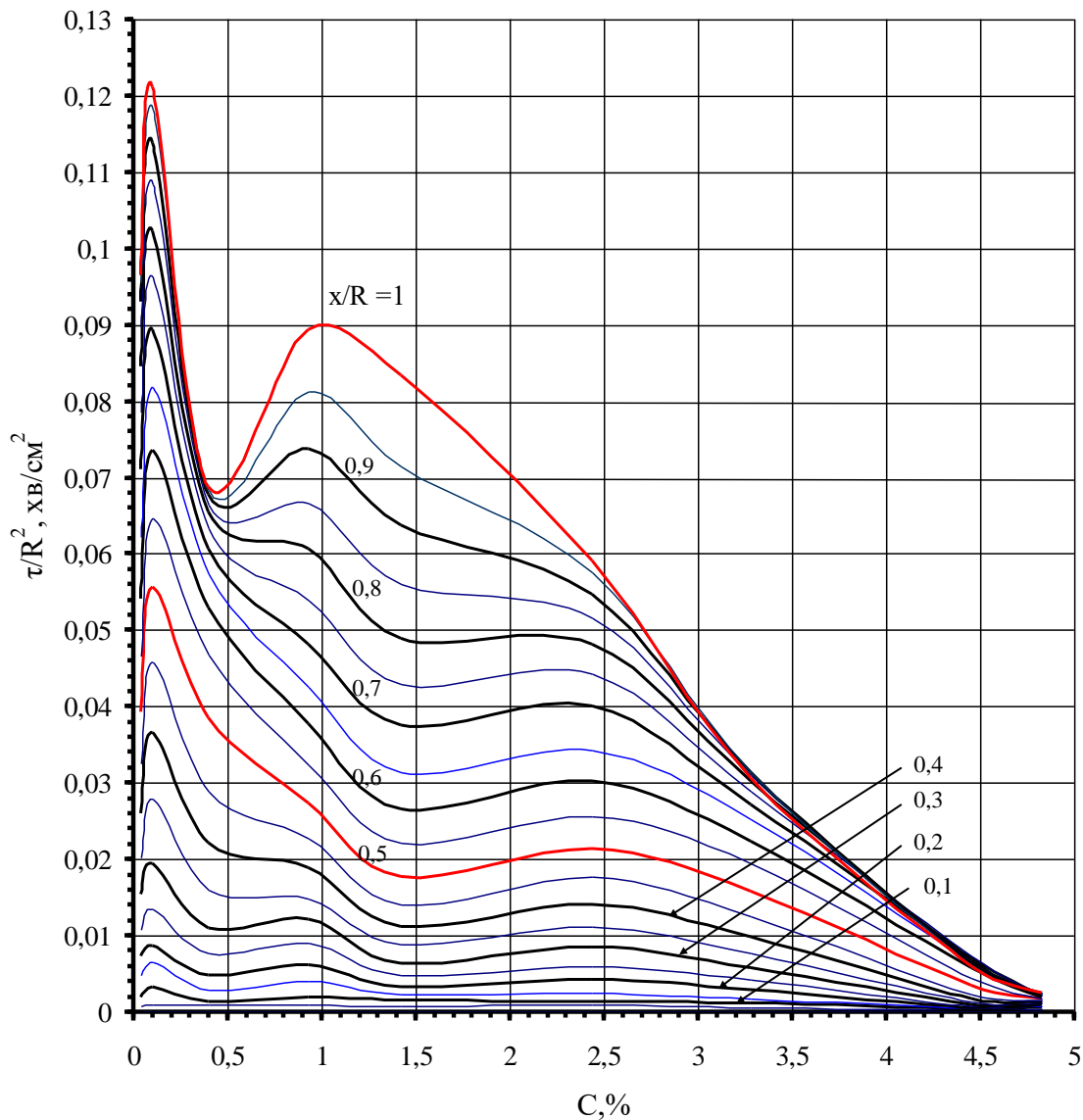


Рис. 2. Вплив вмісту вуглецю на параметричний критерій Б.Б.Гуляєва (τ/R^2) процесу твердіння фронту ліквідус у сплавах Fe-C в діапазоні 0,04...4,83 %C при охолодженні в кокілі: τ – час, хв; R – радіус циліндричного виливка, см; x/R – відносна товщина виливку

