Національний університет «Запорізька політехніка»

НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

NEW MATERIALS AND TECHNOLOGIES IN METALLURGY AND MECHANICAL ENGINEERING

НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ

ВИХОДИТЬ ДВІЧІ НА РІК

№ 1’2022

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Національний університет «Запорізька політехніка»

Запоріжжя
2022

ISSN 1607-6885

Наказом Міністерства освіти і науки України № 1471 від 26.11.2020 р. «Про затвердження рішень Атестаційної колегії Міністерства щодо діяльності спеціалізованих вчених рад від 26 листопада 2020 року» журнал «Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні» (скорочена назва – НМТ) включений до переліку наукових фахових видань України в категрії «Б»**, в яких можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття наукових ступенів доктора наук і доктора філософії (кандидата наук).**

Інтернет-сторінка журналу: http://nmt.zntu.edu.ua

Наукове видання включено до міжнародних (INSPEC, CrossRef) і національних («Джерело», Національна бібліотека України імені В. І. Вернадського НАН України) реферативних та наукометричних баз даних.
Опублікованим статтям присвоюється унікальний ідентифікатор цифрового об'єкта DOI.
Журнал розповсюджується за Каталогом періодичних видань України (передплатний індекс – 23271).

Науковий журнал друкує оригінальні та оглядові статті науковців ВНЗ і установ України та інших країн відповідно до рубрик:

- теорія будови та структурних змін у металах, сплавах та композитах. Вплив термічної, хіміко-термічної та термомеханічної обробки на характер структури і фізико-механічні властивості матеріалів;
- конструкційні та функціональні матеріали. Механічні властивості сталей, сплавів та композитів. Технологічне забезпечення надійності та довговічності деталей енергетичних установок. Методи механічного оброблення. Технології зміцнювальних обробок. Характеристики поверхневих шарів та захисних покриттів деталей машин і виробів;
- металургійне виробництво. Теплофізика та теплоенергетика. Ресурсозберігальні технології. Порошкова металургія. Промтранспорт. Раціональне використання металів;
- механізація, автоматизація та роботизація. Вдосконалення методів дослідження та контролю якості металів. Моделювання процесів у металургії та машинобудуванні.

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Головний редактор: д-р техн. наук, професор С. Б. Бєліков (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

Заступники гол. редактора: д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький (НУ «Запорізька політехніка»), Україна
д-р техн. наук, професор В. В. Наумик (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

Редакційно-видавнича рада: С. Б. Бєліков, В. Ю. Ольшанецький, В. В. Наумик, К. С. Бондарчук, Н. М. Кобзар, Н. О. Савчук, Н. І. Висоцька

Члени редколегії:

д-р техн. наук В. А. Шаломєєв (НУ «Запорізька політехніка»), Україна
д-р техн. наук І. П. Волчок (НУ «Запорізька політехніка»), Україна
д-р техн. наук М. М. Бриков (НУ «Запорізька політехніка»), Україна
д-р техн. наук В. Г. Міщенко НУ «Запорізька політехніка»), Україна
д-р техн. наук Н. Є. Калініна (ДНУ), Україна
д-р техн. наук С. І. Гоменюк (ЗНУ), Україна
д-р техн. наук С. М. Гребенюк (ЗНУ), Україна
д-р техн. наук Д. В. Лаухін (ПДАБА), Україна
д-р техн. наук В. О. Богуслаєв (ВАТ «Мотор Січ»), Україна
д-р техн. наук В. І. Мазур (НТУУ «КПІ»), Україна
чл.-кор. НАН України В. М. Федірко (ФМІ ім. Г. В. Карпенка НАН України)
д-р техн. наук З. А. Дурягіна (НУ «Львівська політехніка»), Україна
д-р техн. наук О. В. Овчинников (НУ «Запорізька політехніка»), Україна
д-р техн. наук О. Я. Качан (НУ «Запорізька політехніка»), Україна
д-р фіз.-мат. наук С. В. Лоскутов (НУ «Запорізька політехніка»), Україна
д-р техн. наук Г. І. Слинько (НУ «Запорізька політехніка»), Україна
д-р фіз.-мат. наук В. І. Пожуєв (НУ «Запорізька політехніка»), Україна
д-р техн. наук Д. Б. Глушкова (ХНАДУ), Україна
д-р фіз.-мат. наук В. Ю. Данільченко (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України)
д-р хім. наук М. А. Турчанін (ДДМА), Україна
д-р техн. наук В. М. Константинов, (Білоруський національний технічний університет), Бєларусь
PhD Peter Arras, (KU Leuven, Sint-Katelijne-Waver), Бєльгія
д-р техн. наук Ю. М. Внуков (незалежний вчений), США
д-р фіз.-мат. наук, чл.-кор. НАН Казахстана Г. Ш. Яр-Мухамедова (Казахський національний університет ім. Аль-Фарабі)
doc. Ing. Ľuboš Kaščák, PhD (Technical University of Košice), Словаччина
PhD, eng., DsC Dariusz Rozumek (Opole University of Technology Department of Mechanics and MachineDesign), Польща

Рукописи надісланих статей проходять додаткове незалежне рецензування з залученням провідних фахівців України та інших країн, за результатами якого редакційна колегія ухвалює рішення щодо можливості їх опублікування. Рукописи не повертаються.

Рекомендовано до видання Вченою радою Національного університету «Запорізька політехніка»,
протокол № 6 від 24 березня 2022 року.

Журнал набраний та зверстаний у редакційно-видавничому відділі Національного університету «Запорізька політехніка»

Комп'ютерний дизайн та верстання: Н. О. Савчук

Адреса редакції: 69063, Запоріжжя, вул. Жуковського, 64, тел. (061) 769-82-96, редакційно-видавничий відділ
E-mail: rvv@zp.edu.ua

© Національний університет «Запорізька політехніка», 2022

By order of the Ministry of Education and Science of Ukraine N 1471 of November 26, 2020 "On approval of decisions of the Attestation Board of the Ministry regarding the activities of specialized scientific councils of November 26, 2020", the journal "New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering" (abbreviated name – NMT) is included in the list of scientific professional publications of Ukraine in the category "B", in which the results of dissertations for the scientific degrees of Doctor of Science and Doctor of Philosophy (candidate of science) can be published.

Internet page of the journal: http://nmt.zntu.edu.ua

The scientific publication is included in international (INSPEC, CrossRef) and national (Dzherelo, National Library of Ukraine named after V. I. Vernadsky of the National Academy of Sciences of Ukraine) abstract and scientometric databases.

Published articles are assigned a unique DOI digital object identifier.

The journal is distributed according to the Catalog of Periodicals of Ukraine (subscription index – 23271).

The scientific journal publishes original articles by scientists from universities and organizations of Ukraine and other countries in accordance with the headings:

- theory of structure and structural changes in metals, alloys and composites. Influence of thermal, chemical-thermal and thermomechanical treatment on the nature of the structure and physical and mechanical properties of materials;
- structural and functional materials. Mechanical properties of steels, alloys and composites. Technological support of reliability and durability of parts of power plants. Methods of mechanical processing. Hardening technologies. Characteristics of surface layers and protective coatings of machine parts and products;
- metallurgical production. Thermal physics and heat power engineering. Resource-saving technologies. Powder metallurgy. Promtransport. Rational use of metals;
- mechanization, automation and robotization. Improvement of methods for research and quality control of metals. Modeling of processes in metallurgy and mechanical engineering.

EDITORIAL TEAM

Chief editor: Dr. Sc., Professor Sergiy Byelikov (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine

Deputy chiefs editor: Dr. Sc., Professor Vadim Ol'shanetskii (NU " Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine
Dr. Sc., Professor Valeriy Naumyk (NU " Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine

Editorial and Publishing Council: S. Byelikov, V. Ol'shanetskii, V. Naumyk, K. Bondarchuk, N. Kobzar, N. Savchuk, N. Vysotska

Members of the editorial board:

Dr. Sc. Vadim Shalomeev (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine
Dr. Sc. Ivan Volchok (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine
Dr. Sc. Michael Brykov (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine
Dr. Sc. Valeriy Mishchenko (ZNU), Ukraine
Dr. Sc. Nataliia Kalinina (DNU), Ukraine
Dr. Sc. Sergiy Gomenyuk (ZNU), Ukraine
Dr. Sc. Sergiy Grebenyuk (ZNU), Ukraine
Dr. Sc. Dmytro Laukhin (PSABA), Ukraine
Dr. Sc. Vyacheslav Boguslaev (JSC Motor Sich), Ukraine
Dr. Sc. Vladislav Mazur (NTUU "KPI"), Ukraine
Corresponding Member NAS of Ukraine V. N. Fedirko (FMI named after G. V. Karpenko NAS of Ukraine)
Dr. Sc. Zoya Duryagina (NU "Lviv Polytechnic"), Ukraine
Dr. Sc. Olexander Ovchinnikov (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine
Dr. Sc. Oleksiy Kachan (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine
Dr. Sc. Stepan Loskutov (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine
Dr. Sc. Georgiy Slyn'ko (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine
Dr. Sc.Volodymyr Pozhuev (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine
Dr. Sc. Diana Glushkova (KhNADU), Ukraine
Dr. Sc. Volodymyr Danilchenko (Institute of Metal Physics named after G. V. Kurdyumov of the National Academy of Sciences of Ukraine)
Dr. Sc. Michael Turchanin (DSMA), Ukraine
Dr. Sc. Valeriy Konstantinov, (Belarusian National Technical University), Belarus
PhD Peter Arras, (KU Leuven, Sint-Katelijne-Waver), Belgium
Dr. tech. Sci. Yu. M. Vnukov (independent studies), USA
Doctor of Physics and Mathematics Sciences, Corresponding Member NAS of Kazakhstan G. Sh. Yar-Mukhamedova (Al-Farabi Kazakh National University)
Doc. Ing. Ľuboš Kaščák, PhD (Technical University of Košice), Slovakia
PhD, eng., DsC Dariusz Rozumek (Opole University of Technology Department of Mechanics and MachineDesign), Poland

Manuscripts of submitted articles undergo additional independent review with the involvement of leading experts from Ukraine and other countries, based on which the editorial board decides on the possibility of their publication. Manuscripts are not returned.

Recommended for publication by the Academic Council of the National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Protocol N 6, March 24, 2022.

The journal was typed and typeset in the editorial and publishing department of the National University "Zaporizhzhia Polytechnic".

Computer design and layout: N. Savchuk

Editorial address: 69063, Zaporizhzhia, st. Zhukovsky, 64, tel. (061) 769-82-96, editorial and publishing department

E-mail: **rvv@zp.edu.ua**

ЗМІСТ

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

Бабаченко О.І., Балаханова Т.В., Сафронова О.А., Кононенко Г.А.
ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СПІВВІДНОШЕННЯ ВМІСТУ Si/Mn НА ДЕНДРИТНУ СТРУКТУРУ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ ОСЕЙ……6

Глотка О.А., Грешта В.Л., Ольшанецький В.Ю.
ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА МОРФОЛОГІЮ І ТИП КАРБІДІВ В ЖАРОМІЦНОМУ НІКЕЛЕВОМУ СПЛАВІ……..…13

Мазур В.І.
ЕВТЕКТИЧНА КРИСТАЛІЗАЦІЯ Fe-C СПЛАВІВ ЗА УЧАСТЮ ЗАЦЕМЕНТИТНОГО КАРБІДУ…….....19

ІІ ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Малінов Л.С. Малінов В.Л. Бурова Д.В.
ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МАЛОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ НОРМАЛІЗАЦІЄЮ І ГАРТУВАННЯМ З ВИТРИМКОЮ У МІЖКРИТИЧНОМУ ІНТЕРВАЛІ ТЕМПЕРАТУР……26

Лебедєв В.О., Жук Г.В., Бриков М.М.
ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОНСТРУКЦІЙ З НІКЕЛЬВМІСНИХ СТАЛЕЙ ПРИ МЕХАНІЗОВАНОМУ ЗВАРЮВАННІ-НАПЛАВЛЕННІ З МОДИФІКОВАНОЮ (ДОЗОВАНОЮ) ІМПУЛЬСНОЮ ПОДАЧЕЮ ЕЛЕКТРОДНОГО ДРОТУ……..…36

Сидорчук О.М.
ШТАМПОВА СТАЛЬ 4Х4Н5М4Ф2 ДЛЯ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ МІДІ……..….49

Качан О.Я., Уланов С.О.
ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ЗВАРНИХ БАРАБАНІВ РОТОРІВ КОМПРЕСОРІВ ОБРОБКОЮ В ПСЕВДОЗРІДЖЕНОМУ ШАРІ АБРАЗИВУ…….....53

ІІІ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

Штанько П.К., Рягін С.Л.
КОЛИВАННЯ МАТЕМАТИЧНОГО МАЯТНИК З УРАХУВАННЯМ ОБЕРТАННЯ ЗЕМНОЇ КУЛІ……..…58

Лебедєв В.О., Тіщенко В.О., Бриков М.М.
ВИВЧЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ МЕХАНІЗОВАНОГО ЕЛЕКТРО-ДУГОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ З ПЕРІОДИЧНОЮ ЗМІНОЮ РЕЖИМІВ ПРОЦЕСУ……..…62

Рягін С.Л.
ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ВИЗНАЧЕННЯ МОДУЛЯ ЮНГА ЗВАРНОГО ШВА КОРОБЧАСТОЇ БАЛКИ ІЗ СТАЛІ 09Г2С……...….70

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

Ольшанецький В.Ю., Глотка О.А., Кононенко Ю.І.
ТЕРМОДИНАМІЧНІ АСПЕКТИ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ В ПОДВІЙНИХ МЕТАЛЕВИХ СИСТЕМАХ....74

Плескач В.М.
ВИКОРИСТАННЯ СТАНДАРТНОЇ ТЕРМІНОЛОГІЇ У ПОРОШКОВІЙ МЕТАЛУРГІЇ……76

Слинько Г.І., Євсєєва Н.О., Курилов М.С., Сухонос Р.Ф., Слинько В.В.
ПОКРАЩЕННЯ ХАРАКТЕРИСТИК ДВИГУНА МЕМЗ-317 З СИСТЕМОЮ ГБО ШЛЯХОМ ВСТАНОВЛЕННЯ ВАРІАТОРА ВИПЕРЕДЖЕННЯ КУТА ЗАПАЛЮВАННЯ……...…78

CONTENTS

I STRUCTURE FORMATION. RESISTANCE TO DESTRUCTION AND PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES

Babachenko O., Balakhanova T., Safronova O., Kononenko G.
STUDY OF THE INFLUENCE OF THE Si/Mn CONTENT RATIO ON THE DENDRITIC STRUCTURE OF STEELS FOR RAILWAY AXLES……..…6

Glotka O., Greshta V., Ol'shanetskii V.
REGULARITIES OF INFLUENCE OF CHEMICAL COMPOSITION ON MORPHOLOGYAND TYPE OF CARBIDES IN NICKEL-BASED SUPERALLOY……..…13

Mazur V.
EUTECTIC CRYSTALLIZATION OF Fe-C ALLOYS WITH HYPERCEMENTITE CARBIDE……19

II TECHNOLOGIES OF OBTAINING AND PROCESSING OF CONSTRUCTION MATERIALS

Malinov L., Malinov V., Burova D.

INCREASING THE MECHANICAL PROPERTIES OF LOW-CARBON LOW-ALLOY STEELS BY NORMALIZING AND QUENCHING WITH A STANDBY IN THE INTERCRITICAL INTERVAL OF TEMPERATURES……..…26

Lebedev V., Zuck G., Brykov M.
PERFORMANCE CHARACTERISTICS OF NICKEL-CONTAINING STEEL STRUCTURES DURING MECHANIZED WELDING-SURFACING WITH MODIFIED (DOSED) ELECTRODE WIRE FEEDING……36

Sydorchuk O.
DIE STEEL 4Х4Н5М4Ф2 FOR HOT DEFORMATION OF COPPER……..…..49

Kachan O., Ulanov S.
IMPROVEMENT IN DURABILITY OF WELDED DRUMS COMPRESSOR ROTORS BY TREATMENT IN FLUDIZED BED OF ABRASIVE MATERIAL……....53

III MODELING OF PROCESSES IN METALLURGY AND MECHANICAL ENGINEERING

Shtanko P., Ryagin S.
OSCILLATION OF A MATHEMATICAL PENDULUM TAKING INTO ACCOUNT GLOBE ROTATION..…58

Lebedev V., Tishchenko V., Brykov M.
THE STUDY OF THE PECULIARITIES OF THE MECHANIZED ELECTRIC ARC CLADDING WITH PERIODIC VARIATION OF THE MODES OF THE PROCESS……....62

Ryagin S.
EXPERIMENTAL FINDING OF YOUNG'S MODULUS OF A WELD BOX GIRDER MADE OF STEEL 09Г2С…….70

SCIENTIFIC AND TECHNICAL INFORMATION

Ol'shanetskii V., Glotka O., Kononenko Yu.
THERMODYNAMIC ASPECTS OF PHASE TRANSFORMATIONS IN BYMETALLIC SYSTEMS.....74

Pleskach V.
THE USE OF STANDARD TERMINOLOGY IN POWDER METALLURGY……..……76

Slyn'ko G., Yevsyeyeva N., Kurylov M., Sukhonos R., Slyn'ko V.
IMPROVED PERFORMANCE OF THE MEMZ-317 ENGINE WITH THE LPG SYSTEM BY INSTALLING A SPARK IGNITION ADVANCEMENT VARIATOR……...…78

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК: 669.14.018.294 : 620.18 : 669.782 : 669.74.001.5

Бабаченко О. І. — д-р техн. наук, старший науковий співробітник Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України (ІЧМ НАНУ), м. Дніпро, Україна, *e-mail: A_Babachenko@i.ua*

Балаханова Т. В. — канд. техн. наук, старший науковий співробітник Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України (ІЧМ НАНУ), м. Дніпро, Україна, *e-mail: tatja.balakhanova@gmail.com*

Сафронова О. А. — молодший науковий співробітник Інституту чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України (ІЧМ НАНУ), м. Дніпро, Україна, *e-mail: safronovaaa77@gmail.com*

Кононенко Г. А. — д-р техн. наук, старший науковий співробітник Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України (ІЧМ НАНУ), м. Дніпро, Україна, *e-mail: perlit@ua.fm.*

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СПІВВІДНОШЕННЯ ВМІСТУ Si/Mn НА ДЕНДРИТНУ СТРУКТУРУ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ ОСЕЙ

Мета роботи. *Дослідження впливу різної загальної концентрації та співвідношення вмісту Si і Mn на дендритну структуру і ліквацийну неоднорідність литої вуглецевої сталі, та її трансформацію після гарячої пластичної деформації.*

Методи дослідження. *Для визначення впливу вмісту Si і Mn були виготовлені дослідні зливки зі змінюваним хімічним складом в межах марочного для трьох марок сталі, які використовуються для виготовлення залізничних осей – марка ОС за ДСТУ 31334, F за AAR M 101 і EA1N за EN 13261. Для визначення дендритної структури використовувався мікроструктурний аналіз після травлення у пікраті натрію.*

Отримані результати. *Виконано порівняльний аналіз мікроструктури дослідних плавок сталей зі змінюваним хімічним складом. Встановлено співвідношення вмісту в сталі Si і Mn в литому стані. Показано істотний вплив загальної розкисненості в сталі на формування неоднорідності мікротвердості за перерізом зливка вуглецевої сталі і мікронеоднорідність структури окремих ділянок. Було виявлено, що після деформації найбільш пророблюваними виявилися центральні зони (особливо в сталі з хімічним складом в межах марки EA1N, яка характеризується підвищеним вмістом Mn).*

Наукова новизна. *Вивчення впливу коливань вмісту базових елементів вуглецевої сталі призводить для розвитку уявлень про формування дендритної структури і ліквацийної неоднорідності в сталях для залізничних осей.*

Практична цінність. *Знання принципів утворення ліквації необхідне для визначення подальших режимів деформаційної і термічної обробки не тільки безперервно литих заготовок або зливків, а й кінцевої продукції.*

Ключові слова: *вуглецеві сталі, залізничні осі, дендритна структура, хімічна неоднорідність, деформаційна пророблюваність.*

Вступ

Зв'язок обробки, мікроструктури та властивостей є центральною парадигмою матеріалознавства, яка вказує на те, що морфологія та властивості різних фаз на мікроскопічному рівні значною мірою визначають макроскопічну поведінку матеріалів.

Через обмежену розчинність окремих елементів у кристалічній решітці сталі при затвердінні розплаву відбувається збагачення залишкової рідини, в результаті чого відбувається утворення мікро- і макросегрегацій (ліквації, неоднорідності). Формування мікронеоднорідностей термодинамічно неминуче. Залежно від хімічного складу сталі, технологічних параметрів її розливки і геометричних розмірів безперервнолитої заготовки (БЛЗ) або зливка, утворення ліквації буде відбуватися з різною інтенсивністю. При подальшій обробці мікросегрегації впливають на фазові перетворення і можуть призводити до неоднорідної мікроструктури. Знання принципів утворення ліквації необхідне для визначення подальших режимів деформаційної і термічної обробки не тільки БЛЗ або зливків, а й кінцевої продукції.

Аналіз досліджень і публікацій

Незважаючи на те, що використання певних режимів термічної обробки дозволяє досягти видимої

© Бабаченко О. І., Балаханова Т. В., Сафронова О. А., Кононенко Г. А., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-1

однорідної кінцевої структури (що насправді досить складно реалізувати на практиці) [1, 2], хімічна неоднорідність зберігається в готовому продукті і може негативно позначитися при подальшому оброблянні, в тому числі при шліфуванні, піскоструминному обробленні, нанесенні покриття.

Сегрегацію можна описати [3]. За допомогою ефективного коефіцієнта розподілу, який характеризує хімічну неоднорідність того чи іншого хімічного елемента, тобто співвідношення максимальної і мінімальної його концентрації.

$$K_{eff} = C_{Dendrit} / C_{Interdendrit}, \quad (1)$$

де $C_{Dendrit}$ – концентрація всередині дендритів, а $C_{Interdendrit}$ – концентрація між дендритами.

При $K_{eff} < 1$ сегрегація позитивна, а при $K_{eff} > 1$ сегрегация негативна. Склад осей дендритів по довжині та за перерізом практично постійний [4].

Майже всі присутні в сталі хімічні елементи позитивно сегрегують, тобто накопичуються в рідкому розплаві. Важливими винятками на думку авторів [3] є Si, Al (приблизно до 3 %), Cu, Ni та Co, які сегрегують негативно.

Як відомо, кристалізація сталі в реальних умовах виробництва відбувається з утворенням дендритної структури. Мікросегрегації являють собою ніщо інше як відмінності в концентрації хімічних елементів всередині та довкола дендритних областей [5].

Однак у роботі, проведеній на вуглецевих сталях [6] однозначно показано, що спостерігається позитивна ліквація Si. Слід зазначити, що визначення ефективного коефіцієнта розподілу, що характеризує неоднорідність розташування елементів саме при кристалізації сталі є ускладненим, оскільки має місце певний ступінь дифузії в аустенітному стані для кожного хімічного елемента. Крім цього, в аустенітному стані можливе утворення неметалевих включень, які викликають локальне зниження або підвищення даного параметра.

Іншою характеристикою дендритної структури служить оцінка геометричних розмірів дендритів, які утворюються. Їх часто визначають як відстань між відгалуженнями вторинних дендритів (λ_D, яка найчастіше вимірюється у мкм). Всі параметри, що описують дендритну будову зливку або БЛЗ істотно залежать від швидкості кристалізації, хімічного складу та інших умов затвердіння, зокрема зовнішнього впливу. Це твердження справедливе і для низьколегованої сталі.

Найбільша позитивна (пряма ліквація) спостерігалася при переході від стовпчатої кристалізації до рівноосної, а також у центральних ділянках. Тому для отримання однорідного розподілу значень концентрації за перерізом БЛЗ пріоритетним буде формування стовпчастої дендритної структури або комбінації стовпчастої дендритної і рівноосної дендритної структур. При цьому температура перегріву повинна становити не менше 20 °С.

Зустрічається і протилежна думка авторів, результати роботи яких викладені у [7], які визначили, що хімічна неоднорідність при невеликому перегріві підвищується.

Морфологія дендритної структури і ступінь ліквації залежать не тільки від ступеня переохолодження, градієнту температурного поля і умов течії рідкого металу, а також від хімічного складу, а саме від градієнту концентрації розплаву. Дещо спрощуючи можна сказати, що для більшості сталей температури ліквідус і солідус знижуються зі збільшенням вмісту другого компонента в сплаві аж до точки евтектики. Таким чином, при затвердінні відбувається насичення розплаву легуючими і домішковими елементами.

Одночасна присутність декількох розчинених речовин на границі розподілу рідина – тверде тіло може вплинути на взаємодію кожного елемента на рухомій границі дендрит – розплав.

Показано, що чим більше в литій сталі Si і Mn, тим сильніше вони сегрегують, і тим частіше в такій сталі зустрічаються структурні аномалії, приймаючи статус швидше закономірних, ніж випадкових явищ.

Автори робіт [8–10] вказують на значний вплив Mn на неоднорідність структури. Про істотну здатність Mn до ліквації зазначено і в роботі [18], при цьому стверджується, що C, який є елементом, що добре дифундує, розподіляється досить рівномірно. І, попри вагомий вплив Mn на макро- та мікроліквацію, велика кількість авторів зазначає низьку здатність до ліквації у вуглецевій конструкційній сталі C та Mn, у порівнянні з P та S [11–12].

Однак сегрегація Mn на границі розподілу може впливати на сегрегацію Si за допомогою взаємодії двох розчинених речовин, тобто пов'язаного ефекту опору розчиненої речовини. Оскільки між Mn і Si виникає притягувальна взаємодія, то саме присутність одного з них може підвищувати рівні сегрегації іншого, загальний ефект опору розчиненої речовини може бути більше, ніж сума опору розчиненої речовини, очікувана від кожного елемента окремо [13].

У роботі, автори якої досліджували атомну взаємодію між Si і Mn при евтектоїдному перетворенні у високовуглецевій перлітній сталі [14], показано що міжфазна сегрегація атомів Mn і Si в основному є причиною недостатньої дифузії і високого ступеня гібридизації орбіталей атомів Fe, Mn, Si і C. Крім того, коефіцієнт розподілу Mn в сталі з високим вмістом Si був вище, ніж у сталі з низьким вмістом Si, що призводило до більш високого коефіцієнту ліквації. Розрахунки електронної структури показали, що збагачення Si феритної фази сприяє відтисканню Mn в цементитну фазу через значну силу відштовхування між Mn і Si на перлітній границі розділу. При дослідженні нерівноважної кристалізації сплавів Fe-Al-Mn-Si-C [15] було проведено моделювання для встановлення закономірностей поведінки сталей з високим змістом Al, Mn та Si при затвердінні залежно від їх складу і швидкості охолодження. Мікросегрегація Mn в аустеніті набагато сильніша, ніж Si і Al, проте автори використовували припущення, що дифузія розчинених речовин не залежить від хімічного впливу інших розчинених речовин. Показано, що збільшення вмісту

© Бабаченко О. І., Балаханова Т. В., Сафронова О. А., Кононенко Г. А., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-1

легувальних елементів Al і Si суттєво збільшує стабільність фериту в сплавах Fe-C. Очевидно, це позначається як на високотемпературних властивостях сплаву, так і на процесі розпаду аустеніту при більш низьких температурах. Показано [15], що легування Mn знижує, а легування Si збільшує активність C в аустеніті. Це підтверджує поширене твердження про те, що взаємодії атомів C-Mn є притягувальними, а взаємодії атомів C-Si – відштовхувальними.

Для Si схильність до мікросегрегації, значно нижча, ніж для Mn. Частково це пов'язано з відштовхуючою взаємодією атомів C і Si в рідині, що перешкоджає збагаченню Si в мірі, порівнянній з Mn. Однак після утворення аустеніту (вище солідуса) збагачення рідини Si знову прискорюється через низьку дифузійну здатність Si в аустеніті. Це призводить до більш високої концентрації Si в міждендритній області, навіть нижче солідуса, тоді як вміст Si все ще відносно низький на деякій відстані.

Як ми бачимо з огляду сучасної літератури на формування структурної та зеренної нерівномірності впливає досить велика кількість факторів, серед яких передусім вирізняються особливості впливу співвідношення елементів, які по різному стабілізують α- та γ- фази, вміст C та наявність, вид неметалевих включень, особливо вкрай малого розміру. При цьому залишається нерозкритим питання про спільний вплив вмісту та співвідношення Si і Mn.

Мета роботи

Метою даної роботи було дослідження впливу різної загальної концентрації та співвідношення вмісту Si і Mn на дендритну структуру і ліквацийну неоднорідність литої вуглецевої сталі, та її трансформацію після гарячої пластичної деформації.

Матеріали та методи

Для визначення впливу зміни хімічного складу вуглецевої сталі, яка призначена для виготовлення залізничних осей на особливості формування феритоперлітної неоднорідності та різнозернистості, а також визначення основних механізмів, були виготовлені дослідні зливки зі змінюваним хімічним складом в межах марочного для трьох марок сталі, призначених для виготовлення залізничних осей.

Всі дослідні зливки були відлиті в лабораторних умовах зі сталей, які використовуються для виготовлення залізничних осей – сталей марок ОС за ДСТУ 31334, F за AAR M 101 і EA1N за EN 13261. Окрему увагу приділили співвідношенню вмісту в сталі Si і Mn (табл. 1).

В зразках кожної комбінації хімічного складу та марки сталі досліджували особливості морфології дендритної структури в литому стані та після гарячої пластичної деформації. Всі досліджені зливки були продеформовані. Температура деформації становила 1150 °C. Ступінь деформації осадженням становила 50 %.

Аналіз дендритної структури проводили після травлення в гарячому розчині пікрата натрію. Концентрація і режими травлення були спеціально підібрані для більш контрастного виявлення дендритної структури сталі зазначених марок. Необхідно уточнити, що як така дендритна структура дослідних зразків при кімнатній температурі відсутня. Те, що дозволяє виявити травлення в пікраті натрію – це є ліквацийною неоднорідністю Si і домішкових елементів. За розташуванням ліквацийних ділянок і на підставі підтверджених фактів про збереження основного ліквацийного фону і робили висновок про формування первинної структури. Тому на шліфі ми бачимо в першу чергу «сліди» дендритної структури. Але для зручності надалі в роботі для опису ліквацийної неоднорідності, особливостей виникнення первинної дендритної структури, її подальшої трансформації та впливу на формування кінцевої структури сталі, буде використовуватися просто термін – дендрити і дендритна структура.

Таблиця 1 – Хімічний склад дослідних плавок

№ п/п	Марка сталі	Вміст хімічних елементів, % мас.												
		C	Si	Mn	Mn/Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	V	Ti
1	EA1N (EN 13261)	0,36	0,34	0,63	1,85	0,019	0,025	0,03	0,02	0,003	0,031	0,03	0,002	0,001
2		0,39	0,3	0,86	2,87	0,018	0,026	0,03	0,02	0,003	0,017	0,03	0,001	0,001
3		0,41	0,27	0,89	3,3	0,02	0,029	0,03	0,03	0,003	0,033	0,03	0,001	0,003
4		0,39	0,12	0,6	5	0,021	0,024	0,03	0,02	0,003	0,0005	0,03	0,001	0,0005
5	ОС (ДСТУ 31334)	0,52	0,42	0,69	1,64	0,012	0,006	0,06	0,09	0,009	0,032	0,14	0,003	0,002
8		0,45	0,35	0,95	2,71	0,019	0,037	0,03	0,03	0,001	0,022	0,03	0,002	0,001
9		0,49	0,22	0,95	4,32	0,021	0,032	0,03	0,03	0,003	0,022	0,03	0,002	0,001
10	F (AAR M 101)	0,52	0,47	0,77	1,63	0,014	0,006	0,06	0,09	0,01	0,051	0,14	0,003	0,002
12		0,59	0,31	0,73	2,35	0,009	0,004	0,06	0,09	0,008	0,011	0,14	0,003	0,003
13		0,57	0,18	0,61	3,38	0,013	0,004	0,05	0,08	0,008	0,043	0,14	0,004	0,001
14		0,59	0,31	1,08	3,48	0,026	0,03	0,03	0,03	0,002	0,043	0,03	0,002	0,001
16		0,55	0,16	0,63	3,94	0,021	0,029	0,03	0,03	0,003	0,002	0,03	0,001	0,0004

© Бабаченко О. І., Балаханова Т. В., Сафронова О. А., Кононенко Г. А., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-1

Зеренну структуру зразків досліджували після травлення шліфів в 4 % спиртовому розчині азотної кислоти.

Результати та їх обговорення

У всіх досліджених зливках найбільш протяжною і позбавленою дефектів, які можуть викликати істотну похибку при оцінці дендритної структури, виявилася зона стовпчастої кристалізації, вона і була прийнята основною для співставлення впливу хімічного складу на особливості структуроутворення.

Твердість міждендритних ділянок очікувано дещо перевищує твердість дендритних гілок. Однак особливий інтерес представляють місця стику гілок другого і третього порядку. Тут відбувається значне зниження твердості, не зважаючи на те, що тут концентрується найбільша кількість ліквуючих елементів, в тому числі Si і Mn, і очікувана мікротвердість навпаки повинна бути вище.

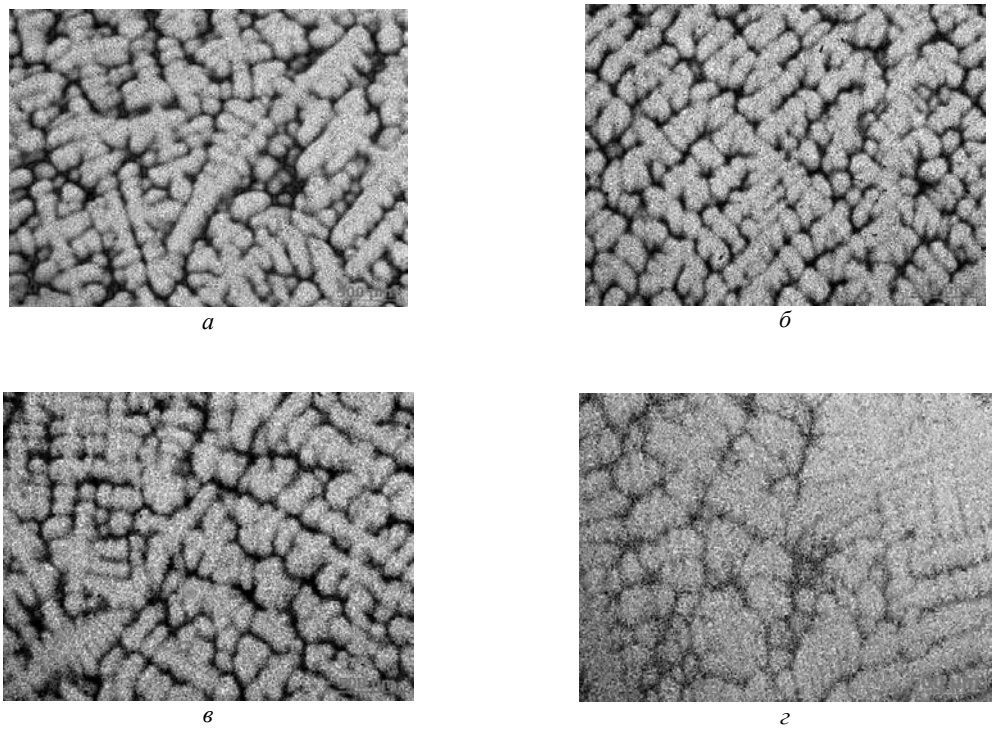
Знижену мікротвердість можна пояснити ймовірним «відтягуванням» Mn і Si в утворення найдрібніших оксидних і сульфідних включень і утворенням в цих місцях мікрозон чистого фериту і також наявність пористості, яка, можливо, стала додатковим фактором зниження твердості.

Встановлено істотний вплив загальної розкисненості і вмісту S в сталі на формування неоднорідності мікротвердості за перерізом зливка осьової сталі і мікронеоднорідність структури окремих ділянок.

Дослідження морфології дендритної структури, а саме її геометричних параметрів досліджених сталей показало наступне. У сталі марки EA1N при співвідношенні Mn до Si більше п’яти спостерігалася зміна морфології дендритної структури (рис. 1). При цьому середні розміри міждендритної відстані не змінилися. Дендритна структура з високим значенням співвідношення Mn до Si характеризується нерівномірним розміром дендритних осередків та більш округлою формою дендритних гілок (комірками). Стовпчаста спрямованість менше виражена. Розташування мікроліквацийних ділянок неоднорідне, часто зустрічається мікроскупчення лікватів.

На рисунку 4 показано зміну щільності вихідної дендритної структури після гарячої пластичної деформації в залежності від марки сталі для залізничних осей по перерізу зливка. Основна їх відмінність полягає насамперед у кількості С в сталі. І тільки сталь марки EA1N характеризується підвищеним вмістом Mn. Розміри зливків, співвідношення основних легуючих, а також домішкових елементів мали близькі значення.

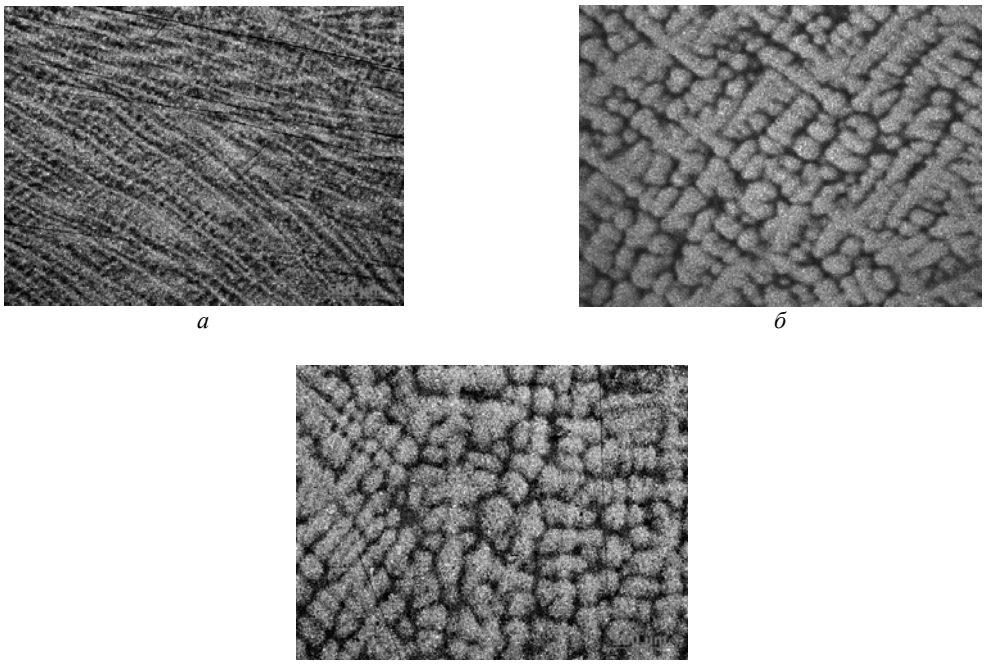
Встановлено, що щільність дендритної структури литих зразків приблизно однакова. Після деформації найбільш пророблюваними виявилися центральні зони. Ступінь пророблення збільшується з підвищенням вмісту С.



а *б* *в* *г*

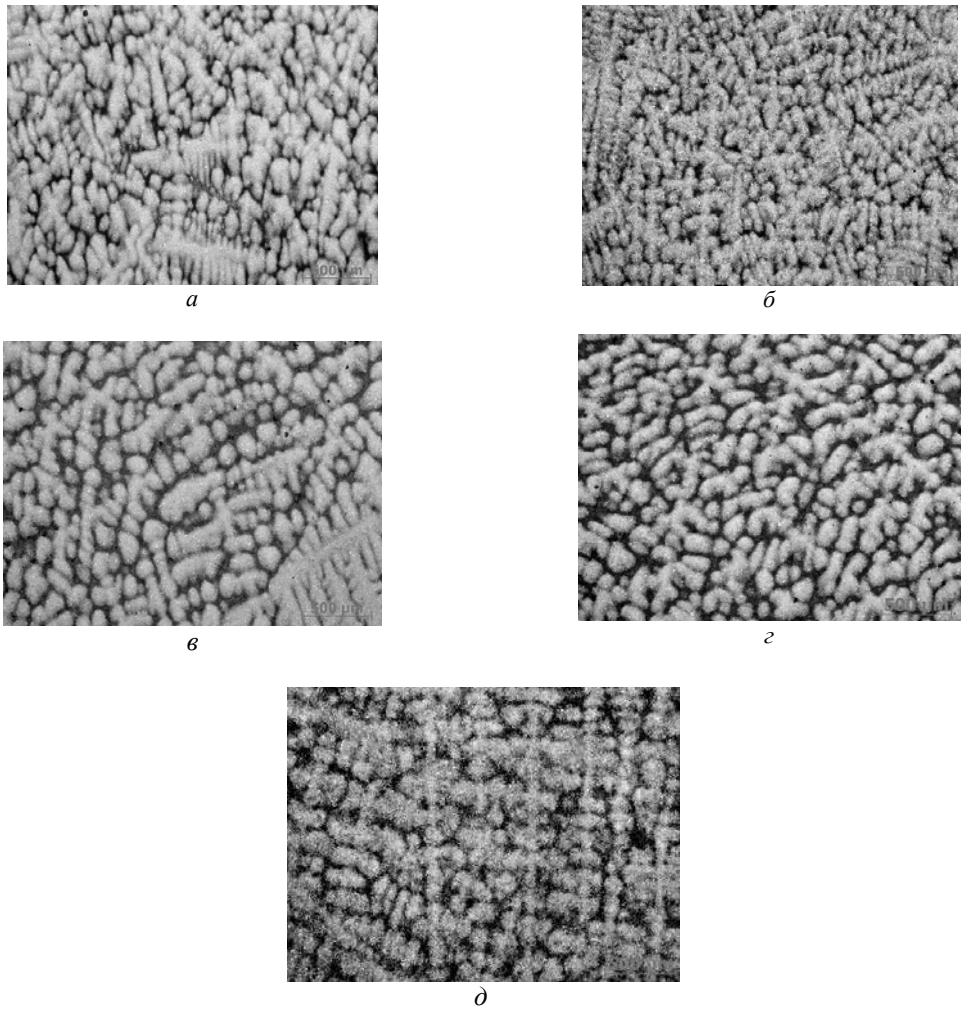
Рис. 1. Дендритна структура дослідних зливків зі сталі марки EA1N з різним співвідношенням вмісту Mn та Si: *а* – Mn/Si = 1,85, *б* – Mn/Si = 2,87, *в* – Mn/Si = 3,3, *г* – Mn/Si = 5, × 50

© Бабаченко О. І., Балаханова Т. В., Сафронова О. А., Кононенко Г. А., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-1



а *б* *в*

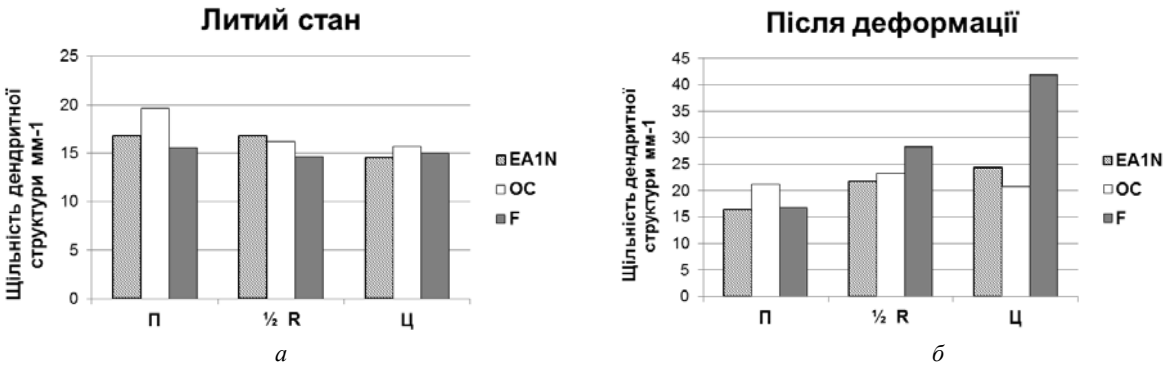
Рис. 2. Дендритна структура дослідних зливків зі сталі марки ОС з різним співвідношенням вмісту Mn та Si: *а* – Mn/Si = 1,64, *б* – Mn/Si = 2,71, *в* – Mn/Si = 4,32, × 50



а *б* *в* *г* *д*

Рис. 3. Дендритна структура дослідних зливків зі сталі марки F з різним співвідношенням вмісту Mn та Si: *а* – Mn/Si = 1,63, *б* – Mn/Si = 1,93, *в* – Mn/Si = 3,38, *г* – Mn/Si = 3,48, *д* – 3,94, × 50

© Бабаченко О. І., Балаханова Т. В., Сафронова О. А., Кононенко Г. А., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-1



а *б*

Рис. 4. Щільність дендритної структури дослідних зливків сталі: *а* – литий стан, *б* – після деформації.

Висновки

Встановлено істотний вплив спільної розкисненості на формування неоднорідності мікротвердості за перерізом зливка осьової сталі і мікронеоднорідність структури окремих ділянок.

Дендритна структура з високим значенням співвідношення Mn до Si характеризується нерівномірним розміром дендритних осередків та більш округлою формою дендритних гілок (комірками), збільшенням щільності дендритів на ділянці стовпчастої кристалізації.

Застосування методу оцінки інтенсивності деформаційного прооброблення за ступенем ущільнення дендритної структури повинен проводиться тільки в сталях, що мають якомога ближчі значення вмісту легуючих і домішкових елементів.

Список літератури

1. Verhoeven J. D. A review of microsegregation induced banding phenomena in steels/ J. D. Verhoeven / Verhoeven J. D. // Journal of materials engineering and performance. – 2000. – 9(3). – P. 286–296.

2. Блантер М. Е. Теория термической обработки / Блантер М. Е. – М. : Металлургия, 1984. – 328 с.

3. Hunkel M. Segregations in Steels during Heat Treatment-A Consideration along the Process Chain / M. Hunkel // HTM Journal of Heat Treatment and Materials. – 2021. – 76(2). – P. 79–104. https://doi.org/10.1515/htm-2020-0006

4. Голиков И. Н. Дендритная ликвация в стали / Голиков И. Н. – М. : Металлургия. – 1953. – 206 с.

5. Голиков И. Н. Дендритная ликвация в сталях и сплавах / Голиков И. Н., Масленков С. Б. – М. : Металлургия. – 1977. – 224 с.

6. Микроструктурные исследования формирования первичного зерна аустенита после кристаллизации углеродистой стали с 0,5–0,7%С / А. Ю. Борисенко, А. А. Кононенко, А. И. Бабаченко, Л. Д. Науменко // Доповіді Національної Академії наук України. – 2010. – №9. – С. 70–76.

7. Chen Q. (2021). Examination of dendritic growth and microsegregation during solidification of Al-Li binary alloy using the phase-field simulation coupling CALPHAD data / Q. Chen, L. Zhang, S. Tang, and etc. // Calphad. – 2021. – 74. – 102271 p.

8. Réger M. Centerline inhomogeneity of flat products / M. Réger, E.R. Fábián, T. László // IOP Conference Series Materials Science and Engineering (16–17 May 2019, Iasi, Romania). – 2019. – P. 1–11. DOI: 10.1088/1757-899X/572/1/012036

9. Hidalgo J. Fracture mechanisms and microstructure in a medium Mn quenching and partitioning steel exhibiting macrosegregation / J. Hidalgo, C. Celada-Casero, M.J. Santofimia // Materials Science and Engineering. – 2019. – P. 766–777. https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.03.055

10. Al Gahtani M. S. Formation of micro-structural banding in hot-rolled medium-carbon steel / M. S. Al Gahtani // School of Mechanical, Materials and Mechatronics Engineering. – 2015. – 190 p.

11. Zeng Q. Analysis of Micro-Segregation of Solute Elements on the Central Cracking of Continuously Cast Bloom / Q. Zeng, C. Xiao, J. Li // Metals. – 2021. – 11(3). – P.1–10. https://doi.org/10.3390/met11030382

12. Ghosh A. Segregation in cast products / A. Ghosh // Sadhana. – 2001. – 26(1). – P. 5–24.

13. Sun W. W. Coupled solute drag and transformation stasis during ferrite formation in Fe-C-Mn-Mo / W. W. Sun, H. S. Zurob, C. R. Hutchinson // Acta Materialia. – 2017. – 139. – P. 62–74.

14. Atomic interactions between Si and Mn during eutectoid transformation in high-carbon pearlitic steel / L. Huang, R. Zhang, Zhou X., Y. Tu, J. Jiang // Journal of Applied Physics. – 2019. – 126(24). – P. 245102.

15. Миеттинен Й. Термодинамические, кинетические и микроструктурные данные для моделирования затвердевания сплавов Fe-Al-Mn-Si-C / Й. Миеттинен, С. Коскенниска, В. В. Висури // Metall Mater Trans B. – 2020. – 51. – P. 2946–2962. https://doi.org/10.1007/s11663-020-01973-y

Одержано 08.06.2022

© Бабаченко О. І., Балаханова Т. В., Сафронова О. А., Кононенко Г. А., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-1

Babachenko O., Balakhanova T., Safronova O., Kononenko G. Study of the influence of the Si/Mn content ratio on the dendritic structure of steels for railway axles

Purpose. *Investigation of the effect of different total concentration and ratio of Si and Mn content on the dendritic structure and segregation inhomogeneity of cast carbon steel and its transformation after hot plastic deformation.*

Methods of research. *To determine the effect of the content of Si and Mn, experimental ingots with a variable chemical composition within the grade were made for three steel grades used for the manufacture of railway axles – grade OS according to DSTU 31334, F according to AAR M 101 and EA1N according to EN 13261. To determine the dendritic structure microstructural analysis was used after etching in sodium picrate.*

Results. *A comparative analysis of the microstructure of the experimental heats of steels with a variable chemical composition has been carried out. The ratio of content in steel Si and Mn in the cast state and after deformation is established. A significant effect of the total deoxidation in steel on the formation of microhardness inhomogeneity over the cross section of a carbon steel ingot and microinhomogeneity of the structure of individual sections is shown. It was found that after deformation, the central zones turned out to be the most worked out (especially for steel with a chemical composition within the EA1N grade, characterized by an increased content of Mn).*

Scientific novelty. *The study of the influence of fluctuations in the content of the basic elements of carbon steel leads to the development of ideas about the formation of a dendritic structure and segregation heterogeneity in railway axle steels.*

Practical value. *Knowledge of the principles of segregation formation is necessary to determine further modes of deformation and heat treatment not only for continuously cast billets or ingots, but also for final products.*

Key words: *carbon steels, railway axles, dendritic structure, chemical heterogeneity, deformation work out.*

© Бабаченко О. І., Балаханова Т. В., Сафронова О. А., Кононенко Г. А., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-1

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Глотка О. А. — канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: glotka-alexander@ukr.net*

Грешта В. Л. — канд. техн. наук, професор, ректор Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: greshta@zp.edu.ua*

Ольшанецький В. Ю. — д-р техн. наук, професор, зав. кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: olshan@zp.edu.ua*

ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА МОРФОЛОГІЮ І ТИП КАРБІДІВ В ЖАРОМІЦНОМУ НІКЕЛЕВОМУ СПЛАВІ

Мета роботи. *Полягає в оптимізації хімічного складу та морфології карбідів зварюваного жароміцного нікелевого сплаву шляхом зміни хімічного складу, що дозволяє збільшити експлуатаційні властивості корпусних деталей шляхом удосконалення форми та розмірів карбідної складової.*

Методи дослідження. *Моделювання процесів здійснювалось методом CALPHAD. Вихідними даними були хімічні склади модельних сплавів з різною концентрацією карбідоутворюючих елементів. Результатом обчислення були хімічні склади карбідів, що виділяються у відповідних системах. Експериментальні значення оброблялися методом найменших квадратів з отриманням кореляційних залежностей типу «параметр-властивість» та встановленням математичних рівнянь регресійних моделей, які оптимально описують ці залежності.*

Отримані результати*. Встановлено закономірності впливу хімічного складу металу на морфологію та тип карбідів. Показано, що залежно від введених хімічних елементів у системі можуть змінюватись типи карбідів та їх хімічний склад, що призводить до зменшення процесів тріщиноутворення у матеріалі. Показано, що зміна складу матеріалу впливає на форму, розмір та склад первинних карбідів.*

Наукова новизна*. Встановлені залежності багатокомпонентної системи Ni-22,5Cr-19Co-1,9Al-3,7Ti-2W-1,4Ta-1Nb-0,15C дозволяють визначати хімічний склад карбідів по хімічному складу сплаву. Це дає змогу змінювати типи карбідів, їх склад та морфологію, цим самим покращуючи механічні властивості матеріалу, на сам перед втомні та жароміцні характеристики.*

Практична цінність*. Запропоновано ефективне рішення по встановленню структурно-фазового стану жароміцних нікелевих сплавів шляхом оптимізації їх хімічного складу, що дало змогу підвищити експлуатаційні властивості матеріалу. Встановлені залежності можуть бути використані при оптимізації складу промислових жароміцних ливарних нікелевих сплавів та при розробці нових композицій.*

Ключові слова: *жароміцні нікелеві сплави, хімічний склад, морфологія, карбіди, критичні температури.*

Вступ

Карбіди типу MC утворюються в процесі кристалізації у вигляді дискретних частинок у міжзеренному та внутрішньозеренному просторі, а також у міждендритних областях рідини через сильну сегрегацію вуглецю, коли його кількість вище 0,05%, а також при температурах трохи нижче температури затвердіння сплаву. При карбідних реакціях сплавах є основним джерелом вуглецю. У порядку зменшення стабільності в жароміцних нікелевих сплавах карбіди розміщуються в ряді HfC, TaC, NbC, TiC [1–5]. Ці карбіди дуже стабільні при низьких температурах, але за більш високих температур мають тенденцію до перетворення (деградації) на вторинні карбіди різних типів.

Вплив карбідів має складний характер, розташовуючись за межами або всередині зерен вони виконують функцію, що модифікує, сприяючи перешкоджанню рекристалізації, атоми різних елементів можуть заміщати один одного в карбіді, тим самим змінюючи морфологію виділень. Форма карбідів значно впливає на пластичність ливарних жароміцних нікелевих сплавів, у разі утворення шрифтових виділень, вона значно нижча, ніж при утворенні сферичної форми. Розмір карбідів може впливати і на жароміцність [6–17]. Достатньо великі карбіди на межах зерен знижують опір повзучості та втоми сплавів унаслідок високої різниці модулів пружності карбідів та матриці. Також карбіди можуть руйнуватися в процесі термоциклювання (пуску та зупинки двигуна) внаслідок розтріскування [18–22].