Максимальна тривалість твердіння (τ_L) при температурі ліквідус виливків зі сплавів Fe-C встановлено для вмісту вуглецю $\approx 0,1\%$:

$$\tau_{L-0,1C} = 12,11 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 \quad (5)$$

Наприклад, для виливку діаметром 450 мм ($R = 22,5$ см) $\tau_{L-0,1C} = 61,3$ хв.

При мінімальній кількості вуглецю 0,04% тривалість затвердіння розраховували по (6) і становить $\tau_{L-0,04C} = 48,8$ хв при $R = 22,5$ см.

$$\tau_{L-0,04C} = 9,64 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 \quad (6)$$

Для розрахунку максимальної тривалості твердіння ліквідус (τ_L) в центрі циліндричного виливку ($x/R = 1$) наведені дані по іншим реперним точкам експериментальних термографічних вимірів:

$$\tau_{L-0,4C} = 6,87 \cdot 10^{-2} \cdot R^2; \text{ при } R = 22,5 \text{ см, } \tau_{L-0,4C} = 34,8 \text{ хв} \quad (7)$$

$$\tau_{S-0,93C} = 8,93 \cdot 10^{-2} \cdot R^2; \text{ при } R = 22,5 \text{ см, } \tau_{S-0,93C} = 45,2 \text{ хв} \quad (8)$$

$$\tau_{S-1,42C} = 8,34 \cdot 10^{-2} \cdot R^2; \text{ при } R = 22,5 \text{ см, } \tau_{S-1,42C} = 42,2 \text{ хв} \quad (9)$$

$$\tau_{S-2,44C} = 5,92 \cdot 10^{-2} \cdot R^2; \text{ при } R = 22,5 \text{ см, } \tau_{S-2,44C} = 30,0 \text{ хв} \quad (10)$$

$$\tau_{S-3,28C} = 3,06 \cdot 10^{-2} \cdot R^2; \text{ при } R = 22,5 \text{ см, } \tau_{S-3,28C} = 15,5 \text{ хв} \quad (11)$$

$$\tau_{S-4,45C} = 0,59 \cdot 10^{-2} \cdot R^2; \text{ при } R = 22,5 \text{ см, } \tau_{S-4,45C} = 3,0 \text{ хв} \quad (12)$$

$$\tau_{S-4,83C} = 0,26 \cdot 10^{-2} \cdot R^2; \text{ при } R = 22,5 \text{ см, } \tau_{S-4,83C} = 1,3 \text{ хв} \quad (13)$$

Пояснити максимальну тривалість твердіння при 0,1% вуглецю можливо при врахуванні відомих даних кількості твердої фази (m , %), що виділяється при температурі на 5°C нижче ліквідус за правилом важеля [10]. В сплавах з низьким вмістом вуглецю (рис. 3) вже поблизу температури ліквідус випадає $\approx 60\%$ твердої фази. Але вже при невели-

кому підвищенні вмісту вуглецю у межах перитектичних складів, кількість твердої фази різко зменшується. Так, в сплавах з 0,30 – 0,45% С кількість твердої фази дорівнює 6 – 7%. Тому такі сплави мають кращу рідкотекучість, а при їх литті дефектів у виливках значно менше ніж у виливках з $\approx 0,1\%$ С.