Мета роботи полягає в оптимізації хімічного складу та морфології карбідів зварюваних жароміцних нікелевих сплавів шляхом зміни хімічного складу сплаву, що дозволить збільшити експлуатаційні властивості корпусних деталей.

© Глотка О. А., Грешта В. Л., Ольшанецький В. Ю., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-2

Матеріали і методика проведення досліджень

Моделювання процесів виділення карбідів за допомогою методу CALPHAD, дозволяє провести розрахункове прогнозування та порівняльну оцінку впливу легуючих елементів у карбідах. Розрахунки проводилися за кожним дослідженим складом індивідуально при покроковій зміні конкретного легуючого елемента за фіксованим складом багатокомпонентної системи.

В системі (Ni-22,5Cr-19Co-1,9Al-3,7Ti-2W-1,4Ta-1Nb-0,15C) діапазон варіювання елементами був обраний з міркувань максимальної та мінімальної кількості елемента, що вводиться в жароміцний нікелевий сплав (ЖНС). Таким чином, для дослідження були обрані карбідоутворюючі елементи в наступних діапазонах легування: вуглець 0,02–0,2 %; ніобій 0,1–4 %; титан 1–6 %; тантал 0,5–12 %, вольфрам 1–16 %, хром 1–35 % за масою.

Моделювання процесу кристалізації сплаву здійснювалося методом CALPHAD від температури рідкого стану (1600 °С) до кімнатної температури (20 °С) з температурним кроком 10 °С у всьому діапазоні, що дозволило визначити температурну послідовність виділення фаз у процесі кристалізації. Обчислення проводилися за вихідним хімічним складом сплаву з визначенням найбільш ймовірного виділення, кількості та типу карбідів у структурі, а також їх хімічного складу.

Результати досліджень та їх обговорення

Для сучасних газотурбінних двигунах необхідні матеріали з підвищеними експлуатаційними характеристиками, що мають збільшені міжремонтні інтервали та високі показники жароміцності і ремонтопридатності. Саме такі вимоги висуваються при проектуванні нових матеріалів для корпусних деталей безпілотних літальних апаратів та газотурбінних установок газоперекачувальної техніки. Властивості високотемпературних матеріалів забезпечуються стабільністю структурних складових у процесі експлуатації. Дуже важливим параметром проведення термічної обробки є температура карбідного ліквідусу, яка також впливає на температури експлуатації деталей. Встановлено, що зі збільшенням вмісту вуглецю у сплаві спостерігається зростання температури карбідного ліквідусу t_L та кількості карбідів у складі сплаву (рис. 1). Це призводить до погіршення експлуатаційних та ремонтних властивостей матеріалу внаслідок утворення грубих включень карбідних складових. Слід враховувати вищезазначену особливість та вибирати раціональні межі легування, що лежать у межах 0,1–0,15 % вуглецю.

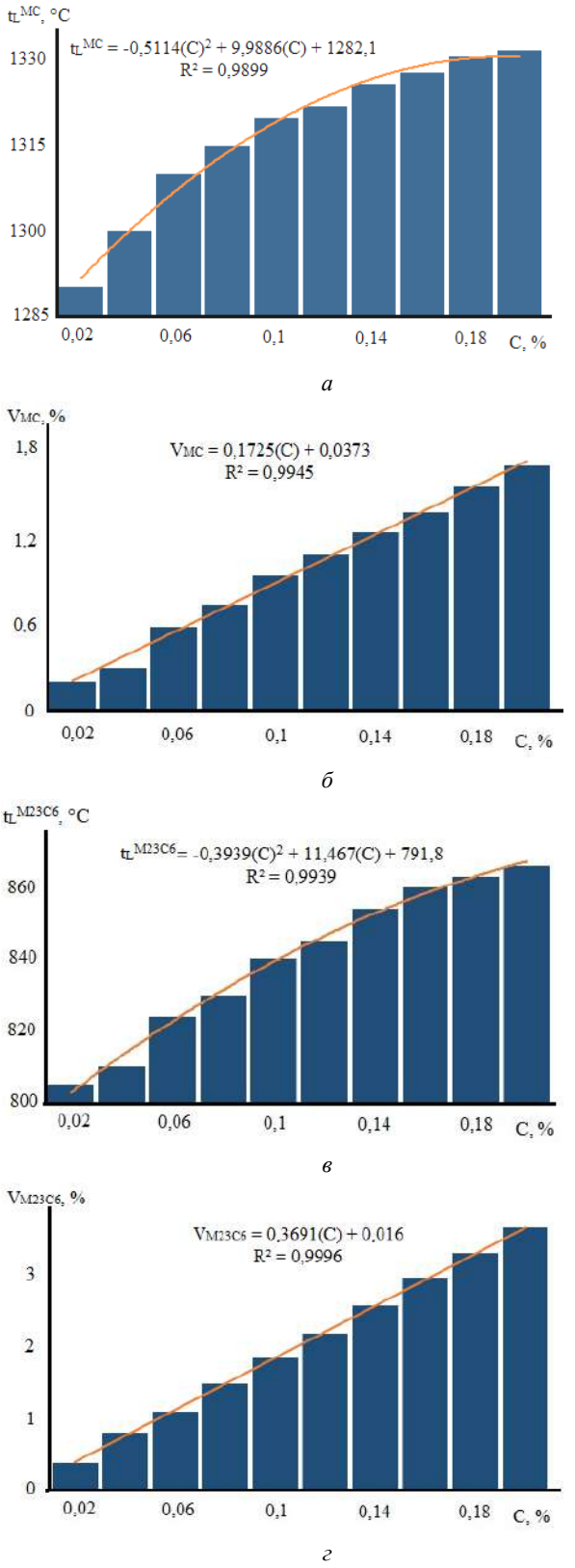


Рис. 1. Температурні залежності розчинення (виділення) карбідів типу MC (*а*) та M23C6(*б*), а також кількість карбідів MC (*в*) та M23C6(*г*) від вмісту вуглецю у складі сплаву

© Глотка О. А., Грешта В. Л., Ольшанецький В. Ю., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-2

Температура карбідного ліквідусу знижується зі збільшенням вмісту титану в металі (рис. 2*а*), це з виділенням зміною складу карбіду (рис. 2*б*). Так, при концентрації титану в сплаві більше 3 %, його кількість починає переважати в карбіді над кількістю ніобію, а при концентрації більше 5,5 % і над кількістю танталу. Перетворення складу карбідів підпорядковується лінійним законам і описується відповідними математичними залежностями, які у таблиці 1. Зміни складу карбідів призводить до зміни їх морфології. Карбіди типу TiC виділяються у міждендритних просторах і мають шрифтову форму, яка негативно впливає на властивості сплаву, тому необхідно обмежувати легування та не допускати їх виділення. У досліджуваній композиції вміст титану має бути більше 5,5 %.

Зростання температури карбідного ліквідусу t_L зі збільшенням кількості танталу в металі, пов'язується з утворенням карбідів TaC вже при концентрації понад 1 % танталу (рис. 3). Перехід карбіду MC у карбід на основі танталу призводить до збільшення міжатомних зв'язків, що сприяє зростанню температури розчинення (виділення) карбіду. Однак при 2 % танталу у складі з'являється топологічно щільнопакована η-фаза (61,3Ni-15,4Co-13,7Ti-4,8Nb-2,34Ta-2,08Al-0,29Cr), що необхідно враховувати при модернізації сплаву. Так само, при 7 % танталу у сплаві вироджуються карбіди типу $M_{23}C_6$ і це негативно впливає на зернограничну повзучість за температури експлуатації. Введення танталу змінює морфологію карбіду MC на огранену неправильну форму.

Введення у складнолеговану композицію ніобію призводить до зниження температури карбідного ліквідусу при концентрації 2,5–3 % (рис. 4). У цьому діапазоні легування спостерігається поява η- фази, після утворення якої відбувається підвищення t_L, і навіть зміна основи карбіду на NbC. Карбід ніобію має не високу температуру ліквідус, вона не набагато нижче, ніж карбіду TaC і значно нижче, ніж у TiC, таким чином, потрібно прагнути не до утворення монокарбідів на основі одного елементу, а до утворення складних карбідів, в основі яких лежить не один елемент.

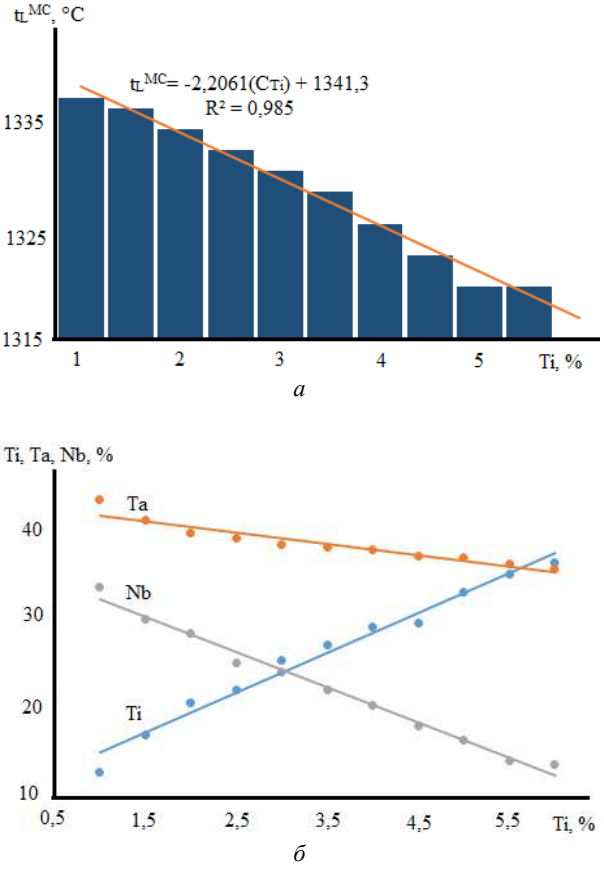


Рис. 2. Температурна залежність розчинення карбідів типу MC (*а*) та кількість танталу, титану та вольфраму в MC карбіді *(б)* від вмісту титану у складі сплаву

Таблиця 1 – Залежності вмісту легувальних елементів у карбідах від вмісту елементів у сплаві

Легувальний елемент	Залежності вмісті елементів в карбіді, % мас
Ta	$C_{Ta} = -0{,}7425(C_{Ta}$ в сплаві$)^2 + 13{,}919(C_{Ta}$ в сплаві$) + 13{,}708$, $R^2 = 0{,}9541$; $C_{Ti} = 0{,}388(C_{Ta}$ в сплаві$)^2 - 7{,}0591(C_{Ta}$ в сплаві$) + 39{,}156$, $R^2 = 0{,}9638$; $C_{Nb} = 0{,}2588(C_{Ta}$ в сплаві$)^2 - 4{,}7618(C_{Ta}$ в сплаві$) + 28{,}039$, $R^2 = 0{,}9552$.
Ti	$C_{Ta} = -1{,}28(C_{Ti}$ в сплаві$) + 42{,}898$, $R^2 = 0{,}899$; $C_{Ti} = 4{,}4782(C_{Ti}$ в сплаві$) + 10{,}454$, $R^2 = 0{,}9789$; $C_{Nb} = -3{,}95(C_{Ti}$ в сплаві$) + 36{,}12$, $R^2 = 0{,}988$.
Nb	$C_{Nb} = 13{,}038(C_{Nb}$ в сплаві$) + 6{,}0995$, $R^2 = 0{,}9728$; $C_{Ta} = -5{,}253(C_{Nb}$ в сплаві$) + 43{,}374$, $R^2 = 0{,}9866$; $C_{Ti} = -6{,}8196(C_{Nb}$ в сплаві$) + 35{,}929$, $R^2 = 0{,}9619$.
W	$C_{Cr} = 0{,}1236(C_W$ в сплаві$)^2 - 2{,}7352(C_W$ в сплаві$) + 84{,}886$, $R^2 = 0{,}9138$ $C_W = -0{,}1478\ (C_W$ в сплаві $)^2 + 3{,}3042\ (C_W$ в сплаві$) + 2{,}8098$, $R^2 = 0{,}9374$

© Глотка О. А., Грешта В. Л., Ольшанецький В. Ю., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-2

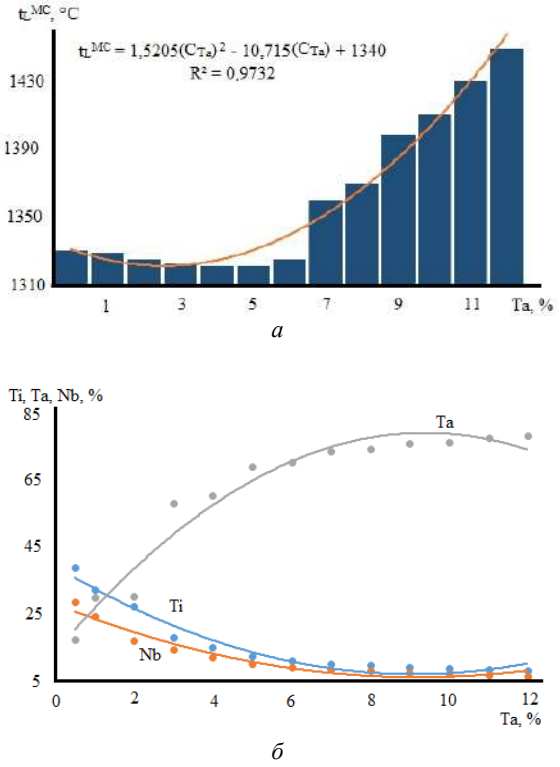


Рис. 3. Температурна залежність розчинення карбідів типу MC (*а*) та кількості танталу, титану та ніобію в карбіді MC (*б*) від вмісту танталу в сплаві

Введення у складнолеговану композицію ніобію призводить до зниження температури карбідного ліквідусу при концентрації 2,5–3 % (рис. 4). У цьому діапазоні легування спостерігається поява η- фази, після утворення якої відбувається підвищення t_L, і навіть зміна основи карбіду на NbC. Карбід ніобію має не високу температуру ліквідус, вона не набагато нижче, ніж карбіду TaC і значно нижче, ніж у TiC, таким чином, потрібно прагнути не до утворення монокарбідів на основі одного елементу, а до утворення складних карбідів, в основі яких лежить не один елемент.

Хром є елементом, що впливає на утворення вторинних карбідів, він підвищує температуру розчинення (виділення) карбідів. Встановлено, що карбіди типу $M_{23}C_6$ починають виділятись з твердого розчину при концентрації 17 % хрому (рис. 5), що описується параболічною залежністю. Склад карбідів практично не змінюється зі збільшенням хрому в сплаві і становить 80,5Cr-8,5W-4Co-2Ni. Однак при 31 % Cr у сплаві утворюється фаза BCC (твердий розчин на основі хрому), який знижує механічні властивості.

Збільшення вольфраму у складі сплаву призводить до зниження температури карбідного ліквідусу при концентрації більше 6 % (рис. 6), така поведінка пов'язана з утворенням σ- фази, кристалічна решітка якої близька до $M_{23}C_6$, із співвідношенням розмірних параметрів $c/0{,}52 \approx a$ і концентрацією хрому 52 %. Поява зазначеної фази впливає на термодинаміку процесів у сплаві та знижує показники жароміцності матеріалу. Також при перебільшенні 8 %W у сплаві утворюється μ- фаза, кристалічна решітка якої наближається до M_6C, за схожим механізмом з σ- фазою, що також знижує механічні властивості.

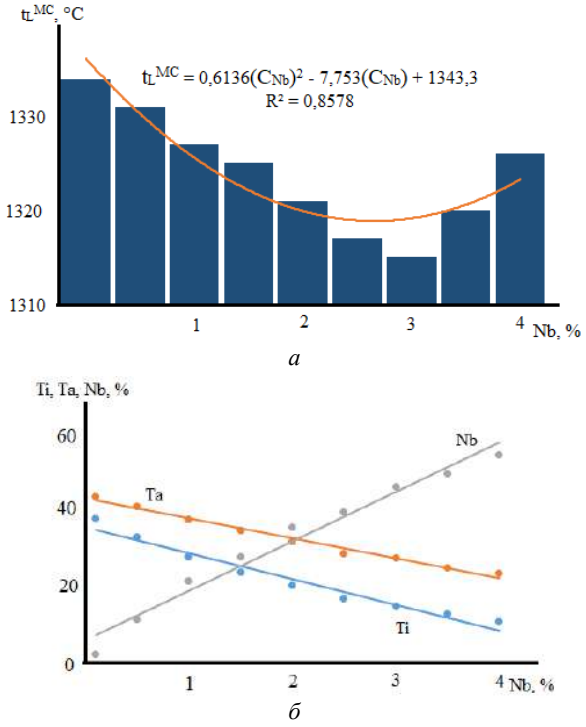


Рис. 4. Температурна залежність розчинення карбідів типу MC (*а*) та кількості танталу, титану та ніобію в карбіді MC (*б*) від вмісту ніобію в сплаві

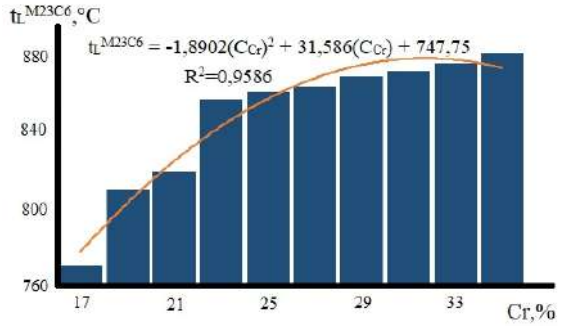
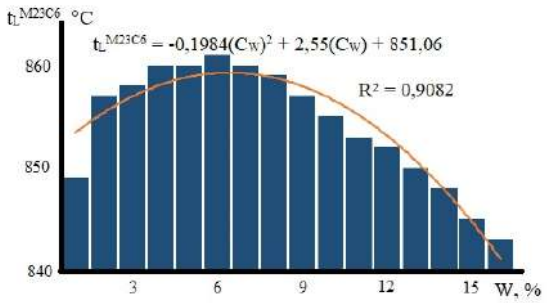


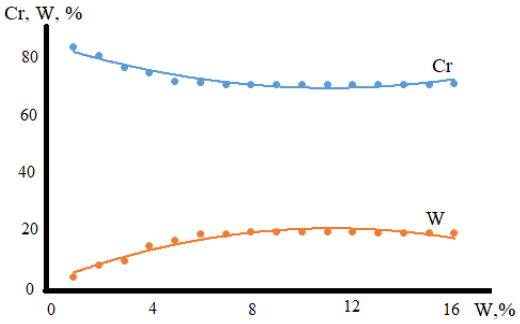
Рис. 5. Температурні залежності розчинення (виділення) карбідів типу M23C6(б) від вмісту хрому у складі сплаву

Таким чином, отримані дані дають змогу регулювати процесами виділенням фаз завдяки змінам хімічного складу сплаву. Це дає змогу підвищити властивості матеріалу в наслідок усунення негативного впливу первинних карбідів, які не можливо усунути термічною обробкою. Та отримати сприятливу форму і тип вторинних карбідів в структурах жароміцних нікелевих сплавів.

© Глотка О. А., Грешта В. Л., Ольшанецький В. Ю., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-2



а



б

Рис. 6. Температурна залежність розчинення карбідів типу M23C6 (*а*) та кількості хрому та вольфраму в карбіді M23C6 (*б*) від вмісту вольфраму в сплаві

Висновки

1. Виходячи з сучасних уявлень про концепцію фазоутворення в жароміцних нікелевих сплавах, карбіди є невід'ємною частиною системи, які впливають на властивості і вимагають коригування складу. Встановлено закономірності впливу хімічного складу сплаву на морфологію та тип карбідів. Показано, що залежно від введених хімічних елементів у системі можуть змінюватись типи карбідів та їх хімічний склад, що призводить до зменшення процесів тріщиноутворення у матеріалах.

2. Встановлено математичні залежності, за якими можна визначати температуру ліквідусу карбідів, що дозволяє оптимізувати режими термічної обробки для отримання оптимальної структури сплавів.

3. Встановлено, що при збільшенні концентрації титану більше 5,5 % утворюється η- фаза, а карбіди типу MC набувають шрифтової форми, яка знижує тріщиностійкість матеріалу. Також, η- фаза утворюється при концентрації понад 2 % Та в сплаві, а вже за 7 % відбувається виродження карбідів типу $M_{23}C_6$, що негативно впливає на зернограничну повзучість. Введення більше 2,5 %Nb призводить до утворення ТЩП фази та зниження характеристик жароміцності матеріалу.

Список використаної літератури

1. Chao-Nan Wei The effects of carbon content on the microstructure and elevated temperature tensile strength of a nickel-base superalloy / Chao-Nan Wei , Hui-Yun Bor, Li Chang// Materials Science and Engineering A. – 2010. – Vol. 527. – P. 41–3747. doi:10.1016/j.msea.2010.03.053

2. B. G. Choi MC Carbide Decomposition during Thermal Exposure of Polycrystalline Ni-Base Superalloys / B. G. Choi // Solid State Phenomena. – 2007. – Vol. 124–26. – P. 1505–1508.

https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.124-126.1505

3. EBSD study of dissimilar transient liquid phase joining of duplex stainless steel SAF 2205 to nickel-based superalloy IN X-750. Weld World (2021) / Baharzadeh, E., Shamanian, M., Rafiei, M. et al. https://doi.org/10.1007/s40194-020-01039-2

4. High-Temperature Salt Corrosion of a Heat-Resistant Nickel Alloy. Mater Sci 56, 432–440 (2020) / Kvasnytska, Y.H., Ivaskevych, L.M., Balytskyi, O.I. et al. https://doi.org/10.1007/s11003-020-00447-5

5. Development of Corrosion and Heat-Resistant Nickel Alloys and their Production Technology with the Aim of Import Substitution. Power Technol Eng 54, 225–231 (2020) / Min P.G., Sidorov V.V., Vadeev V.E. et al. https://doi.org/10.1007/s10749-020-01195-x

6. Mechanistic force modeling in finish face milling of additively manufactured Inconel 625 nickel-based alloy. Int J Adv Manuf Technol 111, 1535–1551 (2020). https://doi.org/10.1007/s00170-020-06222-9

7. Xiaobing Hu Atomic imaging of the interface between M23C6-type carbide and matrix in a long-term ageing polycrystalline Ni-based superalloy/ Xiaobing Hu, L.Z. Zhou, Y.L. Zhu // Philosophical Magazine Letters. - 2015. – N 95(4). – P. 237–244. DOI: 10.1080/09500839.2015.1039621

8. R Yonghua Characterization of M23C6 carbide precipitated at grain boundaries in a superalloy / R Yonghua, Hu Geng, G Yongxiang // Metallography. – 1989. – № 22(1). – P. 47-55. DOI: 10.1016/0026-0800(89)90021-9.

9. O.A. Glotka Distribution of Elements in Carbides of Multicomponent Superalloys, Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 42, No. 6: 869–884 (2020) (in Russian) / O. A. Glotka and S. V. Haiduk https://doi.org/10.15407/mfint.42.06.0869

10. Coherency strain and precipitation kinetics: Crystalline and amorphous nitride formation in ternary Fe-Ti/Cr/V-Si alloys, Philosophical Magazine 94 (27), 3098-3119, 9, 2014 / B Schwarz, PJ Rossi, L Straßberger, F Jörg, SR Meka, E Bischoff https://doi.org/10.1080/14786435.2014.952258

11. Nitriding of iron-based ternary Fe-V-Si alloy: The precipitation process of separate nitrides Acta materialia 76, 394-403 / B Schwarz, SR Meka, RE Schacherl et al. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.05.017

12. Effects of Strain Rate and Temperature on Tensile Properties, Deformation and Dynamic Strain Ageing Behavior of Ni-Base Superalloy Superni 263. INAE Lett 4, 241–250 (2019) Jadav, J., Rajulapati, K.V., Bhanu Sankara Rao, K. et al. https://doi.org/10.1007/s41403-019-00083-9

13. Microstructure and homogenization process of as-cast GH4169D alloy for novel turbine disk. Int J Miner

© Глотка О. А., Грешта В. Л., Ольшанецький В. Ю., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-2

Metall Mater 26, 889–900 (2019) / Chen, K., Rui, Sy., Wang, F. et al. https://doi.org/10.1007/s12613-019-1802-0

14. Birosca S. Crystallographic Orientation Relationship with Geometrically Necessary Dislocation Accumulation During High-Temperature Deformation in RR1000 Nickel-Based Superalloy. Metall Mater Trans A 50, 534–539 (2019) / Birosca S. https://doi.org/10.1007/s11661-018-5036-y

15. Additive Manufacturing of Powdery Ni-Based Superalloys Mar-M-247 and CM 247 LC in Hybrid Laser Metal Deposition. Metall Mater Trans A 49, 3812–3830 (2018) / Seidel, A., Finaske, T., Straubel, A. et al. https://doi.org/10.1007/s11661-018-4777-y

16. Misfit-induced changes of lattice parameters in two-phase systems: coherent/incoherent precipitates in a matrix Mittemeijer Journal of applied crystallography 49 (1), 69-77, 2016 / M Akhlaghi, T Steiner, SR Meka, EJ https://doi.org/10.1107/S1600576715022608

17. Dependence of the nitriding rate of ferritic and austenitic substrates on the crystallographic orientation of surface grains; gaseous nitriding of Fe-Cr and Ni-Ti alloys Philosophical Magazine 95 (36), 4143-4160 6, 2015 / M Akhlaghi, M Jung, SR Meka et al. https://doi.org/10.1080/14786435.2015.1115906

18. Application of Plasma Spraying as a Precursor in the Synthesis of Oxidation-Resistant Coatings. J Therm Spray Tech 22, 992–1001 (2013) / Ritt P., Lu-Steffes O., Sakidja R. et al. https://doi.org/10.1007/s11666-013-9947-2

19. Glotka O. A. Modelling the composition of carbides in nickel-based superalloys of directional crystallization / Glotka O. A. // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering (2020) 102/1, 5–15. DOI: https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.6324

20. Glotka A.A. Distribution of Alloying Elements in the Structure of Heat-Resistant Nickel Alloys in Secondary Carbides. J Appl Spectrosc 87, 812–819 (2020) / Glotka, A.A., Gaiduk, S.V. https://doi.org/10.1007/s10812-020-01075-2

21. Evaluation of Microstructural Deterioration for a Directionally Solidified Ni-Based Superalloy by X-ray Computed Tomography. J. of Materi Eng and Perform (2021) / Avila-Davila, E.O., Palacios-Pineda, L.M., Canto-Escajadillo, F.O. et al. https://doi.org/10.1007/s11665-020-05377-6

22. Transformation Mechanism of ($\gamma + \gamma'$) and the Effect of Cooling Rate on the Final Solidification of U720Li Alloy. Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.) 30, 887–894 (2017) / Zhao, GD., Yang, GL., Liu, F. et al. https://doi.org/10.1007/s40195-017-0566-7

23. A Fast-Acting Method for Simulating Precipitation During Heat Treatment of Superalloy 718. Metall Mater Trans A 52, 483–499 (2021) / Semiatin, S.L., Tiley, J.S., Zhang, F. et al. https://doi.org/10.1007/s11661-020-06092-6

24. The Effects of Chemistry Variations in New Nickel-Based Superalloys for Industrial Gas Turbine Applications. Metall Mater Trans A 51, 4902–4921 (2020) / Sulzer, S., Hasselqvist, M., Murakami, H. et al. https://doi.org/10.1007/s11661-020-05845-7

25. Role of script MC carbides on the tensile behavior of laser-welded fusion zone in DZ125L/IN718 joints at 650 °C. J Mater Sci 55, 13389–13397 (2020) / Liang, T., Wang, L., Liu, Y. et al.https://doi.org/10.1007/s10853-020-04931-w

Одержано 14.05.2022

Glotka O., Greshta V., Ol'shanetskii V. Regularities of influence of chemical composition on morphology and type of carbides in nickel-based superalloy

Purpose. *It consists in optimizing the chemical composition and morphology of carbides of the welded nickel-based superalloy by changing the chemical composition, which allows to increase the performance properties of body parts by improving the shape and size of the carbide component.*

Methods of research *Process modeling was performed by CALPHAD method. The initial data were the chemical compositions of model alloys with different concentrations of carbide-forming elements. The result of the calculation was the chemical compositions of carbides released in the respective systems. The experimental values were processed by the method of least squares to obtain correlation dependences of the "parameter-property" type and to establish mathematical equations of regression models that optimally describe these dependences.*

Results. *Regularities of influence of chemical composition of metal on morphology and type of carbides are established. It is shown that depending on the introduced chemical elements in the system, the types of carbides and their chemical composition can change, which leads to a reduction of crack formation processes in the material. It is shown that the change in the composition of the material affects the shape, size and composition of the primary carbides.*

Scientific novelty. *The established dependences of the multicomponent system Ni-22,5Cr-19Co-1,9Al-3,7Ti-2W-1,4Ta-1Nb-0,15C allow to determine the chemical composition of carbides by the chemical composition of the alloy. This makes it possible to change the types of carbides, their composition and morphology, thereby improving the mechanical properties of the material, first of all the fatigue and heat-resistant characteristics.*

Practical value. *An effective solution for establishing the structural-phase state of nickel-based superalloys by optimizing their chemical composition, which allowed to improve the performance properties of the material. The established dependences can be used in optimizing the composition of industrial nickel-based superalloys and in the development of new compositions.*

Key words: *nickel-based superalloys, chemical composition, morphology, carbides, critical temperatures.*

© Глотка О. А., Грешта В. Л., Ольшанецький В. Ю., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-2

УДК УДК 669.1.017(975.8)

Мазур В. І. д-р техн. наук, професор, професор кафедри високотемпературних матеріалів та порошкової металургії Національного технічного університету України КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ, Україна, *e-mail: amico.ff@outlook.com*

ЕВТЕКТИЧНА КРИСТАЛІЗАЦІЯ Fe-C СПЛАВІВ ЗА УЧАСТЮ ЗАЦЕМЕНТИТНОГО КАРБІДУ

Мета роботи. *Дослідити особливості структуроутворення в білих чавунах за участю карбідів Fe_3C та Fe_7C_3.*

Методи дослідження. *Методом співставлення деталізованої мікроскопічної та теплової (ДСК) кінетики процесів плавлення та кристалізації визначити закономірності евтектичного перетворення в білих чавунах при значному переохолодженні рідкої фази.*

Мікроскопічний аналіз зразків на світловому мікроскопі Jenaphot 2000 фірми Carl Zeiss, термічний аналіз методом диференціальної скануючої калориметрії (DSC) на приладі STA 449C «Jupiter» (Netzsch Geratebau GmbH, Німеччина).

Отримані результати. *Показано, що евтектична кристалізація в білих чавунах за значних переохолоджень розплаву є складним процесом, який складається з декількох парціальних процесів кристалізації та синхронного розчину кристалічних фаз – аустеніту та двох метастабільних карбідів: Fe_3C та Fe_7C_3. В цілому кристалізація проходить за схемою $L \rightarrow L+ Fe_7C_3 +\gamma \rightarrow L+ Fe_7C_3 + \gamma + Fe_3C \rightarrow Fe_7C_3 +\gamma+ Fe_3C$. В результаті утворюються пластиноподібна евтектика $Fe_7C_3 +\gamma$ з аустенітною та ледебурит $\gamma+ Fe_3C$ з цементитною матрицею.*

Наукова новизна. *Досліджена мікроскопічна кінетика зародження та росту пластино подібної евтектики на базі метастабільного карбіду $Fe_7C_3 +\gamma$ та показана його стійкість при нормальних умовах. Запропоновано схему метастабільних фазових рівноваг за участю зацементитного карбіду Fe_7C_3 в системі $Fe\text{-}Fe_3C\text{-}Fe_7C_3$.*

Практична цінність*. Розроблено просту технологію термоциклічної обробки розплаву з метою генерації значного переохолодження, яке спричиняє утворення природного композиційного матеріалу з матрицею з перетвореного аустеніту та карбідними армуючими фазами.*

Ключові слова: *білі чавуни,пластиноподібна евтектика, зацементитний карбід, двоевтектична структура, ДСК, мікроскопічна кінетика,діаграма метастабільних фазових рівноваг з карбідом Fe_7C_3.*

Постановка проблеми

Білі чавуни зі структурою сотового ледебуриту успішно використовуються для ливарного виробництва деталей, що працюють в статичних умовах. Велика об'ємна частка твердої та міцної фази – цементиту – забезпечує матеріалу високу абразивну та гідроабразивну стійкість, твердість та певну міцність. Разом з тим ці дешеві сплави мають суттєвий недолік, який обмежує поширення їх застосування для виробів, що працюють в умовах ударно-абразивного (броневі плити, мелючі тіла для шарових млинів) або циклічного навантаження (робочі колеса пульпонасосів та інші деталі гірничого, металургійного обладнання, транспорту). Причина полягає в мікроструктурі ледебуритної евтектики як основної структурної складової білих чавунів: тріщина, що зародилася на поверхні деталі, швидко поширюється в твердій але відносно крихкий матричній фазі – цементиті. Це спричиняє локальне руйнування робочої поверхні або всієї деталі в цілому. Розуміння мікроскопічного механізму руйнування приводить до висновку – необхідно отримати інвертовану структру робочого матеріалу, тобто забезпечити кристалізацію евтектичної складової з міцною але пластичною матрицею армовану карбідними стрижнями. До таких матеріалів відносяться білі хромісті чавуни з аустенітною або перлітною матрицею та армуючою фазою з гексагонального карбіду $(Fe,Cr)_7C_3$, іноді з добавкою орторомбічного $(Fe,Cr)_3C$. Звісно, використання хрому як легуючого елементу в кількості від декількох до 30 мас. % з точки зору економіки та екології є небажаним.

Між тим розвиток теорії металургійної спадковості, зокрема теорії мікрогетерогенних розплавів, підказує ще один перспективний напрямок наукового пошуку. Він базується по-перше на експериментальних результатах відомого у 1950-х роках дослідника Е. Шайля, який виявив можливість формування в доевтектичних білих чавунах замість ледебуриту структурно іншої евтектики, яку при подальшому вивченні [1, 2] було названо пластиноподібною (plate-like). Відливки з цією евтектикою мали меньшу твердість ніж з ледебуритом (420 та 510 НВ відповідно) і, судячи по мікроструктурі, матрицю з перетвореного аустеніту. Це надало можливість припустити, що нові чавуни володіють високою тріщиностійстю.

© Мазур В. І., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-3

Разом з тим при отриманні відливок виявилось, що пластиноподібна евтектика формується при підвищенному переохолодженні розплаву і лише у доевтектичних чавунах. Але і тут 100 % структури з такою евтектикою отримано не було. Стало ясно, що проблема полягає у відсутності технології отримання високих переохолоджень розплаву.

Згідно з сучасною теорією мікрогетерогенних розплавів в системах з кристалічними фазами, що характеризуються гетеродесмічними міжатомними зв'язками, при плавленні і невелеких перегрівах утворюється суперпозиція кластерів як з остаточними спрямованими міжатомними зв'язками, так і з новими металізованими. Як свідчать результати рентгеноструктурних досліджень розплавів, а також вивчення впливу температури на їхні фізичні властивості (щільність, поверхневий натяг, текучість і т. і.) при подальшому перегріві при певних температурах параметри ближнього порядку розплавів (радіуси координаційних сфер та координаційні числа), а також їх властивості можуть стрибком змінюватися. Мікроструктура, механічні та інші службові властивості відливок, залитих при цих температурах, також змінюються стрибком. Встановлення конкретних закономірностей дає змогу керувати рівнем службових властивостей відливок при умові закладання в технологічну карту параметрів рідкофазної обробки розплавів.

Методика та матеріали

Базові сплави (табл. 1) готували методом сплавлення в високочастотній індукційній печі МВП-3м шихтових матеріалів: армко-заліза та електродного графіту. Плавки вели в алундових тиглях в атмосфері аргону. Розплав заливали у кварцеві труби внутрішнім діаметром 12 мм.

Отримані заготовки нарізали на довжину 35 мм, поміщали в алундові тиглі (h = 45 мм), які закладали у графітові тиглі з графітовою кришкою, яка мала отвір для термопари Pt-PtPh. Температуру перегріву контролювали оптичним пірометром. Після досягнення заданої температури індуктор відключали і фіксували криву термічного аналізу. Використовували один та декілька циклів «нагрів-охолодження». Термоциклювання певного зразку проводили з незмінною максимальною температурою перегріву, але для зразків наступної серії максимальне значення температури перегріву змінювали, так що в цілому було досліджено температурний інтервал 1180–1570 °С. Мінімальна температура циклів була незмінною і дорівнювала 850 °С.

В контрольних експериментах термоциклювання переривали на заданій стадії і отримані марковані зливки піддавали мікроскопічному аналізу.

З отриманих зливків вирізали стрижні діаметром 5 мм, з яких готували зразки для дослідження методом диференціальної скануючої калориметрії (ДСК).

Мікроскопічну кінетику евтектичної кристалізації експериментальних сплавів (в її тепловому відображенні) вивчали методом ДСК на приладі STA 449C «Jupiter» (Netzsch Geratebau GmbH, Німеччина) в перебігу сінхронного термічного аналізу з чутливістю по масі до 100 нанограм та по ентальпії до 2 %. Принцип DSC полягає в динамічному вимірюванні теплового потоку, спрямованого на зразок, та реєстрації додаткового теплового потоку, необхідного для компенсації різниці температур між зразком та еталоном (стандарт ASTM E793). Для кожної температурної програми реєстрували нульову лінію на порожніх тиглях, потім – зразок. Різниця теплових потоків, яким відповідають ці дві лінії, дає величину теплового потоку в зразок (+) або з нього (-). Ентальпія процесу у випадку лінійної швидкості нагріву/охолодження пропорційна площині пику кривої теплового потоку.

Результати досліджень та їх обговорення

Вплив температури перегріву розплаву на величину переохолодження при кристалізації показано на рис. 1. Аналіз більше ніж 200 термограм показав, що функціональна залежність $\Delta T = f(T_{пер})$ має імовірнісний характер. При термоциклюванні в постійному температурному інтервалі (рис. 1) переохолодження збільшувалось зі зростанням перегріву розплаву, досягаючи максимуму при температурах верхньої границі термоциклу 1330–1350 °С після чого зменшувалось. Ріст переохолодження ΔT змінює форму кривої охолодження і параметри процесу: якщо при малих ΔT_1 маємо після зародження та початку росту евтектики невеликий підйом температури та значний час кристалізації τ_1 з утворенням майже ізотермічної площадки (див. врізку), то при максимальному ΔT_2 починається бурхлива кристалізація з великим викидом тепла, про що свідчить високий зуб рекалесценції, і скорочується час кристалізації τ_2.

Таблиця 1 – Хімічний склад (% мас.) експериментальних сплавів

№ сплаву	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P
1	3,51	0,048	0,052	0,038	0,022	0,040	0,01	0,005
2	4,35	0,051	0,045	0,051	0,052	0,085	0,01	0,005
3	4,26	–	0,046	0,028	0,010	0,028	0,01	0,005
4	5,14	0,12	0,066	0,030	0,020	0,070	0,01	0,005

© Мазур В. І., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-3

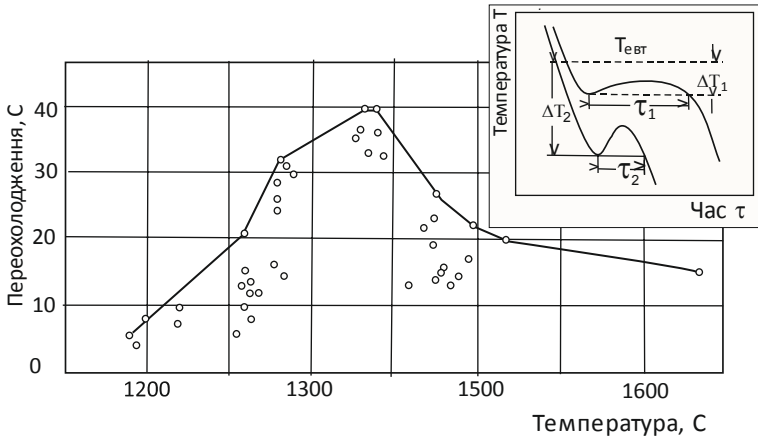


Рис. 1. Вплив верхньої температури термоциклювання на переохолодження при кристалізації експериментального сплаву 2

Мікроструктура зразків, що кристалізовалися з різними ΔT, має якісні відмінності: при малих ΔT в усіх сплавах формувалася аустеніто-цементитна евтектика з цементитною матрицею, в якій проросли тонкі дендритні гілочки евтектичного аустеніту, тому в розрізах площиною $(001)_{Fe3C}$ така евтектика має крапчастий вигляд і називається ледебуритом – рис. 2*а*, *г*. При максимальному ΔT утворюється новий структурний тип евтектики, яку слідом за [1, 2] будемо називати пластиноподібною (plate-like). Насправді, на відміну від ледебуриту, колонія якого в просторі має форму прямокутного цементитного бруска, пророщеного дендритом аустеніту, колонія пластиноподібної евтектики у 3D просторі має форму віяла, яке складається з мікрокристалів карбідної фази, що перемежаються з прошарками аустеніту, який є матричною фазою – рис. 2*в*, *е*. При середніх ΔT утворюється комбінація цих двох типів евтектик – рис. 2*б*, *д*, при чому ледебуритна евтектика розташовується по периферії пластиноподібної.

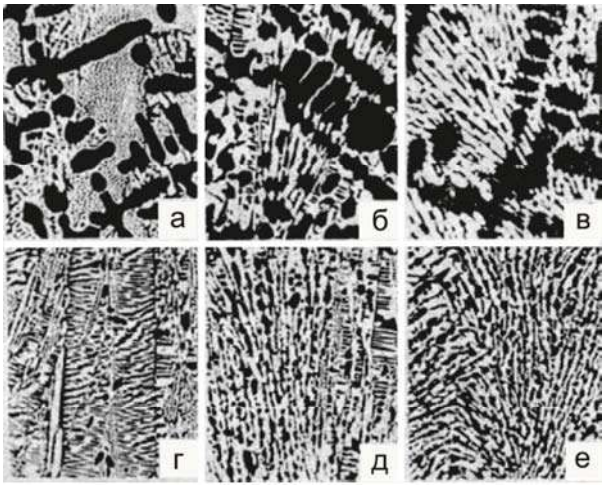


Рис. 2. Залежність мікроструктури зливків від переохолодження розплаву: *а*, *г* – 5 °С; *б*, *д* –15–20 °С; *в*, *е* –30–35 °С (× 100)

Дослідження мікроскопічної кінетики формування пластиноподібної евтектики проводили на зразках, повільна кристалізація яких була перервана охолодженням в холодній воді. При цьому рідка фаза кристалізувалась з великою швидкістю і перетворювалась у тонко диференційовану квазіевтетику – рис. 3*а*, *б*.

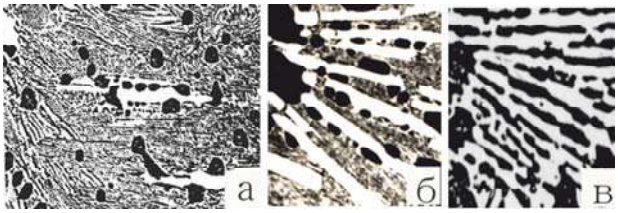


Рис. 3. Мікроскопічна кінетика формування колонії пластиноподібної евтектики: *а* – зародження та ріст перших кристалів карбіду (× 500); *б* – утворення зубчастого рельєфу інтерфейсу карбід / аустеніт як результат поперечного росту карбіду та включень аустеніту в рідкій фазі (× 300); *в* – кінцева структура з відзнаками сфероїдизації обох фаз (× 250)

На рис. 3*а* зафіксована початкова стадія процесу. На поверхні кристалу карбідної фази *К*, який щойно зародився і починає рости, зароджуються включення темної фази – аустеніту. Зверху на включеннях в свою чергу зароджується новий кристал карбіду. Примноження цього акту приводить до утворення двофазних (*К* + γ) пакетів, розділених рідиною – рис. 3*б*. Спільний ріст включень γ- фази разом з поперечним ростом карбіду формує зубчастий контур інтерфейсу *К*/γ, який є характерним для пластиноподібної евтектики. З іншого боку в умовах, коли вичерпується рідка фаза і виникає механічний контакт сусідніх пар (*К* + γ), випереджуючий ріст аустеніту спричиняє розклинювальний ефект і в результаті це приводить до формування 3D віялоподібної структури – рис. 3*в* та рис. 4. В результаті напрямок подовжнього росту колонії може змінитися більш, ніж на 90 °С.

© Мазур В. І., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-3

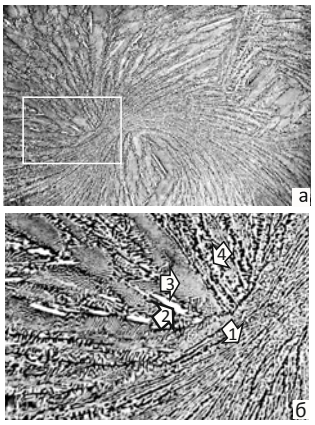


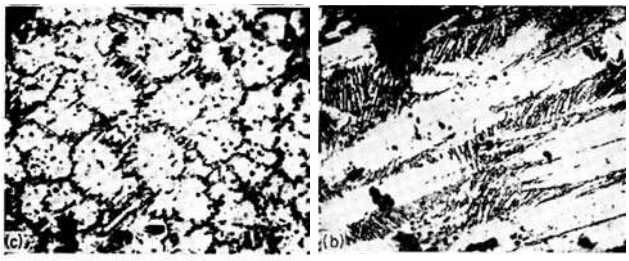
Рис. 4. Віялоподібна макроструктура колонії пластиноподібної евтектики (*а* – × 50); перехід до формування ледебритоподібної евтектики з карбідною матрицею (*б* – × 150)

Окремо відзначимо, що після травлення шліфу в ніталі карбідна фаза пластиноподібної евтектики залишається білою (стрілки 1, 2, 4), в той час, як карбідна матриця ледебуритоподібної частини цієї ж евтектики, що сформувалась в останню чергу і вірогідно при зменшеному переохолодженні, має світло-сірий відтінок (3). Така ж картина спостерігається і на квазіевтектиці (рис. 3*а*, *б*). Це дає привід висловити гіпотезу про те, що при кристалізації пластиноподібної евтектики поряд з цементитом важливу роль відіграє ще один карбід.

Природно, що пошук його генезису є актуальна задача для матеріалознавства евтектичних сплавів.

В зв'язку з цим привертає увагу робота [2], в якій повідомляється про виявлення в високо карбоновому (Fe – 16,7 мас. %C) спеченому (1400 °C) сплаві двокарбідної евтектики $Fe_3C+Fe_7C_3$, – рис. 5. Вона плавиться при 1400 °C (80 КБар), при меншому тиску температура плавлення знижується.

Порівняння двох розрізів (рис. 5*а*, *б*) приводить авторів до висновку, що карбід Fe_7C_3 кристалізується у формі гексагональної призми.



а *б*

Рис. 5. Мікроструктура двокарбідної $Fe_3C+ Fe_7C_3$ евтектики: *а* – поперечний (× 340), *б* – близький до подовжнього розтини гексагонального карбіду Fe_7C_3 (× 450) [2]

Коректність розшифровки фазового складу базується на результатах рентгенофазового аналізу. Вірогідно, що фазовий аналіз було виконано при 20 °C. Це означає що метастабільний карбід Fe_7C_3 при нормальних умовах певний час залишається стійким, а можливо навіть здатен утворюватися при цих умовах.

Про це може свідчити тенденція до утворення гексагональної огранки поперечного розтину карбідних кристалів пластино подібної евтектики, що закристалізовалася у тонкому зазорі між аустенітними гілками – рис. 6*а*.

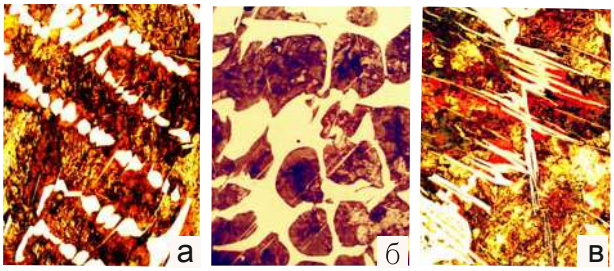


Рис. 6. Мікроструктура фазових складових; *а* – гексагональна огранка кристалів карбіду; *б* – скупчення продуктів вторинних виділень (можливо, сажі) в середині гілок аустенітних дендритів (див. кольорову версію знімку); *в* – виділення пластин вторинного карбіду в гілках аустеніту; (× 400)

Важливою особливістю мікроструктури дендритів первинного аустеніту є наявність в центральних зонах їх гілок скупчення продуктів розпаду пересиченого аустеніту – вторинного цементиту в надмірно великій кількості (рис. 6*в*) або надлишкового карбону у вигляді сажі (рис. 6*а*, *б*). Оскільки ці продукти не могли утворитися під час кристалізації їх поява однозначно свідчить про перехід системи від одного метастабільного стану (з карбідом F_7C_3) до стану з меншою метастабільністю фаз – з карбідом Fe_3C.

Розглянемо геометричну термодинаміку системи Fe-C з метастабільними фазовими рівновагами і урахуванням результатів роботи [2].

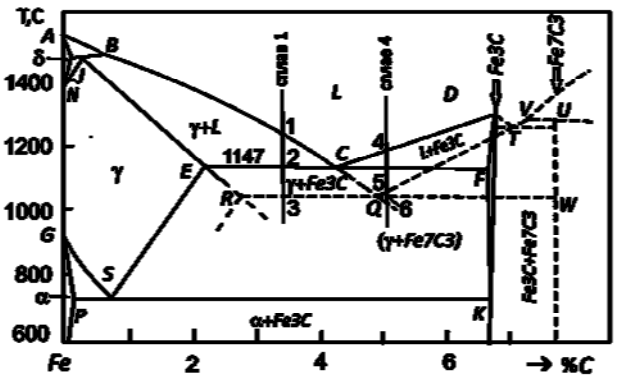


Рис. 7. Схема діаграми метастабільних рівноваг в системі $Fe-Fe_3C-F_7C_3$

На рис. 7 суцільними лініями показана відома діаграма метастабільних фазових рівноваг в підсистемі $Fe-F_3C$, а пунктирними – в підсистемі $Fe_3C-F_7C_3$ з двокарбідною евтектичною рівновагою

© Мазур В. І., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-3

L↔ $Fe_3C+F_7C_3$. Крім того показано також лінії метастабільних рівноваг в системі Fe-Fe_7C_3 для випадку відсутності цементиту. В точці Q перетину γ-ліквідусу та екстрапольованої в область низьких температур гілки Fe_7C_3 – ліквідусу TQ маємо температуру метастабільної евтектичної рівноваги L↔ $\gamma+F_7C_3$, а точка R перетину екстрапольованої гілки лінії ER γ-солідусу з евтектичною ізотермою RQW фіксує метастабільну граничну розчинність карбону в аустеніті. Підкреслимо, що з точки зору фазових рівноваг в підсистемі Fe-Fe_3C така γ- фаза концентрації c_R буде розглядатися як *пересичена карбоном* на величину $\Delta c = c_R-c_E$.

Таким чином в обох підсистемах Fe-Fe_3C та Fe-Fe_7C_3 можливі наступні евтектичні перетворення: L→$\gamma+Fe_3C$, L→$\gamma+F_7C_3$ та L→$Fe_3C+Fe_7C_3$. Зазначимо, що реальна мікроструктура зливку може вміщувати будь-яку комбінацію цих перетворень – в залежності від конкретних швидкостей охолодження та переохолоджень розплаву, які регулюються термоциклюванням розплаву та заданими умовами охолодження.

Розглянемо ці вірогідні перетворення більш детально для експериментальних сплавів.

Сплав 1.

При охолодженні сплаву до $T = T_1$ настає фазова рівновага L↔γ. Зауважимо, що згідно з теорією термодинамічних потенціалів Гіббса це відбувається за умови рівності хімічних потенціалів атомів даного компоненту в усіх фазах: $\mu_{Fe}^{L}=\mu_{Fe}^{\gamma}$; $\mu_C^{L}=\mu_C^{\gamma}$ і не залежить від того, чи реально присутні ці фази в даних умовах. При переохолодженні розплаву нижче T_1 починається зародження та ріст дендритів аустеніту L → γ+L. При $T = T_2$ за умови $\mu_{Fe}^{L} = \mu_{Fe}^{\gamma}=\mu_{Fe}^{Fe3C}$ та $\mu_C^{L} = \mu_C^{\gamma}=\mu_C^{Fe3C}$ наступає евтектична рівновага L↔$Fe_3C+\gamma$. Евтектична кристалізація L+γ → γ+Fe_3C в доевтектичному сплаві 1 починається при переохолодженні нижче T_2. Мікроскопічна кінетика цього процесу детально досліджено та побудовано 3D модель мікроструктури ледебуритної колонії [4].

При T_3 наступає метастабільна евтектична рівновага L ↔ γ+Fe_7C_3.

Переохолодження сплаву нижче T_3 термодинамічно стимулює:

а) продовження кристалізації ледебуриту (L+γ→γ + Fe_3C);

б) зародження і ріст альтернативної евтектики (L+ γ→γ + Fe_7C_3) – за умови, що ледебурит ще не зароджувався;

в) зародження і ріст евтектики γ + Fe_7C_3, що при великих переохолодженнях супроводжується виділенням теплоти кристалізації та подальшу можливу кристалізацію цементиту в суттєво некооперативний спосіб.

д) розпад «пересиченого» аустеніту концентрації c_R по реакціям $\gamma_{пер}$ → γ + C або $\gamma_{пер}$ → γ + Fe_3C з виділенням вторинних цементиту або графіту. В першому випадку можна очікувати нашарування аустеніту та цементиту на вже існуючі кристали відповідних фаз. При цьому аустеніт буде мати концентрацію карбону близьку до точки c_E.

Сплав 4.

При $T = T_4$ – двофазна рівновага L↔Fe_3C.

При $T < T_4$ – зародження та ріст первинних кристалів цементиту L→L+Fe_3C.

При $T = T_5$ – встановлення трифазної рівноваги L↔$Fe_3C+\gamma$.

Далі процес контролюється реальною величиною переохолодження:

а) при невеликому переохолодженні нижче T_5 – зародження евтектичного аустеніту на первинних кристалах цементиту і ріст евтектики ледебуриту: L+Fe_3C → γ+Fe_3C.

б) при охолодженні розплаву до T_Q – трифазна рівновага L ↔ $Fe_7C_3+\gamma$. При переохолодженні нижче T_Q сплав опиняється нижче температури евтектичної рівноваги L ↔ $Fe_7C_3+\gamma$ і це термодинамічно стимулює евтектичне перетворення L → $Fe_7C_3+\gamma$, вірогідність якого збільшується при відсутності кристалів первинного цементиту, кристалізація якого зменшує переохолодження розплаву на даному етапі; структурною відзнакою такого процесу є утворення аустеніту, *«пересиченого» карбоном* відносно точки *E* на величину c_R-c_E.