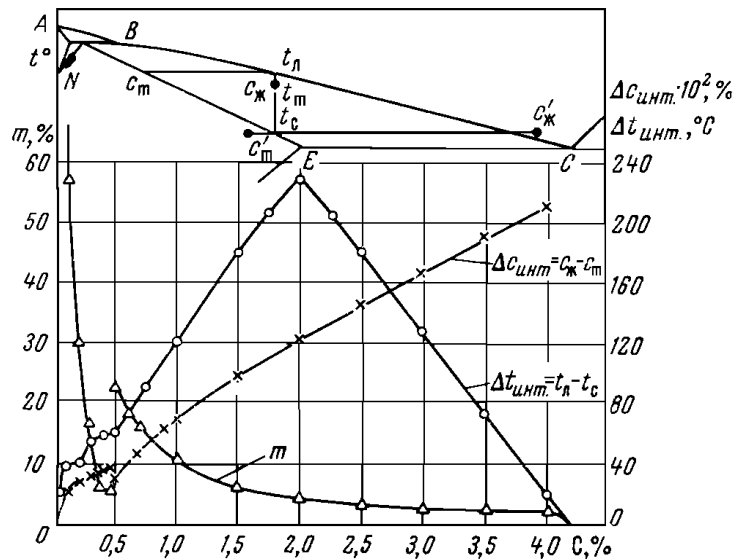


Рис. 3. Зміна кількості твердої фази $m = T/(T+Ж)$ при температурі на 5°C нижче ліквідус, температурного $\Delta t_{\text{инт}}$ і концентраційного $\Delta c_{\text{инт}}$ інтервалів твердіння в залежності від вмісту вуглецю у сплаві Fe-C [10]

При збільшенні вмісту вуглецю від сталей до евтектичних чавунів кількість твердої фази при температурі на 5°C нижче ліквідус зменшується. Так, відповідно до цих даних чавуни з вуглецевим еквівалентом більше 3,5 містять лише 2 - 3% твердої фази (див. рис. 3) і мають найбільш високу рідко текучість. Експериментальні криві охолодження також фіксують у чавунів незначну температурну зупинку на кривій охолодження при температурі ліквідус і велику – при солідус [11]. Тому виділення більшої частини прихованої теплоти кристалізації відбувається при температурі солідус і загальна тривалість твердіння 100% твердої фази у чавунів значно більше ніж у сталі [6], а ливарні властивості доевтектичних і евтектичних чавунів значно вищі, ніж у сталі.

За отриманими даними (див. рис. 2) можливо також побудувати кінетику просування фронту ліквідус по товщині виливку для сплавів Fe-C по 20 точкам з інтервалом 0,05% С, а за гіпотезою приведенної товщини М.І. Хворінова [12] перерахувати встановлену тривалість твердіння циліндричних виливків ($\tau_{\text{ц}}$) для виливків у формі куля ($\tau_{\text{к}}$) і плита ($\tau_{\text{п}}$) по співвідношенню:

$$\tau_{\text{п}} : \tau_{\text{ц}} : \tau_{\text{ш}} = 1 : 0,25 : 0,11 \quad (14)$$

Висновки.

Виконано оцифровку дев'яти експериментальних термографічних досліджень твердіння Fe-C сплавів в кокілі циліндричних виливків з вмістом вуглецю 0,04%, 0,1%, 0,4%, 0,93%, 1,42%; 2,44%,

3,28%, 4,45%, 4,83%, які наведені в роботах Б.Б. Гуляєва, О.Н. Магницького, Л.М. Постнова та інших.

Результати оцифровки в координатах відносної товщини затверділого шару металу x/R і параметричному критерію t/R^2 інтерполювали на весь діапазон хімічних складів 0,04 ... 4,83% С, що дозволило встановити тривалість твердіння фронту ізоліквідус у виливках, що охолоджуються у кокілях. Наведено приклади розрахунку тривалості твердіння циліндричних виливків різних хімічних складів

Максимальна тривалість твердіння при 0,1 % С обумовлена виділенням високої кількості твердої фази $\approx 60\%$ поблизу температури ліквідус, а при 0,4% вуглецю зменшення тривалості твердіння можливо пояснити зменшенням кількості твердої фази до $\approx 7\%$. Ще менша тривалість твердіння при температурі ліквідус у чавунів. Так, при 3,5% вуглецю виділяється лише 2 - 3% твердої фази. Експериментальні криві охолодження також фіксують у чавунів незначну температурну зупинку на кривій охолодження при температурі ліквідус і велику – при солідус. Тому виділення більшої частини прихованої теплоти кристалізації відбувається при температурі солідус і загальна тривалість твердіння 100% твердої фази у чавунів більша, а ливарні властивості доевтектичних і евтектичних чавунів значно вищі, ніж у сталі.

Список літератури

1. ДСТУ 9051:2020. Виливки з чавуну і сталі. Дефекти. Терміни та визначення. Начало дії 01.04.2021. 15 с. <https://ptima.kiev.ua/images/stories/Standart/IRONSTEEL/dstu19200-80.pdf>.
2. Menyailo, E. V. Shrinkage Defects Elimination Methods in the Bottom Necks of Cast Iron Rolls. *Metallurgical and Mining Industry*, 2010, Vol. 2, No. 6. p. 397–400. <https://www.metalljournal.com.ua/assets/Uploads/attachments/Menailo397.pdf>. **Scopus**.
3. Fesenko, E.V., Mogylatenko, V.G., Fesenko, A.N., Kosyachkov, V.A., Fesenko, M.A. Manufacture of two-layers and double-sided iron castings with differential structure and properties. «EUREKA: Physical Sciences and Engineering», 2015, №1, 55-59 с. https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/03/maksym_fesenko.pdf. **Scopus**.
4. Yamshinskij, M., Fedorov, G., Verkhovliuk, A. The development of new casting alloys intended for operation under extreme conditions and some techniques of making castings from them. «EUREKA: Physical Sciences and Engineering». 2016, №2(3), 51-60 с. <https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/03/33-175-1-pb.pdf>. **Scopus**.
5. Selivorstova, T., Selivorstov, V., Guda, A., & Ostrovska, K. Thermodynamic Fundamentals of Cellular Automata Model of the Process of Solidification of Metals and Alloys Considering the Phase Transition, ICT&ES-2020: Information-Communication Technologies & Embedded Systems, November 12, 2020, Mykolaiv, Ukraine, 2762, p.149-161. <http://ceur-ws.org/Vol-2762/paper10.pdf>. **Scopus**.
6. Семенов О.Д., Хричиков В.Є., Куцова В.З., Меняйло О.В. Розрахунок кінетики просування фронту кристалізації ізосолідус залізвуглецевих сплавів у циліндричних формах. ISSN 0235-5884. Процеси лиття. 2021, № 2 (144). 31-38 с. <https://doi.org/10.15407/plit2021.02.023>
7. Гуляев Б.Б. (). Литейные процессы. Москва-Ленинград: Машгиз. 1960. 416 с.
8. Лейбензон В.О., Пілюшенко В.Л., Кондратенко В.М., Хричиков В.Є., Недопьокін Ф.В., Білоусов В.В., Дмитрієв Ю.В. Твердження металів і металевих композицій / Підручник для ВУЗів. Видання друге, доопрацьоване. Київ: Наукова думка. – 2009.- 447 с. (in Ukrainian). https://nmetau.edu.ua/file/tverdinnya_metaliv_i_metalevih_kompozitsiy_pidruchnik.pdf
9. Справочник по чугуному литью / Под ред. Н.Г. Гиршовича. 3-е изд. -Л.: Машиностроение. 1978. 758 с.
10. Нехендзи Ю.А. Литейные свойства сплавов. Тр. XI сов. по теории литейных процессов / Литейные свойства металлов и сплавов. М., Наука, 1967, 25-38 с.
11. Хрычиков В.Е. Термокинетические условия образования усадочных дефектов в чугуных прокатных валах. Процессы лиття. 1996, № 1, 24-31 с.
12. Хворинов Н.И. Кристаллизация и неоднородность стали. Москва: перевод с чешского. Машгиз. 1958. 392 с.