в) при відсутності кристалів аустеніту (якщо ледебурит не зародився) карбідна фаза Fe_7C_3 переохолоджена на величину $\Delta T = T_1-T_Q$ відносно температури евтектичної рівноваги L↔$Fe_7C_3+Fe_3C$. Це стимулює зародження та ріст двокарбідної евтектики $Fe_7C_3 + Fe_3C$.

Результати диференціальної скануючої калориметрії представлені на рис. 8 та в табл. 2. Криві нагріву та охолодження записані при постійній швидкості зміни температури 15 °/хв. Форма кривих нагріву та охолодження суттєво відрізняється від гауссіану. Наявність додаткових точок перегину свідчить про те, що результуючий тепловий потік складається з декількох парціальних, які до того ж можуть мати різні знаки (тобто екзотермічні процеси зародження та росту в розплаві кристалічних фаз та ендотермічні процеси дисоціації або розчинення певної кристалічної фази).

Друга особливість фазових перетворень, теплова картина яких зафіксована на рис. 8, полягає в тому, що вони не симетричні відносно температури плавлення. Це свідчить про те, що в реакції плавлення та в реакції кристалізації певного сплаву можуть приймати участь різні фази.

Згідно з рис. 8 та табл. 2 в режимі нагріву плавлення починається при 1145 °C та 1136 °C для до- та евтектичних зразків відповідно. Перша температура близька до температури метастабільної рівноваги L↔Fe3C+γ (1147 °C), а по аналогії друга може бути близька до температури метастабільної рівноваги L→Fe7C3 + γ. Таким чином маємо відзнаки існування двох евтектик з різними карбідами.

© Мазур В. І., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-3

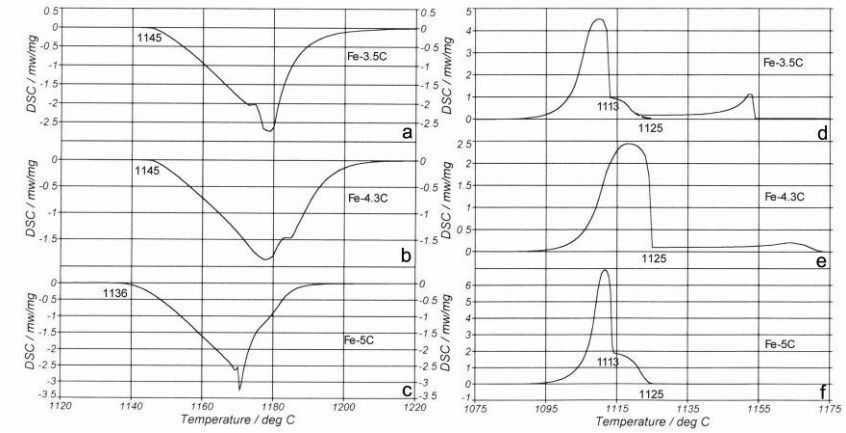


Рис. 8. Диференціальна скануючи калориметрія: режим нагріву (*a–c*) та охолодження (*d–f*)

Таблиця 2 – Температурні параметри кривих ДСК

Нагрів, °С				Охолодження, °С		
Сплав	Старт	Піки евтектики	Кінець	Старт /пік	Евтектика старт/пік	Кінець
1	1145	1172 1179	1210	1154/1153	1125/1112* 1113/1111	1086
3	1145	1178 1183	1210	1173/1165	1125/1117	1093
4	1136	1168 1170 1176*	1197	-	1125/1113* 1113/1112	1093

*Примітка: * – приблизно (прихований максимум).*

В режимі охолодження першій екзотермічний ефект починається для доевтектичного сплаву при 1154 °С, а для евтектичного – при 1173 °С. Довга майже ізотермічна ділянка термограми може бути представлена як сума двох або більше теплових потоків з різними знаками, так що спочатку зароджується та зростає одна метастабільна фаза (це – перші максимуми при 1153 °С та 1165 °С), потім при 1125 °С починається перша евтектична реакція, а при 1113 °С – друга. В евтектичному сплаві перша евтектична реакція починається так швидко, що другий максимум зі стартом при 1113 °С опиняється всередині першого. Про це свідчить, зокрема, те, що ширина цього максимуму дорівнює сумарній ширині двох максимумів в заевтектичному сплаві (32 °С).

Відсутність термоефекту від первинних кристалів в заевтектичному (з точки зору підсистеми Fe-Fe_3C) сплаві підтверджується і мікроскопічно (відсутність первинних кристалів цементит, див. рис. 2*e*) і це свідчить про те, що основні процеси в перебігу кристалізації в умовах великих переохолоджень реалізуються за участі карбідної фази або карбідних фаз, які не є цементитом.

Висновки

1. Досліджено мікроструктуру та проведено диференціальну скануючу калориметрію (ДСК) зразків білого чавуну до-, за- та евтектичного складу, кристалізація яких починалась при різних переохолодженнях ΔT, величина яких регулювалась термоциклічною обробкою розплаву в температурному інтервалі, який вміщував повне затвердження сплавів. Також виконано гартувально-мікроскопічний аналіз зразків заевтектичного складу, евтектична кристалізація яких переревалась різким охолодженням у воді.

2. Виявлено екстремальний характер залежності $\Delta T = f(T_{пер})$. Показано, що максимальне ΔT генерується при термоциклюванні з максимальною температурою циклу 1330–1350 °С, після чого зменшувалось. Ця особливість може бути пояснена як зміною природи кластерних складових мікрогетерогенного розплаву, так і впливом температури на кінетику дезактивації домішків-інокуляторів.

3. Досліджено мікроскопічну кінетику кристалізації пластиноподібної евтектики. Встановлено, що ріст віялоподібної колонії в умовах великого ΔT на відміну від ледебуриту здійснюється в результаті мультиплікованого зародження кристалів Fe_7C_3, розділених проміжками рідини, з наступним зародженням і поперечним ростом на них аустеніту. Кооперативний ріст обох фаз в поперечному напрямку утворює характерний зубчастий $\gamma + Fe_7C_3$ пакет, який спочатку росте автономно, а локальне механічне контактування з сусіднім пакетом в результаті випереджаючого росту аустеніту в залишках рідини спричиняє розклинювання цих двох пакетів та 3D віялоподібну морфологію всієї колонії в цілому.

4. Через короткий час після початку евтектичної реакції $L \rightarrow \gamma + Fe_7C_3$ генерується потужний тепловий потік, який зменшує переохолодження на $L/(\gamma + Fe_7C_3)$ фронті що зменшує термодинамічний стимул росту карбіду Fe_7C_3. Але при цьому ΔT карбід Fe_3C має

© Мазур В. І., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-3

термодинамічний стимул достатній для зародження та росту. Так формується ледебуритний обідок навколо пластиноподібної евтектики. Ізоморфізм кристалічних решіток цих двох карбідів (орторомбічна симетрія [3]) полегшує систематичне взаємне зародження в умовах локальних флуктуацій ΔT або концентрації карбону. Так утворюється складна архітектоніка евтектичної колонії $(\gamma + Fe_7C_3) + (\gamma + Fe_3C)$.

Згідно з фазовою діаграмою γ- фаза має різні рівноважні концентрації з кожним карбідом і тому при перетворенні $(\gamma + Fe_7C_3) \rightarrow (Fe_7C_3 + Fe_3C)$ в результаті, наприклад, повільного охолодження γ-фаза, що була в контакті з Fe_7C_3, стає пересиченою карбоном в контакті з Fe_3C, надлишок якого і виділяється в середині дендритних гілок γ- фази у формі вторинного цементиту або скупчень карбону (сажа).

Для ідентифікації ендотермічних теплових потоків при охолодженні потрібні додаткові дослідження.

5. Запропоновано діаграму метастабільних фазових рівноваг в системі $Fe\text{-}Fe_3C\text{-}Fe_7C_3$.

Список літератури

1. Hillert M. The Structure of White Cast Iron / M. Hillert, H. Steinhäuser // Jernkontorets Annaler. – 1960. – 144. – 7. – P. 520–559.

2. Richard J. Eutectic Structure in White Cast Iron / J. Richard, I.C.H. Huges // BSIRA J. – 1961. – Vol. 9. – № 1. – 56 p.

3. Zhukov A. A. The Iron-Carbon System. New Developments. The pseudohexagonal Iron Carbide Fe_7C_3 and the $Fe_3C\text{-}Fe_7C_3$ eutectic / A. A. Zhukov, L. E. Sterenberg, V. K. Thomas // Acta Metallurgica. – 1973. – Vol. 21. – P. 195–197.

4. Сплави на основі заліза / В. І. Мазур, В. З. Куцова, О. А. Носко, М. А. Ковзель //Київ: Вид. Політехніка. – 2015. – 272 с.

Одержано 01.06.2022

Mazur V. Eutectic crystallization of Fe-C alloys with hypercementite carbide

Purpose. *To investigate the peculiarities of the structure formation in white cast irons with the participation of Fe_3C and Fe_7C_3 carbides.*

Methods of research. *By the comparing detailed both microscopic and thermal (DSC) kinetics of the melting and crystallization process to determine the regularities of the eutectic transformation of the white cast iron under significant undercooling of the liquid phase.*

Microscopic analysis of samples using a light microscope Jenaphot 2000 (Carl Zeiss, Germany). Thermal analyses using differential scanning calorimeter (DSC) STA 449C "Jupiter" (Netzsch Geratebau GmbH, Germany).

Results. *It is shown that eutectic crystallization of white cast irons with great undercooling of the melt is a complex process that consists of crystallization and simultaneous dissolution of crystalline phases: γ austenite and two metastable carbides Fe_3C and Fe_7C_3. In general, crystallization proceeds according to scheme $L \rightarrow L + Fe_7C_3 + \gamma \rightarrow L + Fe_7C_3 + \gamma + Fe_3C \rightarrow Fe_7C_3 + \gamma + Fe_3C$. As a result, two eutectics are formed, one $Fe_7C_3 + \gamma$ (plate-like) with austenitic, second ledeburite $\gamma + Fe_3C$ with cementite matrix.*

Scientific novelty. *The microscopic kinetics of nucleating and growth of plate-like $Fe_7C_3 + \gamma$ eutectics was investigated and relative stability of Fe_7C_3 carbide under normal conditions was found. A scheme of metastable phase equilibria with the participation of Fe_7C_3 carbide in system $Fe\text{-}Fe_3C\text{-}Fe_7C_3$ is proposed.*

Practical value. *A simple liquid phase processing technology is proposed in order to generate significant undercooling of the melt that causes formation a natural composite material with both a matrix of transformed austenite and carbide reinforcing phases.*

Key words: *white cast irons, plate-like eutectics, hypercementite carbide, two-eutectic structure, DSC, microscopic kinetics, metastable phase equilibria diagram Fe-C with hypercementite carbide.*

© Мазур В. І., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-3

ІІ ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 669.15.74.-194-15.669.17

Малінов Л. С. — д-р техн. наук, професор, професор кафедри «Матеріалознавство та перспективні технології», ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь, *e-mail: malinov_l_s@pstu.edu*

Малінов В. Л. — д-р техн. наук, ПІІ ООО «Бюро Верітас Україна», м. Маріуполь, *e-mail: malinov.v.l@gmail.com*

Бурова Д. В. — канд. техн. наук, ст. викладач кафедри «Матеріалознавство та перспективні технології», ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь, *e-mail: burovadasha1990@gmail.com*

ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МАЛОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ НОРМАЛІЗАЦІЄЮ І ГАРТУВАННЯМ З ВИТРИМКОЮ У МІЖКРИТИЧНОМУ ІНТЕРВАЛІ ТЕМПЕРАТУР

Мета роботи. *Показати можливість підвищення у досліджених конструкційних сталей механічних властивостей застосуванням технологій нормалізації та гартування, що включають витримку в МКІТ, а також нагрівання на типову температуру аустенітизації до або після витримки в МКІТ.*

Методи дослідження*. Застосовувалися дюрометрічний, металографічний та рентгенівський методи дослідження. Визначалися механічні властивості при розтягуванні та ударна в'язкість. Ці властивості порівнювалися з отриманими у досліджуваних сталей після типової термообробки.*

Результати. *Показано, що технології нормалізації та гартування з витримкою в МКІТ, а також нагріванням до або після неї на типову температуру аустенітизації підвищують механічні властивості досліджених сталей порівняно з рівнем їх після типової термообробки.*

Наукова новизна. *Використані інноваційні технології, які включають витримку у МКІТ, а також нагрівання до або після неї на типову температуру аустенітизації, що показали свою ефективність.*

Практична цінність. *Запропоновано для практичного застосування технології нормалізації та гартування, які включають витримку у МКІТ, а також нагрівання до або після неї на типову температуру аустенітизації.*

Ключові слова: *нормалізація, гартування, міжкритичний інтервал температур, мартенсит, нижній бейніт, карбіди, механічні властивості.*

Вступ

Енерго- та ресурсозбереження в наступний час є важливим державним завданням. Одним з ефективних напрямків в його рішенні є розробка та впровадження у промисловості технології термообробки конструкційних сталей різних структурних класів, які містять витримку в міжкритичному інтервалі температур (МКІТ). Ці технології є інноваційними, альтернативними тим, що широко використовуються у промисловості, тому, що у відзнаку від них, в багатьох випадках знижують енерговитрати на нагрів. Нові технології термообробки, які вміщують перед витримкою у МКІТ чи після неї нагрів на типову температуру аустенітизації не тільки забезпечує отримання в конструкційних сталях рівня механічних властивостей, які вимагаються, але дозволяють значно перевищити його. Це досягається отриманням мікронеоднорідної багатофазної структури, в тому числі з метастабільним аустенітом, яка поєднує міцні та пластичні складові. Це дає можливість знизити матеріалоємність деталей, підвищити їх довговічність та надійність.

Використанню нових технологій термообробки конструкційних сталей заважає стереотип, що склався у навчальної та довідкової літератури, згідно котрому нормалізація і різні способи гарту конструкційних сталей повинні обов'язково проводитися з нагрівом вище Ac_3.

Дана робота показує доцільність використання різних технологій термообробки з витримкою у МКІТ для маловуглецевих низьколегованих сталей, які широко використаються у промисловості.

Аналіз публікацій на тему роботи

У фундаментальній роботі С. С. Дьяченко [1] досліджено у сталі 20 кінетика утворення аустеніту, зміна у ньому вмісту вуглецю порівняно з вихідним та

© Малинов Л. С., Малинов В. Л., Бурова Д. В., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-4

фазовий склад при різних витримках у МКІТ. У цій сталі після витримки 60–120 хв уз МКІТ кількість аустеніту більш ніж у 2 рази перевищувала рівноважну. Зміст у ньому вуглецю також значно вищий за вихідний. Результатом цього є збільшення ферітно-цементітної суміші після нормалізації з МКІТ.

В роботі [2] отримані дані за технологією термообробки з МКІТ з охолодженням на повітрі, названої «міжкритичною» нормалізацією (МКН), нових будівельних сталей 09Г2СЮЧ, 09Г2СФЮЧ, 09Г2СРЮЧ, 09Г2СМЮЧ. Така термообробка забезпечує вищі механічні властивості, ніж типова нормалізація. Результати проведених досліджень були використані при нормалізації МКІТ зварних судин високого тиску.

Можливість отримання необхідного рівня механічних властивостей лонжеронного прокату зі сталі 20ГЮТ після нормалізації з МКІТ показана в роботі [3]. За результатами досліджень нормалізованого металу двох плавок з вуглецевим еквівалентом 0,43 і 0,44 % було зроблено висновок про те, що температура 850 °С (МКІТ) є достатньою для забезпечення комплексу нормованих показників і її можна вважати оптимальною. При нормалізації лонжеронного прокату із сталі 20ГЮТ з МКІТ значно зменшується тривалість термічної обробки, зростає пропускна здатність роликової печі; економиться природний газ; покращується стан роликового поду (зменшується кількість випадків заклинювання та зупинок роликів) і, як наслідок, скорочуються простої печі та покращується якість лонжеронної сталі.

Отримано підвищений комплекс механічних властивостей у сталі 24ХГБР та інших після нормалізації з МКІТ, особливо після попереднього гартування з аустенітної області, що зумовлено формуванням високодисперсної багатофазної структури [4].

Слід підкреслити, що в останні роки інтерес до нормалізації з МКІТ посилюється, про що свідчить кількість публікацій, яка збільшується. Однак вони поки що є скоріше винятком із правила. У зв'язку з цим необхідні подальші дослідження з цього питання для різних сталей, щоб стало можливим широке застосування у промисловості нормалізації конструкційних сталей за новою технологією, яка забезпечує енергозбереження.

У промисловості знайшло застосування гартування з МКІТ лише низьковуглецевих низьколегованих сталей для глибокої витяжки або холодної висадки При цьому отримують дуальну структуру, що складається з фериту і 25–30 % мартенситу [5]. Тим часом, технології гартування, що включають витримку у МКІТ, можуть бути застосовані до багатьох конструкційних сталей, що дозволить отримати у них більш високий рівень механічних властивостей, ніж після типової термообробки. У роботі [6] було запропоновано та одержав подальший розвиток інноваційний принцип, згідно з яким для підвищення властивостей багатьох сплавів на залізній основі слід використовувати метастабільний аустеніт не як моноструктуру, як це було раніше, а в різних поєднаннях і кількісних співвідношеннях з іншими складовими: мартенситом, нижнім бейнітом, феритом, карбідами, карбонітридами, інтерметалідами та інших. Можуть бути використані в повному обсязі, лише частина їх, але присутність у структурі метастабільного аустеніту обов'язково. При цьому важливо з урахуванням вихідних хімічного та фазового складів сплавів та умов навантаження керувати співвідношенням структурних складових, їх морфологією, характером їх розподілу в структурі та розвитком динаміческого деформаційного мартенситного перетворення ДДМП (ефект самогартування при навантаженні – СГН), оптимізуючи їх стосовно конкретних умов експлуатації. [6–8]. Одночасно з ним протікають інші структурні і фазові перетворення. Відбувається сильне диспергування структури, аж до нанокристалічної, зміна щільності дислокацій, динамічне старіння, двійникування та ін. Це дозволяє матеріалам легко адаптуватися до зовнішніх навантажень. При цьому у них відбувається дисипація енергії, що ускладнює утворення та розвиток тріщин, що призводять до руйнування. Це значно розширює можливості підвищення властивостей вуглецевих та різного ступеня легування сталей, і навіть чавунів за допомогою отримання у їх структурі поруч з звичайними складовими метастабільного аустеніту. Він розглядається як смартструктура, здатна до самотрансформації з утворенням мартенситу деформації під дією напруги, що підвищує самозахист сплавів від руйнування [11]. Одночасно з цим слід використовувати відомі механізми зміцнення та опору руйнуванню. У оглядовій роботі [12] показано, що в останні роки за кордоном ведуться інтенсивні дослідження з використанням раніше запропонованого принципу отримання в сталях багатофазної структури з метастабільним аустенітом [6] для забезпечення високого рівня механічних властивостей, що підтверджує його широку застосовність.

Вперше ідея використання мартенситних перетворень, що протікають при навантаженні у процесі випробувань властивостей чи експлуатації, була висловлена та реалізована ще у середині минулого століття І. М. Богачовим та Р. І. Мінцем при розробці хромомарганцевих метастабільних аустенітних сталей, які мають високу кавітаційну стійкість [13]. Цей принцип був ними використаний та для підвищення механічних властивостей і довговічності сплавів на мідної та титанової основах [14]. Надалі на цьому принципі розробили нові кавітаційно-стійкі сталі [15]. Це стало початком розвитку одного з основних напрямків у матеріалознавстві XXI ст., що полягає у створенні матеріалів з метастабільною структурою, яка самоорганізується під зовнішнім впливом (смартматеріали) та технологій, що забезпечують отримання такої структури [16]. В. П. Швейкіним [17] наведено результати досліджень впливу гартування з нагріванням у МКІТ на структуру та властивості великої групи розроблених низьколегованих сталей, додатково легованих мар-

© Малинов Л. С., Малинов В. Л., Бурова Д. В., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-4

ганцем, кремнієм та бором. Показано, що в них може бути досягнуте гарне поєднання механічних властивостей за рахунок отримання гетерофазної структури з метастабільним аустенітом.

А. М. Полякової та В. Д. Садовським досліджено вплив гарту з МКІТ з подальшим високим відпуском на структуру та механічні властивості сталей 30ХГС та 35ХГС [18]. Було встановлено, що при відпуску, якій дає однакову твердість після нормального та міжкритичного гартування, ударна в'язкість виходить значно вище у сталей після гарту з МКІТ. Після покращення досліджені сталі не мали схильності до відпускної крихкості.

Дані щодо ізотермічного гарту сталі 35ГС з МКІТ [19] показують, що вміст залишкового аустеніту в сталі (~ 20 %) значний, завдяки його збагаченню у міжкритичному інтервалі температур по вуглецю та марганцю. На відміну від аустенітних ПНП-сталей у разі трифазної структури (ферит, бейніт, аустеніт) збільшення подовження, яке може досягати 36 %, зумовлене підвищеною кількістю залишкового аустеніту, що зазнає ДДМП. Аналогічні дослідження проведені лише для дуже невеликої кількості низьколегованих конструкційних сталей. У зарубіжній літературі наведено дані щодо ізотермічного гартування з МКІТ низьковуглецевих низьколегованих сталей, розроблених для листа, що використовується в автомобільній промисловості [20, 21]. Такі сталі зазвичай містять 0,06–0,15 % C; 1,5–2,0 % Mn і додатково леговані Si, Al, Cu, часом B, Ti, V, Nb. Після термообробки ці сталі мають багатофазну структуру, що складається з фериту, бейніту, невеликої кількості мартенситу і залишкового аустеніту, який зазнає ДДМП, що забезпечує підвищену пластичність (ефект ПНП – пластичність, наведена перетворенням). Підкреслюється важлива роль кремнію, алюмінію і залишкового аустеніту. Встановлено, що його кількість у структурі має становити 5–15 %.

Тим часом, така термообробка повинна бути вивчена для конструкційних сталей, що широко використовуються в промисловості, різного хімічного складу і призначення.

Метою даної є підвищення властивостей досліджених конструкційних сталей термічною обробкою з витримкою в міжкритичному інтервалі температур, а також нагріванням до або після неї на типову температуру аустенітизації.

Методи та матеріали

Вивчено вплив термообробки з витримкою у МКІТ ряду широко застосовуваних у промисловості марок сталей 14Г2 (ГОСТ 19903-74), 15Г (ГОСТ 1133-71), 20ГЛ, 20ГФЛ (ГОСТ 977-88). Сталь 14Г2 використовується для великих листових конструкцій, сортового прокату, стрижнів ∅ 19 мм, які піддаються гартуванню з аустенітної області з подальшим низьким або високим відпуском. Зі сталі 15Г виробляють сортовий прокат, що застосовується для виготовлення цементованих або ціанованих поршневих пальців, які піддаються гартуванню і низькому відпуску, кулачкових валиків, болтів, заклепок, що проходять поліпшення. Сталі 20ГЛ та 20ГФЛ (ГОСТ 977-88) призначені для сталевих виливків різного призначення. Зі сталі 20ГЛ виготовляють диски, зірочки, зубчасті вінці та інші деталі, що працюють під дією статичних та динамічних навантажень.

Сталь 20ГФЛ застосовується виготовлення литих деталей вагонобудування (рам, балок, автозчіпних пристроїв, візків вантажних і пасажирських вагонів та ін.).

Хімічний склад досліджених сталей та їх критичні точки Ac_1 і Ac_3 наведено у табл. 1. У роботі використовували металографічний, рентгенівський, дюрометричний методи досліджень. Визначали механічні властивості на розтяг і ударну в'язкість досліджених сталей.

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджених сталей

Сталь	Вміст елементів, мас. %				Критичні точки, °C	
	C	Mn	Si	V	Ac_1	Ac_3,
14Г2	0,15	1,48	0,26	–	709	825
15Г	0,15	1,35	0,18	–	735	863
20ГЛ	0,20	1,30	0,30	–	720	860
20ГФЛ	0,20	1,30	0,7	0,08	725	860

Примітка: у всіх сталях містилося ≤ 0,018 % S, ≤ 0,030 % P.

Результати досліджень та їх обговорення. Нормалізація

Механічні властивості сталей 14Г2, 20ГЛ та 20ГФЛ після нормалізації за різними режимами наведені в табл. 2. Вони показують, що при проведенні термообробки витримка у МКІТ та особливо комбінований нагрів за раціональними режимами забезпечують більш високий рівень механічних властивостей, ніж типовий режим з нагріванням вище за Ac_3, як це зазвичай прийнято. При вибраній температурі МКІТ зі збільшенням витримки до певної межі зростає кількість аустеніту в структурі та знижується частка фериту. Відбувається перерозподіл вуглецю та марганцю між α і γ- фазами та збагачення цими елементами останньої, якій підвищує її стійкість до розпаду за дифузійним механізмом при охолодженні [1]. Структура, яка утворилася після нормалізації з МКІТ, являє собою ферит і дисперсну феритокарбідну суміш. Її більше (рис. 1*б*), ніж після термообробки за типовим режимом (рис. 1*а*), що передбачає нагрівання у аустенітну область, що призводить до підвищення властивостей міцності. Отримані дані узгоджуються з наведеними у роботі [1]. У ній докладно досліджено у сталі 20 кінетика утворення аустеніту, збільшення в ньому вмісту вуглецю в порівнянні з вихідним та фазовим складом при різних витримках МКІТ. У цій сталі після витримки 60–120 хв у МКІТ кількість аустеніту більш ніж у 2 рази перевищувала рівноважне. Зміст у ньому вуглецю також значно вищий за вихідний. Результатом цього є збільшення феритно-цементитної суміші після нормалізації МКІТ. Велика пластичність є наслідком

© Малинов Л. С., Малинов В. Л., Бурова Д. В., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-4

очищення фериту від вуглецю та азоту, що був у ньому, [14]. Для термообробки доевтектоїдних сталей, зокрема маловуглецевих, був запропонований спосіб нормалізації, який відрізняється тим, що спочатку здійснюють нагрівання на температуру Ac_3 + (30–50 °С), а потім охолоджують на повітрі в МКІТ та після витримки в ньому 40–90 хв проводять охолодження до кімнатної температури [22]. Мета попередньої аустенітизації перед витримкою у МКІТ створити дрібнозернистість аустеніту. Механічні властивості сталі 20ГЛ, нормалізованої за цим способом (нагрів на 890 °С, 2 хв/мм, охолодження МКІТ до 760 °С, витримка при цій температурі 60 хв, охолодження на повітрі) наведені в табл. 2.

Вони значно вищі, ніж після аналогічної термообробки за типовим режимом або з нагріванням МКІТ. Порівняння балу зерна після нормалізації сталі 20ГЛ за запропонованим способом термообробки та типовому режиму показав, що він, відповідно, характеризується № 9 і 7. Після нормалізації з нагріванням у МКІТ без попередньої аустенітизації бал зерна характеризувався № 6.