References

1. DSTU 9051:2020. Castings of cast iron and steel. Defects. Terms and definitions. Since 01.04.2021. Pg. 15. <http://ptima.kiev.ua/images/stories/Standart/IRONSTEEL/dstu19200-80.pdf>.
2. Menyailo, E. V. Shrinkage Defects Elimination Methods in the Bottom Necks of Cast Iron Rolls. *Metallurgical and Mining Industry*. 2010, Vol. 2, No. 6. 397–400 pg. <https://www.metalljournal.com.ua/assets/Uploads/attachments/Menailo397.pdf>. **Scopus**.
3. Fesenko, E.V., Mogylatenko, V.G., Fesenko, A.N., Kosyachkov, V.A., Fesenko, M.A. Manufacture of two-layers and double-sided iron castings with differential structure and properties. «EUREKA: Physical Sciences and Engineering», 2015, №1, 55-59 pg. https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/03/maksym_fesenko.pdf. **Scopus**.
4. Yamshinskij, M., Fedorov, G., Verkhovliuk, A. The development of new casting alloys intended for operation under extreme conditions and some techniques of making castings from them. «EUREKA: Physical Sciences and Engineering». 2016, №2(3), 51-60 pg. <https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/03/33-175-1-pb.pdf>. **Scopus**.
5. Selivorstova, T., Selivorstov, V., Guda, A., & Ostrovska, K. Thermodynamic Fundamentals of Cellular Automata Model of the Process of Solidification of Metals and Alloys Considering the Phase Transition, ICT&ES-2020: Information-Communication Technologies & Embedded Systems, November 12, 2020, Mykolaiv, Ukraine, 2762, 149-161 pg. <http://ceur-ws.org/Vol-2762/paper10.pdf>. **Scopus**.
6. Semenov A. D., Khrychikov V. E., Kutsova V. Z., Meniailo H. V. Calculation of the kinetics of the crystallization front of iron-carbon alloys in mold cylindrical forms. Casting processes. 2021, № 2 (144). 31-38 pg. <https://doi.org/10.15407/plit2021.02.023>
7. Ghuljaev B.B. Casting processes. Moskva-Lenynghrad: Mashghyz, 1960. 416 pg.
8. Leibenzon V.O., Pilyushenko V.L., Kondratenko V.M., Khrychikov V.E., Nedopyokin F.V., Bilousov V.V. Dmitriev Yu.V. *Hardening of metals and metal compositions*. Kyiv: Scientific thought. 2009. 447 pg. https://nmetau.edu.ua/file/tverdinnya_metaliv_i_metalevih_kompozitsiy_pidruchnik.pdf
9. Spravochnyk po chughunnomu lytiju. Kollekt. Monoghr, red. Ghyrshovych, N.Gh. Lenynghrad: Mashynostroenyel/ 1978. 758 pg.
10. Nehendzi Yu.A. Casting properties of alloys. Tr. XI owl. on the theory of foundry processes / Casting properties of metals and alloys. Moscow, Nauka, 1967, pp. 25-38
11. Khrychikov V.E. Thermokinetic conditions for the formation of shrinkage defects in cast iron rolls. casting processes. 1996, No. 1, pp. 24-31.
12. Khvorynov N.Y. Krystallyzatsiya y neodnorodnostj staly. Moskva: perevod s cheshskogho. Mashghyz. 1958. 392 pg.

ЗМІСТ

МАЗУР В.Л., СІРЕНКО, К.А.

АНАЛІЗ ТЕНДЕНЦІЙ РОЗВИТКУ ВИРОБНИЦТВА ЛИТВА З СИНТЕТИЧНОГО ЧАВУНУ (НА ПРИКЛАДІ ПОРІВНЯННЯ ГАЛЬМОВИХ КОЛОДОК ДЛЯ РУХОМОГО СКЛАДУ ЗАЛІЗНИЦІ, ВИГОТОВЛЕНИХ З РІЗНИХ МАТЕРІАЛІВ)..... 5

КИВГИЛО Б.В., БИБА Є.Г., ЯМШИНСЬКИЙ М.М., МІНІЦЬКИЙ А.В., ЛУК'ЯНЕНКО І.В.

БІМЕТАЛЕВІ ВИЛИВКИ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ..... 15

РАКША, С. В., АНОФРІЄВ, П. Г., ГЛАВАЦЬКИЙ, К. Ц. КУРОП'ЯТНИК, О. С. ПОСМІТЮХА О. П., ЧЕРКУДІНОВ В. Е.

ДИНАМІКА ВІДЦЕНТРОВОГО ЛИВАРНОГО МОДУЛЯ НА КАРДАННІЙ ПІДВІСЦІ..... 22

ДОБРОВ І.В., СЬОМІЧЕВ А.В.

АЛГОРИТМ ВИЗНАЧЕННЯ ЕНЕРГОСИЛОВИХ ПАРАМЕТРІВ КРИВОШИПНО-ПОВЗУННОГО МЕХАНІЗМУ..... 32

МАЛІЧ М.Г.

ЕНЕРГЕТИЧНИЙ АНАЛІЗ ДРОБЛЕННЯ РУДНИХ МАТЕРІАЛІВ АСИМЕТРИЧНИМ НАВАНТАЖЕННЯМ..... 38

МОВЧАН О.В., ЧОРНОІВАНЕНКО К.О.

ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ ЗРОСТАННЯ АУСТЕНИТНО-КАРБІДНИХ КОЛОНІЙ В ДИФУЗІЙНІЙ ПАРІ..... 45

СЕМЕНОВ О.Д., ХРИЧИКОВ В.Є., МЕНЯЙЛО О.В., АФТАНДИЛЯНЦ Є.Г., ГНИЛОСКУРЕНКО С.В.

ВПЛИВ ВМІСТУ ВУГЛЕЦЮ НА ТРИВАЛІСТЬ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ФРОНТУ ІЗОЛІКВІДУС СПЛАВІВ Fe-C У КОКІЛЬНИХ ЦИЛІНДРИЧНИХ ФОРМАХ.. 57

ЗМІСТ..... 63

CONTENT..... 64

CONTENT

MAZUR V. L., SIRENKO K. A., ANALYSIS OF DEVELOPMENT TRENDS IN LITHUANIA PRODUCTION FROM SYNTHETIC IRON (ON THE EXAMPLE OF A COMPARISON OF BRAKE PADS FOR RAILWAY ROLLING STOCK MADE OF DIFFERENT MATERIALS)	5
KYVGYLO B., BYBA E., YAMSHINSKYJ M., MINITSKYI A., LUKYANENKO I. BIMETAL CASTINGS BASED ON ALUMINUM ALLOY	15
RAKSHA, S. V., ANOFRIEV, P. G., KUROIPIATNYK, O. S., HLAVATSKYI, K. C., POSMITIUKHA, O. P., CHERKUDINOV, V. E. DYNAMICS OF A CENTRIFUGAL CASTING MODULE ON A CARDAN SUSPENSION	22
DOBROV I.V., SEMICHEV A.V. ALGORITHM FOR DETERMINATION OF ENERGY-FORCE PARAMETERS OF CRANK-SLIDE MECHANISM	32
MALICH M.G. ENERGY ANALYSIS OF CRUSHING OF ORE MATERIALS BY ASYMMETRIC LOAD.....	38
MOVCHAN O.V., CHORNOIVANENKO K.O. RESEARCH OF AUSTENITE-CARBIDE COLONIES GROWTH IN A DIFFUSION PAIR	45
SEMENOV A. D., KHRYCHIKOV V. E., MENIAILO H. V., AFTANDILIANTS Y. G., GNYLOSKURENKO S.V. INFLUENCE OF CARBON PERCENTAGE ON THE DURATION OF THE CRYSTALLIZATION FRONT OF ISOLIQUIDUS Fe-C ALLOYS IN CHILL MOLD CYLINDRICAL FORMS	57
ЗМІСТ	63
CONTENT	64