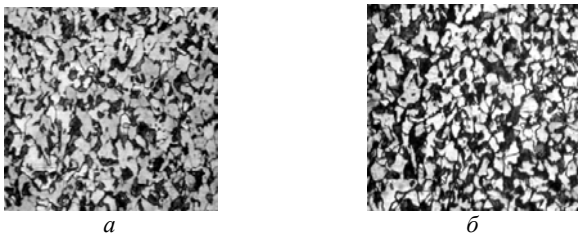
Додаткове подрібнення зерна відіграє важливу роль у підвищенні механічних властивостей сталі 20ГЛ поряд зі структурними змінами, зумовленими нагріванням МКІТ, розглянутими вище. Ще більший ефект подрібнення зерна може бути отриманий, якщо після повної аустенітизації провести охолодження на повітрі до 500 °С, потім нагріти у МКІТ та після витримки в ньому охолодити на повітрі [23]. Механічні властивості сталі 14Г2, термообробленої за цим способом, наведені у табл. 2.

Отримано дані про вплив температури нагріву у МКІТ при проведенні нормалізації на механічні властивості сталі 15Г (табл. 3). З них випливає, що нормалізація з витримкою у МКІТ так само, як і раніше розглянутих сталей, дозволяє отримати більш високий рівень механічних властивостей, ніж типова нормалізація з нагріванням в аустенітну область (900 °С).

Таблиця 2 – Механічні властивості досліджених сталей після нормалізації за типовим режимом з нагріванням вище Ac_3, нагріванням та витримкою в МКІТ, а також після комбінованих способів, що включають нагрів вище A_3 до або після витримки в МКІТ

Сталь	Режим термообробки	Механічні властивості				
		$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ %	KCU, МДж/м^2
14Г2	Нагр. 860 °С, вит. 2 мин/мм, охол. пов. (типова)	432	617	20	78	0,66
	Нагр. 860 °С, вит. 2 мин/мм охол. пов. до 500 °С, нагр. На 760 °С, вит.60 мин, охол. пов.	468	669	25	79	0,84
20ГЛ	Нагр. 890 °С, вит. 2 мин/мм, охол. пов. (типова)	408	562	22	65	1,20
	Нагр. 760 °С, вит. 60 мин, охол. пов.	420	586	30	68	1,67
	Нагр. 890 °С, вит. 2 мин/мм, охол. до 760 °С, вит. 60 мин, охол. пов.	452	605	34	72	1,73
	Нагр. 760 °С, вит. 60 мин, нагр. 890 °С, вит. 3 мин, охол. пов.	435	596	35	74	1,85
20ГФЛ	Нагр. 930 °С, вит. 2 мин/мм, охол. пов. (типова)	413	575	24	54	1,38
	Нагр. 780 °С, вит. 60 мин, охол. пов.	546	632	26	58	1,67

Примітка: нагр. – нагрів, вит. – витримка, охол.– охолодження, пов. – повітря.



а *б*

Рис. 1. Мікроструктура стали 20ГЛ після нормалізації за типовим режимом та з МКІТ, × 500:
а – нормалізація (типова); *б* – нормалізація з МКІТ: 760 °С, витримка 60 хв

Таблиця 3 – Вплив нормалізації з нагріванням у МКІТ та вище Ac_3 за типовим режимом на механічні властивості сталі 15Г

Температура t, °С	Механічні властивості				
	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	KCU, МДж/м^2
760	402	505	30	60	0,90
800	416	520	27	58	0,90
900 (типова)	360	410	26	55	0,85

© Малинов Л. С., Малинов В. Л., Бурова Д. В., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-4

З наведених даних випливає, що нагрівання в МКІТ маловуглецевих низьколегованих сталей при проведенні нормалізації краще типового нагріву в аустенітну область, що широко застосовується для цих сталей.

Гартування та відпуск

У даній роботі ставилося завдання вивчити можливість термообробки маловуглецевих сталей нестандартним для них способом, що включає гартування з МКІТ, та подальший відпуск.

Отримані дані показують, що гартування з МКІТ та високий відпуск (у сталі 14Г2 його температура нижче на 50 °С порівняно з типовою) дозволяють отримати підвищений рівень механічних властивостей, порівняно з таким після покращення за типовим режимом (табл. 4).

Зростання властивостей міцності пояснюється збільшенням кількості карбідів, що виділилися при високому відпуску у результаті розпаду мартенситу з підвищеним вмістом вуглецю, що утворився з збагаченого ним аустеніту, що виник після витримки у МКІТ. Певну роль можуть грати також карбіди, які не розчинилися при нагріванні під гартування. Вища пластичність сталей після поліпшення, що включає нагрівання і витримку у МКИТ, обумовлена дрібнозернистістю структури (рис. 2), присутністю у ній рівномірно розподілених у структурі невеликих за розмірами (10–20 мкм) ділянок фериту, очищеного від вуглецю та азоту, формуванням розвиненої субструктури у α- твердому розчині, коагуляцією карбідів.

Спосіб термообробки, що включає попереднє нагрівання вище Ac_3, подальше охолодження у МКІТ, витримку у ньому перед охолодженням у воді [21], підвищує властивості міцності після високого відпуску, зберігає достатню пластичність та ударну в'язкість. Це показано на сталі 20ГФЛ (табл. 4). Режимами нагріву, витримки у МКІТ при гартуванні та відпуску механічні властивості можна змінювати в потрібному напрямку, підвищуючи міцнісні властивості або пластичність та ударну в'язкість.

Визначення твердості загартованих зразків сталі 15Г після різних витримок МКІТ при температурах 760, 780, 800 °С показало, що вона змінюється неоднозначно (рис. 3). При витримках 10–15 хв спостерігається максимум твердості. Чим вище температура нагріву у МКІТ, тим при менших витримках досягається максимум твердості після гарту, тим більший її рівень після всіх витримок у МКІТ. Ця залежність пояснюється тим, що при нагріванні вище Ac_1 спочатку виникає низьковуглецевий аустеніт, кількість якого значно вища, ніж за умовами рівноваги. У процесі витримки аустеніт, що контактує з карбідами, насичується вуглецем унаслідок їх часткового розчинення [1].

Це призводить до утворення високовуглецевої кайми по межам аустеніту при збереженні маловуглецевої серцевини. Перед гартуванням з МКІТ концентрація вуглецю в аустеніті неоднорідна. Відповідно, після гарту утворюється мартенсит з великою диференціацією по вуглецю, у тому числі невелика кількість з підвищеною концентрацією. З цим пов'язане підвищення твердості після нетривалої витримки у МКІТ. У міру збільшення часу витримки все більше феріту переходить в аустеніт, і концентрація вуглецю в ньому знижується внаслідок дифузії вуглецю з ділянок з його підвищеним вмістом низьковуглецеві ділянки.

Таблиця 4 – Механічні властивості досліджених сталей після поліпшення за типовим режимом з нагріванням під гартування вище Ac_3, з нагріванням та витримкою у МКІТ, а також після попереднього нагрівання вище Ac_3, з охолодженням з МКІТ та витримкою у ньому (сталь 20ГФЛ)

Сталь	Режим термообробки	Механічні властивості				
		$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	KCU, МДж/м^2
14Г2	Нагр. 870 °С, вит. 2 мин/мм, охол. у воді, відп. 500 °С, вит. 60 мин, охол. пов. (типова)	670	755	18	65	0,72
	Нагр. 760 °С, вит. 60 мин, охол. у воді, відп. 500 °С, вит. 60 мин, охол. пов.	677	770	19	67	0,98
20ГЛ	Нагр. 890 °С, вит. 2 мин/мм, охол. у воді, відп. 630 °С, вит. 60 мин, охол. пов. (типова)	563	661	21	56	1,18
	Нагр. 760 °С, вит. 60 мин, охол. у воді, відп. 630 °С, вит. 60 мин, охол. пов.	575	678	28	68	1,66
20ГФЛ	Нагр. 930 °С, вит. 2 мин/мм, охол. у воді, відп. 670 °С, вит. 60 мин, охол. пов. (типова)	535	617	20	51	1,23
	Нагр. 930 °С, вит. 2 мин/мм, охол. пов. до 760 °С, вит. 60 мин, охол. в воді, відп. 670 °С, вит. 60 мин, охол. пов.	546	632	25	63	1,62

Примітка: нагр. – нагрів; вит. – витримка; охол. – охолодження; пов. - повітря; відп. – відпуск

© Малинов Л. С., Малинов В. Л., Бурова Д. В., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-4

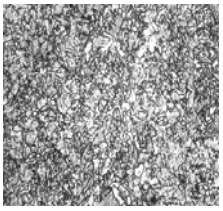


Рис. 2. Мікроструктура сталі 20ГЛ після гарту з нагріванням у МКІТ на 760 °С, витримкою 60 хв та відпуск на 630 °С, 60 хв, × 500

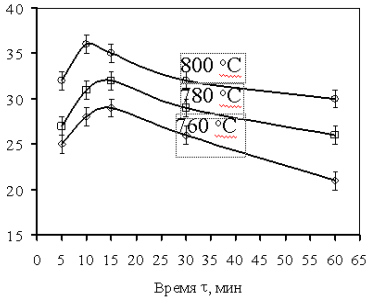


Рис. 3. Залежність твердості сталі 15Г від часу витримки та температури гартування у МКІТ

Вищі значення твердості після гарту сталі 15Г з підвищених температур МКІТ обумовлені утворенням все більшої кількості аустеніту в ньому і відповідно мартенситу, а також зниженням частки фериту в структурі.

Визначалися механічні властивості сталі 15Г після гарту з МКІТ (760 і 800 °С) та аустенітної області (900 °С) з подальшим відпуском при 600 °С 60 хв. Тривалість витримки при аустенітизації завжди вибиралася 10 хв. Отримані дані показують, що найбільш високі властивості міцності у сталі 15Г досягаються після поліпшення із загартуванням по типовому режиму з нагріванням, що перевищує Ac_3 (табл. 5), а підвищені значення пластичності і ударної в'язкості – після гарту з МКІТ. Останнє пов'язано з тим, що в результаті витримки у МКІТ відбувається додаткове подрібнення зерна. Крім цього, у процесі витримки в МКІТ відбувається зниження концентрації вуглецю та азоту у фериті, які дуже сильно його окрихчують. Очищення фериту від домішок має зробити свій внесок у підвищення пластичності сталі, оскільки він присутній у структурі поряд із сорбітом відпуску.

Отримані дані показують, що для досліджуваної сталі після раціонального режиму гартування з нагріванням у МКІТ та нижчою, ніж зазвичай прийнято, температурою відпуску можна досягти хороше поєднання механічних властивостей при менших енерговитратах порівняно з типовою термообробкою.

Гартування з аустенітної області та низький відпуск застосовується тільки до сталі 14Г2 та не використовується при термообробці інших досліджених у даній роботі сталей. Тим часом, у низьковідпущеному стані після гарту з МКІТ (табл. 5) ці сталі мають значно вищі міцнісні властивості, ніж після нормалізації та поліпшення. При цьому на достатньому рівні зберігається пластичність та ударна в'язкість (табл. 6).

Слід зазначити, що гартування з МКІТ та низький відпуск досліджених маловуглецевих сталей забезпечують у них більш високий рівень властивостей міцності, ніж у середньовуглецевих сталях після гарту по типовому режиму з нагріванням, що перевищує Ac_3, та високого відпуску, зберігаючи при цьому необхідну пластичність. Така термообробка потребує менших енерговитрат порівняно з поліпшенням. При поясненні впливу мікронеоднорідної структури, отриманої після гарту з МКІТ та низького відпуску, на механічні властивості досліджених сталей слід враховувати важливу роль маловуглецевого рейкового мартенситу, якій має помірну міцність, але підвищену пластичність порівняно з середньо- та високовуглецевим мартенситом.

Однак поряд з низьковуглецевим мартенситом у структурі гартованих з МКІТ та низьковідпущених сталей може бути деяка кількість мартенситу із середнім вмістом вуглецю. За даними роботи [24] воно може становити 0,5 %. Такий мартенсит відпуску повинен підвищувати властивості міцності. Помітний вплив на механічні властивості має метастабільний залишковий аустеніт, незважаючи на те, що його кількість у досліджених сталях, згідно з даними рентгенівського аналізу, знаходиться в межах 5–10 %. Його найбільша кількість (10 %) отримано у сталі 14Г2 після гарту з МКІТ (760 °С, 60 хв) та відпуску 250 °С, 60 хв. Залишковий аустеніт метастабільний і перетворюється на мартенсит деформації при навантаженні у процесі випробувань механічних властивостей на розтяг. Поблизу головки (недеформована частина) зразка залишковий аустеніт присутній, а поблизу зони руйнування його немає, оскільки він перетворився на мартенсит. У роботах [20, 21] зазначається, що порівняно невелика кількість аустеніту, який зазнає ДДМП, дозволяє реалізувати ПНП- ефект та значно підвищити опір руйнуванню. Отримані дані це підтверджують.

Таблиця 5 – Механічні властивості сталі 15Г після різних режимів загартування з МКІТ (760, 800 °С), аустенітної області (900 °С) та відпуску за типовим режимом (600 °С) і нижчого (400 °С)

Режим термообробки	Механічні властивості				
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	δ, %	ψ, %	KCU, МДж/м2
Нагр. 760 °С, вит. 2 мин/мм, охол. у воді, відп. 600 °С, вит. 60 мин, охол. пов.	420	512	26	55	0,85
Нагр. 800 °С, 2 мин/мм охол. у воді, відп. 600 °С С, вит. 60 мин, охол. пов.	449	550	27	56	1,10
Нагр. 800 °С, вит. 2 мин/мм, охол. у воді, відп. 400 °С, вит. 60 мин, ох. пов.	580	689	20	53	0,80
Нагр. 900 °С, 2 мин/мм, охол. у воді, відп. 600 °С, вит. 60 мин, охол. пов.	599	696	16	44	0,70

Примітка: нагр. – нагрів; вит. – витримка; охол. – охолодження; пов. - повітря; відп. – відпуск

© Малинов Л. С., Малинов В. Л., Бурова Д. В., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-4

Таблиця 6 – Механічні властивості досліджених сталей після гарту з МКІТ та низького відпуску

Сталь	Режим термообробки	Механічні властивості				
		$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	KCU, МДж/м^2
14Г2	Нагр. 760 °С, вит. 60 мин, охол. у воді, відп. 250 °С, охол. пов.	950	1070	12	58	0,6
	Згідно вимогам ТУ за типовим режимом - гартом з аустенітної області	900	980	12	55	0,6
20ГЛ	Нагр. 760 °С, вит. 60 мин, охол. у воді, відп. 300 °С, вит. 60 мин, охол. пов.	1050	1280	12	47	0,7
20ГФЛ	Нагр. 780 °С, вит. 60 мин, охол. у воді, відп. 300°С, 60 мин, охол. пов.	1090	1250	15	51	0,8

Примітка: нагр. – нагрів; вит. – витримка; охол. – охолодження; пов. - повітря; відп. – відпуск

Ізотермічне гартування

У досліджених сталях отримано добре поєднання механічних властивостей після ізотермічного гартування з нагріванням у МКІТ (табл. 7) за способом [25]. Він передбачає після аустенітизації охолодження у воді до заданої температури та ізотермічну витримку при цій температурі у печі, подальше охолодження на повітрі.

У сталі 14Г2, в якій після ізотермічного гарту з МКІТ отримана найбільш висока пластичність, структура являла собою 20 % фериту, 15 % залишкового аустеніту, решта – нижчій бейніт. Згідно з даними рентгенівського аналізу, при випробуваннях механічних властивостей сталі 14Г2 залишковий аустеніт перетворюється на мартенсит деформації.

У зоні рівномірного подовження зразків при розтягуванні кількість залишкового аустеніту зменшується від 15 % до 7 %, а в зоні руйнування він не виявлений через перетворення на мартенсит. ДДМП є не тільки механізмом зміцнення, але і релаксації напружень [6–8]. Збільшує пластичність також ферит, рівномірно розподілений у структурі у вигляді малих за розмірами ділянок. На рис. 4. наведена мікроструктура сталі 14Г2 після ізотермічного гартування з МКІТ, характерна та для інших досліджених маловуглецевих низьколегованих сталей. Нагрів у МКІТ досліджених сталей слід проводити при температурах Ac_1 + (50–70 °С). Більш високий нагрів у області МКІТ збільшує кількість аустеніту, але ступінь його збагачення вуглецем знижується. В результаті після гартування, у тому числі ізотермічного, в структурі зменшується кількість фериту і залишкового аустеніту, які надають сталям підвищену пластичність, також збільшується частка мартенситу або бейніту, що підвищують властивості міцності. Витримку у МКІТ для одержання у зразках досліджених сталей найкращого поєднання механічних властивостей доцільно здійснювати протягом 40–60 хв. Кількісним співвідношенням структурних складових, розвитком ДДМП, а, отже, механічними властивостями можна керувати зміною температурно-часових режимів у МКІТ, а також у бейнітній області. Температура ізотерми для сталей 14Г2, 20ГЛ та 20ГФЛ повинна становити 450–500 °С. Нижчі температури ізотерми створюють у бейніті більш високий рівень його пересичення вуглецем, що підвищує міцнісні властивості, але знижує пластичність та ударну в’язкість. При більш високих температурах утворюється верхній бейніт, який окрихчує сталь.

Згідно з даними робіт [6–8], при малих витримках після ізотермічного гарту в досліджених сталях утворюється найбільша кількість залишкового аустеніту, а поряд з нижнім бейнітом може бути присутнім у структурі мартенсит. Крім того, залишковий аустеніт при випробуваннях механічних властивостей інтенсивно перетворюється на мартенсит деформації. Ці фактори збільшують властивості міцності, але знижують пластичність і ударну в’язкість.

При витримках 40–60 хв кількість аустеніту та ступінь його стабільності оптимізуються, а в бейніті – формується розвинена субструктура, що забезпечує високий рівень пластичності та ударної в’язкості за достатньою для багатьох випадків міцністю.

На прикладі сталі 20ГЛ показано, що спосіб ізотермічного гартування, який включає нагрівання на типову температуру аустенітизації, охолодження до температури МКІТ, витримку в ньому та наступне ізотермічне гартування дозволяє отримати більш високий рівень механічних властивостей, ніж аналогічне гартування з МКІТ (табл.7).

Таблиця 7 – Механічні властивості досліджених сталей після ізотермічного гарту з витримкою в МКІТ

Сталь	Режим термообробки	Механічні властивості				
		$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	KCU, МДж/м^2
14Г2	Нагр. 760 °С, вит. 60 мин, охол. у воді до 450 °С, из. вит. 60 мин, охол. пов.	725	938	26	62	1,4
20ГЛ	Нагр. 760 °С, вит. 60 мин, охол. у воді до 470 °С, из. вит. 40 мин, охол. пов.	691	775	18	56	1,2
	Нагр. 890 °С, вит. 2 мин/мм, охол. на пов. до 760 °С, вит. 60 мин, охол. у воді до 470 °С, из. вит. 40 мин, охол. пов.	814	992	24	60	1,4
20ГФЛ	Нагр. 780 °С, вит.60 мин, олол. у воді до 500 °С, из. вит.40 мин, охол. пов.	760	825	17	54	1,2

Примітка: нагр. – нагрів; вит. – витримка; охол. – охолодження; пов. – повітря.

© Малинов Л. С., Малинов В. Л., Бурова Д. В., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-4

Слід підкреслити, що ізотермічне гартування за раціональними режимами з МКІТ з охолодженням та ізотермічною витримкою за схемою вода-піч, виключає застосування неекологічних розплавів солей та при менших енерговитратах, ніж при поліпшенні, забезпечує більш високий рівень міцності при порівнянні (табл. 7 та 4).

Висновки

1. Технології термообробки з витримкою у МКІТ маловуглецевих низьколегованих сталей створюють у них мікронеоднорідну багатофазну структуру, що поєднує міцні та пластичні складові. У цьому випадку нормалізація по нетиповому режиму більш доцільна ніж та, що широко застосовується у промисловості з нагріванням вищє Ас3, оскільки забезпечує добре поєднання міцності та пластичних властивостей при зниженні енерговитрат.

2. У разі гартування з МКІТ та високого відпуску при нижчій температурі, ніж типова, може бути отриманий рівень властивостей міцності, близький до такого після типової термообробки при більш високих значеннях пластичності та ударної в'язкості.

3. Досліджені сталі після гартування з МКІТ та низького відпуску мають міцнісні властивості, більш високі, ніж у середньовуглецевих сталей після поліпшення, при тій же пластичності та ударній в'язкості.

4. Екологічне ізотермічне гартування з МКІТ, знижуючі енерговитрати в порівнянні з поліпшенням, забезпечує більш високі властивості міцності і порівнянну пластичність та ударну в’язкість.

5. Комбінована термообробка досліджених сталей (нормалізація, гартування та відпуск), що включає аустенітизацію до витримки у МКІТ або після неї, дозволяє підвищити характеристики міцності та зберегти на необхідному або навіть більш високому рівні пластичність та ударну в'язкість.

6. Підвищена пластичність досліджених сталей, загартованих після витримки в МКІТ, та низького відпуску або після ізотермічного гартування з охолодженням та ізотермічною витримкою за схемою вода-піч обумовлена одержанням у структурі поряд з іншими складовими невеликої кількості метастабільного аустеніту, що зазнає ДДМП при випробуваннях механічних властивостей.

Список літератури

1. Дьяченко С. С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах / С. С. Дьяченко. – М. : Металлургия, 1982. – 127 с.

2. Возможности и перспективы использования межкритической нормализации для упрочнения низколегированных сталей и сварных конструкций / С. В. Егорова, Ю. А Стеренбоген, А.В. Юрчишин и др.// Автоматическая сварка. – 1983. – № 12. – С. 7–13.

3. Коломиец Е. М. Совершенствование режимов нормализации лонжеронного проката из стали 20ГЮТ / Е. М. Коломиец // Сталь. – 2005. – № 3. – С. 93–96.

4. Хотинов В. А. Структура и механические свойства среднеуглеродистых сталей после нагрева в межкритическом интервале температур / В. А. Хотинов, С. В. Ощуков, В. М Фарбер // Металловедение и термическая обработка. – 2011. – № 11. – С. 31–35.

5. Голованенко С. А. Двухфазные низколегированные стали / С. А. Голованенко, Н. М. Фонштейн. – М. : Металлургия, 1986. – 207 с.

6. Малинов Л. С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений: дис. … докт. техн. наук: 05.16.01 / Малинов Леонид Соломонович. – Екатеринбург : УПИ, 1992. – 381 с.

7. Малинов Л. С. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии / Л.С. Малинов, В. Л. Малинов. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2007. – 352 с.

8. Малинов Л. С. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Мариуполь : Рената, 2009. – 567 с.

9. Чейлях А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии / А. П. Чейлях. – Мариуполь : ПГТУ, 2009. – 483 с.

10. Принципы создания мелющих тел повышенной износостойкости. Часть 1. Износостойкость сплавов на основе железа при абразивном изнашивании / А. Д. Коваль, В Г. Ефременко, М. Н. Брыков и др. // Трение и износ. – 2012(33). – № 1. С. 52–61.

11. Малинов Л. С. Метастабильный аустенит – смартструктура, обеспечивающая сплавам самозащиту от разрушения / Л. С. Малинов // Міжнародна конференція «Університетска наука - 2020» : тези доп. / ДВНЗ «ПДТУ». – Маріуполь : ПДТУ, 2020. – С. 116–117.

12. Технології термічної обробки високоміцних ahss-сталей третього покоління / Р. О. Кусса, В. С. Волошин, В. І. Зурнаджи, В. Г. Єфременко и др. // Міжвузівський збірник «Наукові нотатки». Луцьк, 2021. – № 71. – С. 81–89.

13. Богачев И. Н. Кавитационное разрушение железо-углеродистых сплавов / И. Н. Богачев, Р. И. Минц.– М. : Машгиз, 1959. – 170 с.

14. Богачев И. Н,. Повышение кавитационной стойкости деталей машин / И. Н. Богачев, Р. И. Минц – М. : Машиностроение, 1964. – 143 с.

15. Богачев И. Н. Новые кавитационностойкие стали для гидротурбин и их термообработка / И. Н. Богачев, Л. С. Малинов, Р И. Минц – М.: НИИИНФОРМТЯЖМАШ, 1967. – 47 с.

16. Прусаков Б. А. Проблемы материалов в XXI веке / Б. А. Прусаков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2001. – № 1. – С. 3–5.

17. Швейкин В. П. Научные основы и технологические способы обработки гетерофазных сплавов с высоким уровнем конструктивной прочности: автореф. дис. … д-ра техн. наук 05.16.01 / Швейкин Вла-

© Малинов Л. С., Малинов В. Л., Бурова Д. В., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-4

дислав Павлович. – Екатеринбург : ГОУ ВПО «УГТУ УПИ им. Б. Н. Ельцина», 2009. – 49 с.

18. Полякова А. М. Межкритическая закалка конструкционных сталей / А. М. Полякова, В. Д. Садовский // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1970. – № 1. – С. 5–8.

19. Петруненков А. А. Термическая обработка низколегированных сталей для получения ферритно-аустенитно-бейнитной структуры / А. А. Петруненков // Физика металлов и металловедение. – 1991. – № 5. – С. 93–98.

20. Choi K. S. Influence of various material design parameters on deformation behaviors of TRIP steels / Choi K. S., Soulami A., Liu W. N., Sun X. // Comput. Mater. Sci. – 2010. – № 2. – P. 720-730.

21. Yi H.L. Extraordinary ductility in al-bearing TRIP steel / K. Y. Lee, H. K. Bhadeshian // Proc. Roy. Soc. London. – 2011. – № 21. – P. 234–243.

22. Пат. 95409 Україна МПК C21D 1/06 (2006.01) Спосіб термообробки доевтектоідних сталей / Л. С. Малінов, Д. В. Бурова. – № a201009842; заявл.09.08.2010; опубл. 25.07. 2011, Бюл. № 14. – 3 с.

23. Пат. 99053 Україна МПК C21D 1/78 (2006.01) Спосіб термообробки доевтектоїдної сталі / Л. С. Малінов, Д. В. Малінова. – № a201104353; заявл.11.04.2011; опубл.10.07.2012, Бюл. № 13. – 2 с.

24. Морфология и тонкая структура продуктов распада аустенита при ускоренном охлаждении стали 10Г2ФБ / В. И. Большаков, Г.Д. Сухомлин, Д.В. Лаухин, В.И. Куксенко // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. трудов. – Днепропетровск, ПГАСиА. – 2003. – Вып. 22. – Ч. 1. – 320 с.

25. Пат. 6414 Україна МПК C21D 1/00 (2006.01) Засіб термообробки / Л. С. Малінов; № 200407300 ; заявл. 28.07.2004 ; опубл. 16.05. 2005, Бюл. № 5. – 2 с.

19. Малинов Л. С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом – разновидность адаптационных материалов с самоорганизацией структуры, вызванной внешним воздействием / Л. С. Малинов // Тез. докл. X Региональной научн. и научн.-техн. конф. – Мариуполь: ПГТУ. – 2003. – 84 с.

20. Малинов Л. С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении – разновидность адаптационных материалов, повышающих свои свойства при внешнем воздействии за счет самоорганизации структуры / Л. С. Малинов // Металл и литье Украины. – 2003. – № 11–12. – С. 3–8.

21. Малинов Л. С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений : автореф. дис. … д-ра. техн. наук : 15.16.01 / Л. С. Малинов // Екатеринбург: Урал. политехн. ин-т, 1992. – 35 с.

22. Малинов Л. С. Использование принципа получения метастабильного аустенита, регулирования его количества и стабильности при разработке экономнолегированных сплавов и упрочняющих обработок / Л. С. Малинов // МиТОМ. – 1996. – № 2. – С. 35–39.

23. Малинов Л. С. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии / Л. С. Малинов., В. Л. Малинов. – Харьков : ННЦ ХФТИ. – 2007. – 352 с.

24. Малінов Л. С. Повышение свойств сталей и высокопрочного чугуна получением в их структуре метастабильного аустенита и реализации эффекта самозакалки при нагружении / Л. С. Малінов // Металлы. – 1999. – № 6. – С. 67–76.

25. Малинов Л. С. Метастабильный аустенит – смартструктура, обеспечивающая сплавам самозащиту от разрушения / Л. С. Малинов // Університетська наука – 2020 : тези доп. міжнар. науково-техн. конф. (Маріуполь, 20-21травня 2020 р.) : т. 1 / ДВНЗ «ПДТУ». – Маріуполь : ПДТУ, 2020. – С.116–117.

26. Малинов Л. С. Ресурсосбережение за счет применения экономнолегированных сплавов и упрочняющих технологий, обеспечивающих получение многофазных структур с метастабильным аустенитом и управление структурными и фазовыми превращениями / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2011. – № 1. – С. 93–105.

27. Малинов Л. С. Спосіб обробки сталей. Патент України UA № 12399A, C21Д 1/00 / Л. С. Малінов. – № 95010267 ; заявл. 02.12. 1996 ; опубл. 28.02. 1997. – Бюл. № 1.

28. Упрочнение низкоуглеродистой высокопрочной стали в межкритическом интервале температур / И. Ю. Пышминцев, В. А. Корзников, Р. З. Валиев, В. А Хотинов // МиТОМ. – 1999. – № 5. – С. 11–15.

29. Малинов Л. С. Фазовые превращения при деформации в высокомарганцевом сплаве / Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, Л. А. Голубович // МиТОМ. – 1976. – № 2. – С. – 13–15.

30. Лысак Л. И. Физические основы термической обработки стали / Л. И. Лысак, Б. И. Николин. – К. : Техника. – 1975. – 304 с.

31. Фазовые превращения при нагружении и механические свойства предварительно деформированной стали Г20 / Л. С. Малинов, К. Н. Соколов, Н. Я. Казачкова, Е. Я. Харланова. // Изв. Вузов. Черн. металлургия. – 1973. – № 9. – С. 138–141.

Одержано 28.12.2021

© Малинов Л. С., Малинов В. Л., Бурова Д. В., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-4

Malinov L., Malinov V., Burova D. Increasing the mechanical properties of low-carbon low-alloy steels by normalizing and quenching with a standby in the intercritical interval of temperatures

Purpose. *The possibility of increasing the mechanical properties of the investigated structural steels by using technologies including holding in ICIT, as well as heating to a typical temperature of austenitization before or after holding in ICIT is shown.*

Methods of research. *Durometric, metallographic and X-ray research methods were used. The tensile properties and impact strength were determined. These properties were compared with those obtained for the studied steels after a typical heat treatment.*

Results. *It is shown that the technologies of normalization and quenching with holding in ICIT, as well as heating before or after it to a typical austenitizing temperature increasing of the mechanical properties of the studied steels in comparison with theirs level after a typical heat treatment.*

Scientific novelty*. Innovative technologies of normalization and quenching, which includs holding in ICIT, as well as heating before or after it to a typical austenitizing temperature, were used and showed their effectiveness.*

Practical value. *The technologies of normalization and quenching, which includs holding in ICIT, as well as heating before or after it to the typical temperature of austenitization are proposed for practical application.*

Key words*: normalization, quenching, intercritical interval of temperatures, martensite, lower bainite, carbides, mechanical properties.*

© Малинов Л. С., Малинов В. Л., Бурова Д. В., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-4

УДК 621.791.927.5

Лебедєв В. О. д-р техн. наук, професор ДП «ДКТБ ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України», м. Київ, *e-mail: valpaton@ukr.net*

Жук Г. В. ДП «ДКТБ ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України», м. Київ, *e-mail: uspt@ukr.net*

Бриков М. М. д-р техн. наук, професор, професор кафедри обладнання та технології зварювального виробництва Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, *e-mail: brykov@zp.edu.ua*

ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОНСТРУКЦІЙ З НІКЕЛЬВМІСНИХ СТАЛЕЙ ПРИ МЕХАНІЗОВАНОМУ ЗВАРЮВАННІ-НАПЛАВЛЕННІ З МОДИФІКОВАНОЮ (ДОЗОВАНОЮ) ІМПУЛЬСНОЮ ПОДАЧЕЮ ЕЛЕКТРОДНОГО ДРОТУ

Мета роботи. *Вивчити та проаналізувати в порівняльному порядку вплив чинників керованого імпульсного процесу подавання електродного дроту на деякі основні механічні характеристики швів та наплавлених валиків в процесах зварювання та наплавлення нікельвмісних сталей.*

Методи дослідження. *Вивчення механічних характеристик швів та наплавлених валиків велося з застосуванням сучасного лабораторного обладнання і відповідних методик. Це дало змогу визначити як параметри імпульсної подачі впливають на характеристики міцності шва та біля шовної зони по всій площині поперечного перерізу шва або наплавленого шару. Детальні характеристики імпульсів подачі визначалися за допомогою аналізатора зварювальних процесів з отриманням осцилограм силових параметрів горіння дуги з їх аналізом, в тому числі з визначенням стабільності протікання дугового процесу для різних типів формування імпульсів руху. Важливим для покращення результатів зварювання є керований характер переносу електродного металу синхронний з імпульсним рухом електрода. Відзначено, витрати енергії при на дуговий процес при імпульсній подачі електродного дроту з зазначенням його зменшення в порівняні з традиційним зварюванням.*

Експериментальні роботи виконувались з застосуванням спеціального електродного дроту, який використовується зазвичай для зварювання та наплавлення нікельвмісних сталей. Ці процеси здійснювались в захисному середовищі CO_2 в автоматичному режимі.

Отримані результати. *Зважаючі на те, що міцністні характеристик шва є одними з найбільш важлими приділено увагу їх визначенню та аналізу. Характеристики міцності залежть від багатьох параметрів, зокрема теплових характеристик процесу, структури металу шва, наявності неметалічних включень і таке інше. Всі ці чинники вивчалися за допомогою відповідних приладів, та на основі численних порівняльних фото мікроструктур на шлифах поперечного перерізу. З аналізу шліфів виявлено типи отриманих мікроструктур, наявнівсть включень та інше. Візначено, зокрема, що структура метоалу шва при зварюванні з імпульсним рухом електродного дроту суттєво відрізняється від структури від традійного зварювання в бік зменшення включень, більш дрібного зерна та інше, що забезпечує підвищення механічних властивостей шва та біляшовної зони.*

Наукова новизна. *На основі циклу експериментальних досліджень запроновано використання імпульсних алгоритмів руху електродного дроту з визначеними параметрами в автоматичному режимі для зварювання та наплавлення нікельвмісних сталей для забезпечення покращення механічних характеристик швів та наплавлених валиків.*

Практическая ценность. *Визначено, що спосіб зварювання з імпульсною подачею електродного дроту вкерованому варіанті, в тому числі нікельвмісних сталей е ефективним і може широко застосовуватись в промисловості з використанням спеціально розробленого обладнання, яке забезпечує відповідний процес з отриманням більш міцних характеристик.*

Ключові слова: *дугове зварювання, нікельвмісні сталі, електрод, що плавиться, імпульсне подавання дроту, параметри, експерименти, обробка результатів.*

© Лебедєв В. А., Жук Г. В., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-5

Вступ

Сучасний техніко-технологічний рівень ефективного створення складних металоконструкцій для довгострокової та надійної експлуатації неможливий без застосування зварювальних технологій взагалі, використанні найбільш досконалих конструкційних та зварювальних матеріалів, засобів захисту дуги [1].

Вибір способу зварювання, комплекту зварювального обладнання та матеріалів становлять основу успішного проведення зварювально-наплавних робіт у різних сферах машинобудування, кораблебудування та ін. з урахуванням конкретної специфіки механізованої або автоматизованої реалізації електродугового процесу.

Електродугове зварювання та наплавлення супроводжується великими потоками теплової енергії, що розподіляється на плавлення електродного дроту, нагрівання металу та зовнішнє випромінювання, при цьому теплота, що вводиться в метал, виконує кілька дій: плавить метал, утворюючи рідку ванну та навколошовну зону, де метал знаходиться у твердій фазі із експонентним розподілом теплоти. Крім цього, дуже важливим є розуміння того, що структура металу зварювальної ванни та навколошовної зони різна та порізному впливає на характеристики швів або наплавлених валиків.

Постановка задачі

Характеристики металу зварних швів або наплавлених валиків і навколошовних зон визначають експлуатаційні властивості виробів: твердість, міцність, холодостійкість та ін. Дослідження [2] показують, що тип кристалічної решітки багато в чому визначає міцнісні властивості металу в умовах низьких температур. Обраний для роботи в умовах низьких температур метал при зварюванні повинен не погіршити експлуатаційні властивості конструкції. Одне зі складових збереження високих показників міцності, наприклад, ударної в'язкості є застосування сталей і електродного дроту з високим вмістом в них нікелю. Важливо відзначити, що при цьому структура металу навколошовної зони, крім іншого, значною мірою під дією теплоти та подальшого охолодження піддається зміні у вигляді переходу одного виду кристалічної решітки в іншу відповідно до мінімуму вільної енергії, що відповідає тому чи іншому розташуванню атомів. Такий перехід одного виду кристалічної решітки в іншу при нагріванні або охолодженні металу відноситься до алотропічних або поліморфних перетворень, які підпорядковуються законам кристалізації, а зростання зерен нової фази - кристалів з іншими атомними ґратами підпорядковується законам зародження та зростання зародків. Поліморфні перетворення як при нагріванні, так і при охолодженні мають велике значення і виявляються дуже важливим фактором впливу на кристалічну структуру, зернистість і властивості металу навколошовної зони. Крім зміни виду кристалів, якщо немає вторинної кристалізації, метал зварного шва (зварювальної ванни, що закристалізувалася), як правило, має несприятливу будову у вигляді витягнутих стовпчастих кристалів, і завданням застосовуваної технології є забезпечити дрібнозернисту структуру, бажано з дрібних рівноосних зерен, що покращує структуру металу підвищенням експлуатаційних якостей зварного шва чи наплавленого валика [3].

З вищесказаного випливає, що пошук ефективних засобів і способів підвищення якості показників зварних швів і наплавлених валиків є актуальним і постійним і це обумовлюється як розвитком і вдосконаленням зварювальних матеріалів так і рівнем можливостей електромашинобудування та елементної бази силової та керуючої електроніки.

Механізоване електродугове зварювання-наплавлення суцільними і порошковими електродними дротами на теперішній час є найбільш широко поширеним, забезпечуючи високу продуктивність (швидкість при автоматичному зварюванні-наплавленні може досягати 200 м/год), можливість зварювання деталей з різними характеристиками формування швів високої якості за рахунок введення легувальних елементів та розкислювачів через дріт та вибору режимів процесу, можливість повної автоматизації; зварювання можливе в будь-яких положеннях, відносно мала зона термічного впливу та відносно хороше формування зварного шва та наплавленого валика та ін.

Маючи велику кількість переваг цей спосіб не позбавлений низки недоліків, серед яких можна виділити такі, які можуть проявлятися повністю або частково:

- велика глибина проплавлення основного металу (у деяких випадках частка основного металу в наплавленому валику становить до 60 %);
- низька стабільність процесу наплавлення і, як наслідок, великі втрати електродного металу на розбризкування – 5...15 %;
- вузький діапазон режимів зварювання-наплавлення з отриманням задовільного формування наплавленого валика;
- складнощі з підвищенням продуктивності процесу наплавлення, зумовлені збільшенням вигоряння легуючих елементів.

У деяких випадках при механізованому зварюванні-наплавленні є особливі переваги застосування порошкових електродних дротів [4] зокрема в тому, що в процесі зварювання отримуються матеріали з таким хімічним складом, повторити який у звичайній промисловості практично неможливо. Наприклад, додавання в шихту дроту порошків нікелю, хрому та молібдену сприяє створенню хімічного складу, одержати який у результаті звичайних промислових процесів неможливо [4]. Але при цьому застосування порошкових дротів має ряд недоліків, наприклад, порошковий дріт розплавляється таким чином, як було закладено в процесі його виробництва. Справа в тому, що конструкція дроту є визначальною для процесу роз-

© Лебедєв В. А., Жук Г. В., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-5

плавлення її дугою. Внутрішня порожнина металевої оболонки заповнена неметалевими матеріалами приблизно від 50 до 70 відсотків. Це означає, що опір електричному струму такого сердечника буде в сотні разів більшим, ніж опір металевої оболонки. З цієї причини металева оболонка плавиться значно швидше. Розплавлення сердечника здійснюється частково за рахунок тепловипромінювання зварювальної дуги і частково за рахунок теплопередачі від нагрітого металу. Тому в процесі зварювання внутрішній матеріал дроту може торкатися ванни розплавленого металу.

Ще одним недоліком можна відзначити і те, що в процесі зварювання існує велика ймовірність того, що в зварному шві можуть утворитися пори, які є наслідком наявності порожнин і нерівномірності заповнення простору всередині металевої оболонки. Основні напрями вдосконалення обладнання та технологій зварювання повинні бути пов'язані зі зменшенням або навіть усуненням зазначених вище недоліків.

Більшість недоліків процесу пов'язана з недостатньою керованістю перенесенням електродного металу, який при традиційному відтворенні процесу дугового зварювання залежить від великої кількості факторів, у тому числі:

- похибки роботи систем механізованого устаткування;
- неточності встановлення режимів дугового процесу;
- якості електродних зварюваних та дугозахисних матеріалів.

Огляд літератури

Для стабілізації дугового процесу, підвищення якості результатів його дії необхідно впорядкувати (стабілізувати) процес перенесення електродного металу. Досягти цього ефекту можна комплексом пасивних засобів, усуваючи вищезгадані недоліки або використовуючи різні активуючі засоби, наприклад, зазначені в роботі [5]. Однак, на нашу думку, більш дієвими є способи активного впливу на процес перенесення розплавленого дугою електродного металу, основні з яких засновані на застосуванні імпульсних впливів [6]:

- електромагнітного поля;
- джерела зварювального струму;
- системи подачі електродного дроту;
- системи подачі захисного чи охолоджуючого газу;
- систем коливань зварювального виробу чи зварювального інструменту.

Можливо комбіноване застосування впливів, що істотно підвищує їх можливості з управління переносом електродного металу.

Кожен із зазначених варіантів має певні діапазони характеристик впливу на зварювальний процес. Частина з них застосовується в механізованому обладнанні, що промислово випускається, зокрема з джерелами зварювального струму, що мають різні алгоритми імпульсного функціонування. Частина призначена на вирішення спеціальних завдань.

Наш досвід створення та застосування систем імпульсної подачі електродного дроту показує, що вони можуть вирішити практично будь-які завдання зварювального виробництва із застосуванням різних електродних дротів у різних просторових положеннях та умовах, включаючи підводне зварювання мокрим способом.

Особливо слід відзначити можливість забезпечення якісного бездефектного зварювання з імпульсною подачею дроту різних сталей, включаючи важкозварювані, і сплавів алюмінію широкого діапазону товщин. При цьому мінімізуються втрати електродного металу на розбризкування, знижуються прямі енерговитрати та покращується структура металу шва та наплавленого валика та шару.

Сучасні розробки систем і механізмів імпульсної подачі базуються на застосуванні безколекторних високомоментних електродвигунів з комп'ютеризованим управлінням та регулюванням. Такі системи дозволяють здійснити подачу електродного дроту в широкому діапазоні характеристик – від плавного (не збуреного спеціально) до імпульсного з повністю керованими параметрами – частота, шпаруватість, амплітуда, реверсний рух дроту. Забезпечується неспотворені форми імпульсів частотою до 50–60 Гц [7]. Є розробки систем подачі зі зворотним зв'язком за силовими параметрами дугового процесу, що робить його синергетичним і дає додаткові переваги як у налаштуванні системи, так і підтримці режимів. Такий процес названий зварюванням з дозованим подачею електродного дроту і крім іншого забезпечує кероване зниження тепловкладень у зварювальну ванну і, що дуже важливо, в навколошовну зону (зону термічного впливу). Порівняно з відомими способами управління формою зварювального електричного імпульсу, наприклад [8], спосіб зварювання-наплавлення з дозованою подачею має більш широкі можливості щодо регулювання параметрів переносу і розміру краплі. Дозована подача зварювального дроту може бути реалізована як зі зворотним зв'язком за силовими характеристиками зварювальної дуги (струм зварювання, напруга дуги), так і з ручними параметрами управління. У технічній літературі [9] вказано, зварювання нержавіючих, легованих дуплексних сталей внаслідок їх відмінності по теплопровідності має проводитися при встановленні параметрів процесу таким чином, щоб досягти якомога меншого питомого тепловкладення, щоб звести до мінімуму термічні деформації, при цьому напруги, що виникають, можуть бути досить високими, що у поєднанні з робочими навантаженнями на зварний виріб може призвести до корозійного розтріскування конструкції.

Питоме тепловкладання при веденні дугового процесу визначається як

$$Q = k\frac{UI}{v} \quad (кДж / мм),$$

© Лебедєв В. А., Жук Г. В., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-5

де U, I – напруга та струм дугового процесу відповідно; v – швидкість переміщення зварювального інструменту; k – коефіцієнт узгодження систем подання величин.

Очевидно, що всі основні фізичні параметри дугового процесу впливають на питоме тепловкладання, а отже, на характеристики зварного шва та навколошовної зони.

Є рекомендації та технологічний досвід із зварювання нержавіючих, легованих дуплексних сталей, де показано, що у дуговий процес небажано вкладати погонну енергію більше (2,5–3,2) кДж/мм, при цьому зварювання необхідно вести короткою дугою, що певною мірою знижує рівень вигоряння легувальних елементів, що легують.

Встановлено [10], що застосування імпульсної подачі електродного дроту з керованими параметрами, а також використання дозованої подачі у варіанті зі зворотним зв'язком по струму дугового процесу та цілеспрямовано встановленими вихідними параметрами процесу забезпечує стабільний перебіг процесу з автоматичним підстроюванням параметрів перенесення електродного металу. Це, у свою чергу, забезпечує рівномірні характеристики проплавлення та зовнішній вигляд шва або наплавленого валика.

Можна вести досить продуктивний процес зварювання-наплавлення із застосуванням систем дозованої подачі, але з меншими тепловкладеннями, ніж це зазвичай відбувається при зварюванні з плавною подачею електродного дроту. При цьому може бути отримана сприятлива структуризація металу шва з подрібненням його структури, що підвищує показники міцності зварного шва або наплавленого валика.

При ефективно вибраних параметрах істотно знижується розбризкування електродного металу, що, в тому числі, є наслідком керованого перенесення крапель з певними керованими характеристиками, що також обумовлює рівень вигоряння легувальних елементів.

Нами вперше виконані порівняльні визначення технологічних характеристик зварних сполук легованої нікелем сталі в обсязі комплексного дослідження при застосуванні імпульсної дозованої подачі електродного дроту.

Додатково можна відзначити, що в деяких випадках застосування імпульсної подачі електродного дроту дозволяє уникнути необхідності післязварювальної термічної обробки при зварюванні нержавіючих сталей. Необхідно особливо вказати на суттєве зниження викидів шкідливих аерозолів при дуговому зварюванні-наплавленні з імпульсними алгоритмами руху електродного дроту, яке докладно розглянуто у роботі [11], і це розширює сфери та умови використання цього виду технологічного процесу.

Мета роботи

Дослідити технологічні особливості і визначити можливість і умови застосування дозованої подачі електродного дроту для зварювання стикових з'єднань легованих сталей на прикладі нікельвмісної сталі А353 9 % Ni для застосування в умовах промислового виробництва.

Можливість отримання задовільних характеристик при зварюванні та наплавленні в складніших умовах (низькі температури, положення відмінні з горизонтального) представляє науковий та практичний інтерес.

Критерії оцінки дугового процесу з різними видами подачі електродного дроту повинні включати наступні показники: продуктивність зварювання, зниження рівня де шви бездефектні (пори, шлакові включення) і зменшення розбризкування, виключення гарячих тріщин, відповідність механічних властивостей зварних з'єднань.

Під час проведення експериментальних досліджень було, в основному, прийнято:

1. Зварне з'єднання: одностороннє стикове, з V-подібною обробкою, відповідно до вимог WPS № FC9N-H-1906;

2. Положення зварювання нижнє (1G) та горизонтальне на вертикальній площині (2G). Зварювання виконується на керамічній підкладці;

3. Захисний газ CO_2, електродний дріт SW-9NiH діаметром Ø1.2 мм. Товщина зварюваних або наплавлюваних пластин 20 мм;

4. Погонна енергія зварювання – не більше 2.3…3,2 kJ / mm. Міжшарова температура – не більше 150 °C. Попередній підігрів відсутній;

5. Полярність зварювання та наплавлення зворотна.

Матеріали і методи

Управління та регулювання проводиться від універсального блоку подачі електродного дроту, спеціально розробленого на основі великої кількості системних досліджень у ДП «ДКТБ ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ». Блок забезпечує низку встановлюваних алгоритмів руху електродного дроту. Від плавної до імпульсних зі складним режимом руху із частотами 50…60 Гц. Дозована подача електродного дроту є одним з варіантів імпульсної подачі і, по суті, і як зазначалось є способом синергетичного управління переносом електродного металу. Блок, представлений на рис. 1, дозволяє програмно здійснювати практично будь-який алгоритм подачі дроту, а також необхідні цикли зварювання – наплавлення. Графічний адгоритм імпульсної швидкості подачі дроту, реалізований універсальним блоком, представлений на рис. 2. При цьому відпрацювання зворотного зв'язку струму дугового процесу графічно представлено на рис. 3.

Блок в обов'язковому порядку дозволяє контролювати, а при необхідності, документувати наступні параметри дугового процесу:

- величина напруги $U_{св}$, В;

- зварювальний струм (певне значення, а також струм максимальний I max, і мінімальний – I_{min} – для процесу з дозованим подачею електродного дроту): А;

- тимчасові параметри імпульсу: $t_в$, коли дріт

© Лебедєв В. А., Жук Г. В., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-5

рухається вперед, до зварювальної ванни, під дією механізму подачі, $t_п$ – час паузи, необхідний плавлення електрода і $t_н$ – час руху дроту назад, від ванни.

Окремо має бути визначено (задано) апаратно:

- швидкість подачі зварювального дроту V_e;
- виліт електрода.

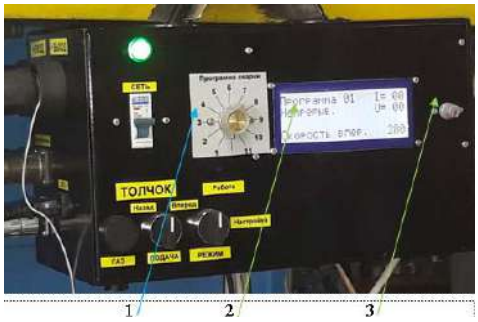


Рис. 1. Універсальний блок управління подачею електродного дроту:

1 – перемикач вибору та встановлення вибраних способів подачі; 2 – дисплей; 3 – регулятор установки параметрів подачі

У процесі комплексного дослідження впливу способу зварювання з імпульсною подачею електродного дроту виконувались:

1. дослідження параметрів імпульсів;
2. оцінка величини розбризкування;
3. дослідження величини роботи удару для зварного шва та лінії сплавлення при низькій температурі T = - 196 °C;
4. металографічні дослідження зварного зєднання із вимірами мікротвердості;
5. рентгенографічний контроль зварних з'єднань.

Дослідження виконувалися для трьох базових режимів (способи зварювання), які може реалізувати універсальний блок управління подачею електродного дроту:

1. Звичайна подача електродного дроту з ручним встановленням швидкості подачі та напруги джерела зварювального струму;

2. Імпульсна подача електродного дроту з ручним встановленням будь-якого з параметрів імпульсного руху як це показано на рис. 2, а також напруга джерела зварювального струму;

3. Дозована подача електродного дроту, яка алгоритмічно представлена на рис. 3, при цьому задаються лише два параметри у вигляді низького та високого рівня струму, які підтримуються зворотним зв'язком за параметрами процесу (струму дуги). У таблиці 1 систематизовані можливості, переваги та недоліки способів зварювання та наплавлення, що визначаються видом подачі електродного дроту.

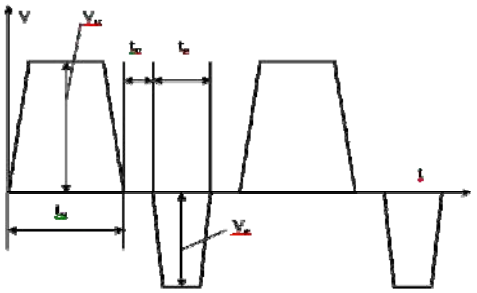


Рис. 2. Графічний алгоритм імпульсної швидкості подачі дроту V_i, $V_п$ – швидкості руху в імпульсі та реверсі; t_i, $t_п$, $t_р$ – часи руху в імпульсі, паузі та реверсі

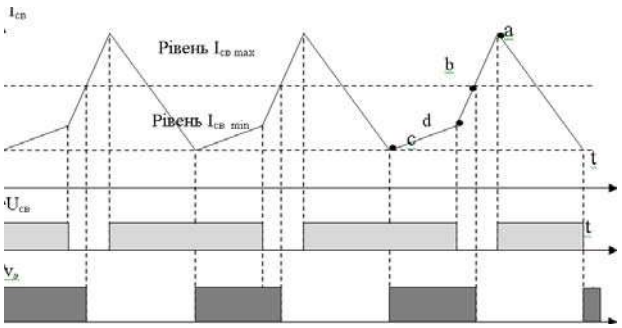


Рис. 3. Алгоритм роботи системи управління переносом електродного металу пов'язаний з параметрами струму дугового процесу: $I_{св}$ – струм зварювання; $U_{св}$ – напруга зварювання; $v_э$ – швидкість подачі електродного дроту;

a – перехід краплі у ванну; b – пауза швидкості подачі; c – пуск подачі; d – коротке замикання

Таблиця 1 – Порівнювані за ефективністю режими зварювання-наплавлення

№	Спосіб ведення електродугового процесу	Вибір режиму	Переваги	Недоліки	Примітки
1	Класична подача	Ручне встановлення режиму зварювальної напруги та швидкості подачі (струму)	Простота установки та оперативного регулювання	Недостатня керованість електродуговим процесом	Наявність попередніх даних про режими
2	Імпульсна подача з використанням всіх параметрів імпульсної подачі, зазначених на рис. 2	Ручне встановлення режиму зварювальної напруги і всіх параметрів імпульсної швидкості подачі (струму)	Забезпечення високоефективного процесу зварювання наплавки з керованим переносом електричного металу	Складність налаштування оптимального режиму	Наявність попередніх даних про режими
3	Дозована подача з інформаційним зворотним зв'язком по струму процесу	Автоматична установка імпульсної швидкості подачі в залежності від встановлених мінімального і максимального струму процесу	Швидкий вибір, встановлення і зміна режимів зварювання, наплавлення. Автоматичне підтримання заданих режимів. забезпечення якості процесу	Деяке укладання апаратного обладнання для організації зворотного з'вязку за параметрами дугового процесу	Наявність попередніх даних про режими

© Лебедєв В. А., Жук Г. В., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-5

Експерименти. Усі способи ведення механізованого та автоматичного електродугового процесу, представлені в табл. 1, використовуються для зварювання наплавлення різних за складом та застосуванням сталей, алюмінію та його сплавів у різних просторових положеннях, широкому діапазоні режимів різними типами електродних дротів. В теперішній час ведуться роботи із застосуванням способів зварювання та наплавлення з імпульсними алгоритмами подачі у водному середовищі мокрим способом.

При цьому найкращі результати виходять при застосуванні способів зварювання з використанням керованих алгоритмів руху електродного дроту.

Слід вказати на особливості розробки та конструювання механізованих систем зварювального обладнання – зварювальних і наплавних напівавтоматів із застосуванням механізмів керованої імпульсної подачі електродного дроту. Особливість пов'язана з необхідністю урахування згасання амплітуди імпульсного руху.

В процесі експериментальних робіт з електродугового зварювання був проведений вхідний спектральний контроль хімічного складу сталі А353 9 % Ni, наплавленого металу, що застосовується в дослідженнях порошковим дротом SW-9NiH. Результати аналізу наведено у табл. 2*а*, *б*.

Таблиця 2*а* – Вміст легувальних елементів сталі А353 9 % Ni

Масова частка у відсотках легувальних елементів					
C	Si	Mn	Ni	S	P
0,063	0,16	0,49	9,5	0,001	0,014

Таблиця 2*б* – Вміст легувальних елементів у наплавленому металі порошковим дротом SW-9NiH

Масова частка у відсотках легувальних елементів							
C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	S	P
0,063	0,16	0,49	18,4	9,5	0,043	0,007	0,014

Процес електродугового зварювання – наплавлення з імпульсною подачею електродного дроту може бути реалізований, як зі зворотним зв'язком за силовими характеристиками зварювальної дуги (струм зварювання, напруга дуги), так і з ручним способом вибору та встановлення параметрів імпульсного руху електродною. У цьому дослідженні застосовувався інформативний зворотний з'вязок по струму процесу.

Досліджено можливість та особливості застосування керованої подачі електродного дроту легованих сталей при механізованому зварюванні в середовищі CO_2 на прикладі холодостійкої сталі А353 з вмістом 9 % Ni товщиною 20 мм. порошковим дротом SW-9.

Підбір режимів зварювання дозованої подачі проводився у наступній послідовності. На початку виконувалося одностороннє автоматичне зварювання стикових з'єднань сталі S235 товщиною 20 мм з V- подібною розділкою із застосуванням керамічної підкладки. На наступному етапі обраний режим уточнювався для механізованого зварювання з'єднання. Після цього вибраний режим застосовувався при механізованому зварюванні. Було обрано наступні оптимальні режими зварювання стиків А353 сталі 9 % Ni (табл. 3). Також було обрано режими зварювання стику сталі в положенні 2G, імпульсна подача дроту з ручним встановленням параметрів імпульсів (табл. 4).

Необхідно відзначити гарне зворотне формування кореня шва в обох випадках

Важливо знати, що прийнятне формування зварних горизонтальних швів на вертикальної площини, що представляє певні складності при застосуванні звичайних систем подачі дроту, спрощується в умовах дії імпульсних алгоритмів руху електродного дроту при оптимально обраних параметрах.

Таблиця 3 – Режим зварювання стику в положенні 1G, імпульсна подача дроту (дозована)

Тип шва	Напруга, В	Зварювальний струм А		Середній струм (показник джерела зварювання), А	Швидкість подачі зварювального дроту, см/с
		I_{max}	I_{min}		
Кореневий	31	200	150	125	13,9
Заповнення обробки, облицювальний	32	250	200	180	13,9

Примітка. Витрати зварювального газу 21–22 л/хв.

Таблиця 4 – Режим зварювання стику сталі в положенні 2G, імпульсна подача дроту з ручним встановленням параметрів імпульсів

Тип шва	Напруга, В	Зварювальний струм А		Виліт, мм	$t_в$, мс	$t_п$, мс	$t_н$, мс	Швидкість подачі дроту, см/с
		I_{max}	I_{min}					
Кореневий*, заповнення обробленя**, обліцювальний**	6	50	00	0	0	0	0	8,0

*Примітка. Зварювання: * – кутом, назад; ** – кутом уперед. Витрати захисного газу 21–22 л/хв.*

Фотографії зварних з'єднань, зварені в положеннях Flat (1G) і Horizontal (2G) для прикладу та порівняння представлені на рис. 3. Потік ванни металу на 2G швах немає. Видно, що за розмірами в частині ширини шви мало відрізняються один від одного, що свідчить про практичну відсутність зсуву металу з вертикальної площини. Підтвердженням сказаного є визначення геометричних розмірів стикових швів, які наведені в табл. 5.

© Лебедєв В. А., Жук Г. В., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-5

а *б*

в *г*

Рис. 3. Формування зварного шва при застосуванні імпульсної подачі; позиція 1G:
а – кореневого шва на керамічній підкладці; *б* – лицювального шва;
позиція 2G: *в* – кореневого шва на керамічній підкладці *г* – облицювального шва

Таблиця 5 – Геометричні розміри стикових швів, виконаних зварюванням із імпульсною подачею

№ п/п	Положення зварювання	Кількість проходів	Облицювальний шов		Кореневий шов	
			Ширина, мм	Висота, мм	Ширина, мм	Висота, мм
1	Нижнє, 1G	14	25,5–27,5	2–3	6–7	1–1,5
2	Горизонтальне, 2G	10	29–32	3–4	6–7	1–1,5

Рентгенографічний контроль зварних з'єднань показав, що вони мають високу якість. Існують лише окремі дефекти у вигляді окремих (1–2) пір діаметром Ø 1,5 мм для положення 2G. У разі зварювання у положенні 1G дефекти у шві були відсутні.При проведенні багатопрохідного зварювання були встановлені наступні технологічні особливості заповнення обробки V-подібного стикового з'єднання для отримання найбільш якісного зварного шва.

1. Положення 1G.

Зварювання проводиться за наявності зворотного зв'язку по струму дугового процесу при застосуванні дозованої подачі. Для забезпечення якісного формування першого кореневого проходу необхідно зварювати при зменшеному вильоті електрода. Це дозволяє ефективно проводити потрібні маніпуляції електродом при зварюванні кореневого проходу для отримання якісного зворотного формування шва та видалення шлаку з ванни. При цьому параметри зварювального струму для кореня шва будуть дещо меншими, ніж для наступних проходів.

2. Положення 2G.

Застосування зварювання з імпульсною дозованою подачею для горизонтального з'єднання не завжди є оптимальним з точки зору продуктивності, зокрема при виконанні багатошарового зварювання. Тут доцільніше застосування імпульсної подачі електродного дроту з ручним встановленням параметрів імпульсів, що дозволяє отримати значну продуктивність процесу.

3. Положення 1G та 2G.

Найбільш проблемним з метою забезпечення низького рівня дефектності є другий прохід, що накладається на кореневий шов. У цьому випадку звуження оброблення кромок і віддаленість шва від поверхні листа не дає можливість при маніпуляціях електродом повною мірою видаляти шлак зі зварювальної ванни. Це може сприяти утворенню у цьому шарі шлакових включень. Обмеженість у маніпуляціях електродом може призвести до неможливості повною мірою оплавити кромки, що сприяє утворенню непроварів.

Отримані експериментальні дані, дозволили встановити наступні переваги застосування дозованої подачі порошкового дроту порівняно зі звичайним механізованим зварюванням в середовищі CO_2:

- дефектність швів менша, особливо це стосується наявності пор та шлаків;
- при цьому швидкість зварювання можна порівняти зі звичайним механізованим процесом;
- зварювальна дуга «пластична», горить стабільно, виведення шлаку та перемішування зварювальної ванни відбувається добре.

У процесі виконання робіт була проведена оцінка величини розбризкування металу дроту для положення 1G у разі застосування дозованої подачі дроту. Режими наплавлення за даними табл.2. Отримані такі результати:

- витрати зварювального дроту – 7 м, вага – 47,5–48 г; час горіння 45–46 с; маси наплавленого металу – 40 г; вага пластини перед наплавкою – 1494,5 г; після наплавлення – 1534,5 г.

Дослідження вольтамперної характеристики дуги у разі дозованого подачі зварювального дроту при зварюванні сталі А353 з 9 % Ni проводили за допомогою аналізатора зварювальних процесів. Результати представлені в табл. 6 та рис. 4.

Результати та обговорення

Осцилограми напруги на дузі, струму та оцінку кількості коротких замикань наведено на рис. 4. Аналіз результатів осцилографування, представлений у вигляді вольтамперних характеристик на рис. 5, показує, що найбільш оптимальним з стабільності перенесення розплавленого металу у ванну є застосування

© Лебедєв В. А., Жук Г. В., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-5

імпульсної (дозованої) подачі. У цьому випадку спостерігається найменше значення часу короткого замикання * $K_{зср}$ = 0,0013 мс, що вдвічі менше ніж у разі імпульсної подачі з ручною установкою параметрів імпульсів та зварювання без імпульсів подачі, при цьому кількість коротких замикань менша у 2 та 5 разів відповідно. Коефіцієнти стабільності режиму струму і напрузі на дузі при застосуванні дозованої подачі також істотно в 1,5…1,9 рази менше ніж для процесу традиційного зварювання. Порівняльний аналіз осцилограм напруги та струму процесу для процесу з імпульсною дозованою подачею показує їх рівномірний характер, різкі піки відсутні.

Дослідження холодостійкості зварних з'єднань [12] при визначенні величини роботи удару KV для зварного шва та лінії сплавлення проводилися при температурі Т = - 196 °С. Вирізка зразків Шарпі розміром 10мм х 10мм з стикових зварних з'єднань, розташування надрізу та оцінка результатів проводилася відповідно до вимог IGC Code for Ships Carrying Liquified Gas Ch6. Результати випробувань зразків представлені у табл. 6. Режими зварювання приймалися відповідно до табл. 2, 3 положення 1G і 2G відповідно.

Додатково, з метою загальної оцінки ударної в'язкості зварних з'єднань, було визначено роботу удару для основного металу вздовж та поперек прокату (табл. 7).

Аналіз експериментальних даних, наведених у табл. 6 і 7 показує, що застосування дозованої подачі зварювального дроту і підібраних режимів зварювання (табл. 2, 3) забезпечує величину роботи удару по центру зварного шва, лінії сплавлення і на відстані 1 мм від лінії сплавлення з достатнім запасом (1,5–2 рази) стосовно нормативного. Результати експериментів стабільні, викиди не спостерігаються. Основний метал ізотропний щодо в'язкості – робота удару практично однакова вздовж та поперек прокату.

При зниженні температури до температури кліматичного холоду рівень ударної в'язкості зберігається на рівні 280 Дж/см^2, що пояснюється високим вмістом нікелю в сталі. Порівняння роботи удару основного металу та зварного з'єднання показує, що під дією термічного циклу зварювання відбувається суттєве зменшення роботи удару металу приблизно в 4 рази, що свідчить про необхідність обмежувати погонну енергію зварювання. У цьому випадку доцільно застосування імпульсної дозованої та імпульсної з ручним завданням режимів подачі зварювального дроту, що дозволяє отримати оптимальний тепловий цикл зварювання для сталі А353 9 % Ni та їй подібним.

Зразки для металографічних досліджень полірувались до 14 класу чистоти із застосуванням алмазних паст різної дисперсності. Для виявлення мікроструктури зразки були травлені електролітично у 20 % водному розчині сірчанокислого амонію (рис. 6–7).

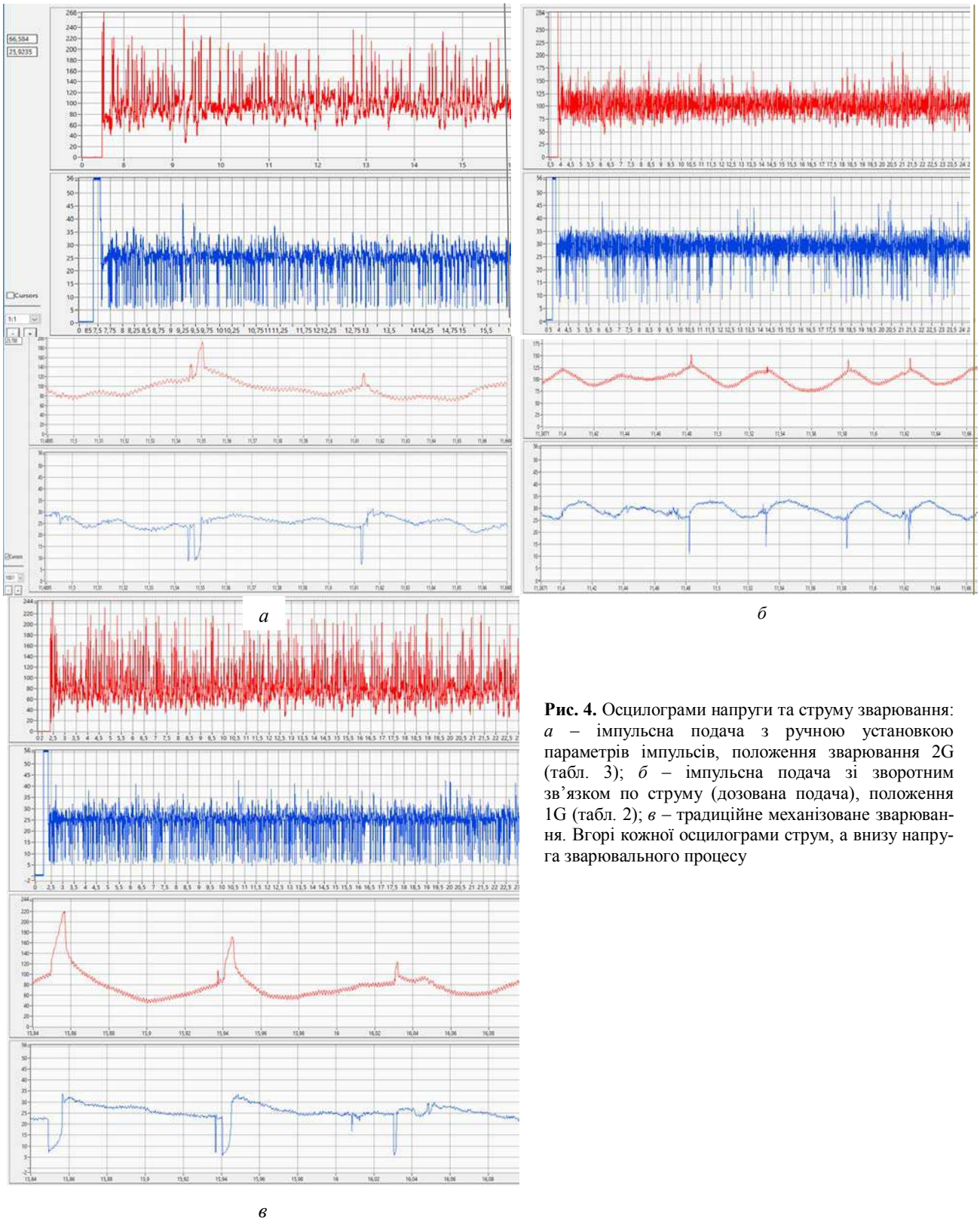
Металографічні дослідження проводили на мікроскопі NEOPHOT-32 за різних збільшеннях. Фотозйомка неметалевих вихань і мікроструктури здійснювалася за допомогою цифрової фотокамери OLYMPUS. Вимірювання твердості за Віккерсом проводили на твердомірі М-400 фірми LECO при навантаженні 1 кг. Зміст феритної фази визначали на феритометрі FERRITGEHALTMESSER-1053.

Таблиця 6 – Характеристики імпульсів дозованої подачі електродного дроту при зварюванні сталі А353 9% Ni

№	$U_{ср}$, В	$I_{ср}$, А	K_v^U,%	K_v^I,%	$N_{кз}$	$\tau_{кзср}$, мс	$N_{кз\ дійсн.}$	$\tau_{кз\ дійсн.}$, мс	$f_{кз}$, Гц
1. Імпульсна подача з ручним регулюванням параметрів імпульсу, положення зварювання 2G (табл. 3);	25,3	97	0,17	0,24	119	0,0028	61	0,0048	14,6/7,5
2. Дозована подача, положення зварювання 1G (табл. 2)	29,4	100	0,09	0,16	53	0,0013	-	-	6,5
3. Звичайне механізоване зварювання, швидкість подачі зварювального дроту 8,3 см/с, напруга 26 В, зварювальний струм I = 150 А.	25,2	78	0,14	0,29	263	0,0025	116	0,0048	11,6/5,1

*Примітки: K_v^U, % – коефіцієнт, що характеризує стабільність процесу напруги. Процес вважається стабільним, якщо значення коефіцієнта менше 0,21; K_v^I, % – коефіцієнт, що характеризує стабільність процесу по зварювальному струму; $U_{ср}$, В – середня напруга на дузі; $I_{ср}$ А – середній зварювальний струм; $N_{кз}$ – загальна кількість коротких замикань; * $K_{зср}$, мс – час короткого замикання; $N_{кз\ дійсн.}$ – кількість дійсних коротких замикань (що впливають процес зварювання) * $K_{з\ дійсн.}$ – час дійсного короткого замикання; $f_{кз}$, Гц – частота дійсних коротких замикань.*

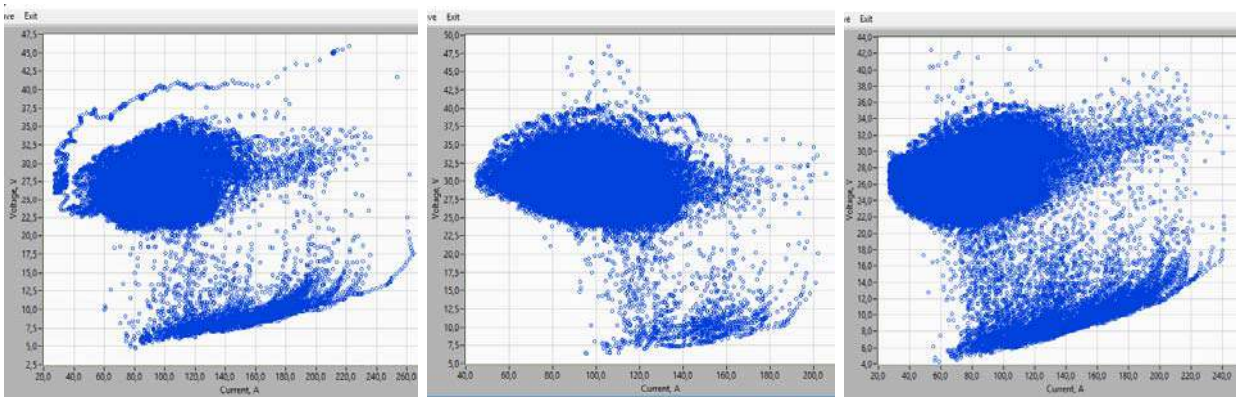
© Лебедєв В. А., Жук Г. В., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-5



а *б* *в*

Рис. 4. Осцилограми напруги та струму зварювання: *а* – імпульсна подача з ручною установкою параметрів імпульсів, положення зварювання 2G (табл. 3); *б* – імпульсна подача зі зворотним зв'язком по струму (дозована подача), положення 1G (табл. 2); *в* – традиційне механізоване зварювання. Вгорі кожної осцилограми струм, а внизу напруга зварювального процесу

© Лебедєв В. А., Жук Г. В., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-5



а *б* *в*

Рис. 5. Вольт-амперна характеристика: *а* – механізоване зварювання з імпульсною подачею електродного дроту; *б* – механізоване зварювання з імпульсною (дозованою) подачею дроту; *в* – традійне механізоване зварювання

Таблиця 7 – Результати визначення роботи удару (KV) стикових зварних з'єднань стали А353 9% Ni завтовшки 20 мм при зварюванні з дозованою подачею

№	Положення зварювання	Місце розташування V – подібного надрізу	Температура проведення випробовування, °С	Величина роботи удару KV, J	Мінімальне значення роботи удару по IGC Code KV, J
1	Нижнє (1G)	Лінія сплавлення	- 196	77	41
2				68	
3				84	
4				78	
5		Центр шва	- 196	62	
6				70	
7				60	
8				70	
9	Горизонтальне (2G)	Лінія сплавлення	- 196	84	
10				88	
11				77	
12				98	
13		Линия сплавлення + 1 мм	- 196	89	
14				64	
15				108	
16				74	
17		Центр шва	- 196	85	
18				86	
19				85	
20				85	

Таблиця 8 – Результати визначення роботи удару (KV) листового прокату А353 стали 9 % Ni

№	Напрямок прокату	Температура проведення випробування, °С	Величина роботи удару KV, J	Мінімальне значення роботи удару по IGC Code KV, J
1	Вздовж напрямку прокату, L	- 196	313	41
2			314	
3			289	
4			289	
9	Поперек напряму прокату, T	- 196	254	
10			283	
11			276	
12			282	

© Лебедєв В. А., Жук Г. В., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-5

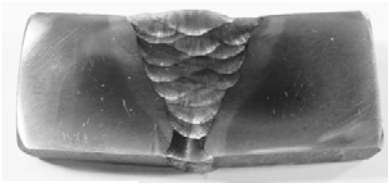


Рис. 6.Загальний вигляд зварного з'єднання, положення 1G

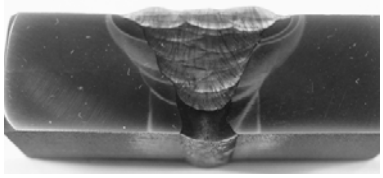


Рис. 7. Загальний вигляд зварного з'єднання, положення 2G

При візуальному огляді багатошарових зварних з'єднань зразків 1G і 2G (відповідно нижнє і горизонтальне положення при зварюванні) тріщин, пір та інших макродефектів на досліджуваних поверхнях не виявлено. Дослідження неметалевих включень у зварних з'єднаннях з неполірованою поверхнею показало, що у швах спостерігаються однотипні неметалеві включення, а саме: основну масу включень складають оксиди – глобулярні включення сірого кольору, у темному полі оточені тонкою лінією – це вюстит, рис. 8–9.

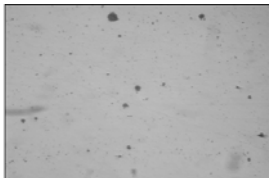


Рис. 8. Неметалічні включення у центрі шва, зразок 1G, × 500

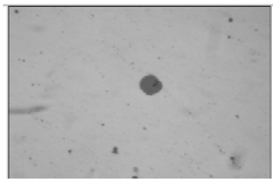


Рис. 9. Неметалічні включення, у шві біля лінії сплаву, зразок 1G, × 500 сплавлення

Забрудненість оксидами відповідає 2–3 балам за ГОСТ 1778-70. Розмір цих включень від 1 до 10 мкм, іноді від 15 мкм і більше (рідко). Також спостерігаються окремі дрібні силікати (SiO_2) від 2 до 4 мкм.

Забрудненість силікату менше за бал №1 за ГОСТ 1778-70. В основному металі зразків 1G і 2G спостерігаються оксиди точкові (розмір 1–4 мкм) – забруднення менше бала № 1, а також зустрічаються одиничні силікати крихкі (4–5 мкм) – забруднення менше бала № 1 за ГОСТ 1778-70.

Мікроструктура досліджуваних швів зразків 1G та 2G лита, аустенітна (рис. 10–12). У всіх швах відсутня феритна фаза (δ-ферит). Незначна кількість феритної фази спостерігається по лінії сплаву – до 0,5–0,8 %, що пов'язано з впливом основного металу.

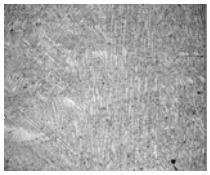


Рис. 10. Мікроструктура шва, зразок 1G, × 100

Рис. 11. Мікроструктура центра шва, зразок 2G, × 100

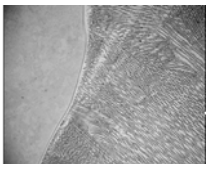


Рис. 12. Мікроструктура шва біля лінії сплаву, зразок 2G, × 100

У зоні термічного впливу, у верхній частині зразків 1G і 2G як у ділянках великого зерна, так і в ділянках дрібного зерна спостерігається суміш верхнього та нижнього бейніту (тонко подрібнена суміш голок різної спрямованості та її пакети, орієнтовані під кутом 60°), що видно на рис. 13–17. Розмір зерна у ділянках великого зерна у верхній частині зразків 1G та 2G відповідає балам №3–4 за ГОСТом 5639-82 (розмір зерен від 88 мкм до 125 мкм), у ділянках дрібного зерна – бал № 5–6 (розмір зерен від 44 до 65 мкм). Твердість такої мікроструктури знаходиться в межах від HV1 = 263 кгс/мм^2 до 343кгс/мм^2. У центральній та кореневій частині зварних з'єднань у ВТО зразків 1G та 2G спостерігаються структури термооброблені внаслідок термоциклів при заповненні розробки. В результаті твердість знижується до HV1 = = 260–275 кгс/мм^2 у зразку 1G і до HV1 = = 260–309 кгс/мм^2 у зразку 2G. Мікроструктура основного металу зразків 1G і 2G дрібнозерниста (бал зерна № 8–9 за ГОСТом 5639-82 (середній розмір зерен від 0,015 до 0,022 мм або 15–22 мкм) феритна з виділенням карбідів і, можливо, невеликою кількістю аустеніту).

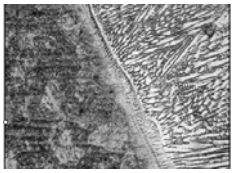


Рис. 13. Мікроструктура лінії сплаву, зразок 1G, × 200

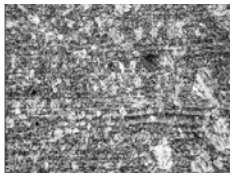


Рис. 14. Мікроструктура ділянок великого та дрібного зерна ЗТВ 1G, × 200

© Лебедєв В. А., Жук Г. В., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-5

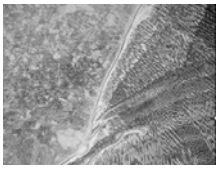


Рис. 15. Мікроструктура біля лінії сплаву, зразок 2G, × 100

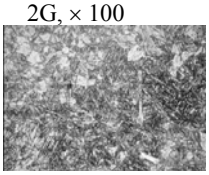


Рис. 16. Мікроструктура ділянки великого зерна ЗТВ, зразок 2G, × 200

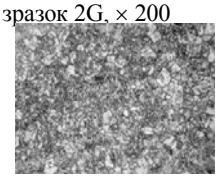


Рис. 17. Мікроструктура ділянки дрібного зерна ЗТВ, зразок 2G, × 200

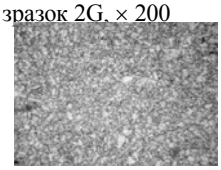


Рис. 18. Мікроструктура основного металу, зразок 2G, × 200

Було досліджено мікротвердість лінії сплавення та її розподіл у ЗТВ (рис. 19). У разі зварювання в положенні 2G лінія сплавлення у лицьового валика має підвищену твердість 330...347 кгс/мм^2 HV1 порівняно зі зварюванням у положенні 1G, де аналогічна твердість має значення 242...287 кгс/мм^2 HV1. Крім приповерхневих шарів мікротвердість вздовж лінії сплаву однорідна. Мікротвердість зварного шва має значення HV1 = 193...205 кгс/мм^2 і менше ніж для основного металу HV1 = 242...248 кгс/мм^2.

Відсутність у мікроструктурі лінії сплавлення мартенситу та утворення карбідів по межам зерен, а також дрібнодисперсність ферито-карбідної структури та бейніту показує, що зварювальні з'єднання сталі А353 9 % Ni не повинні бути схильні до утворення холодних тріщин і метал лінії сплаву повинен мати досить високу в'язкість.

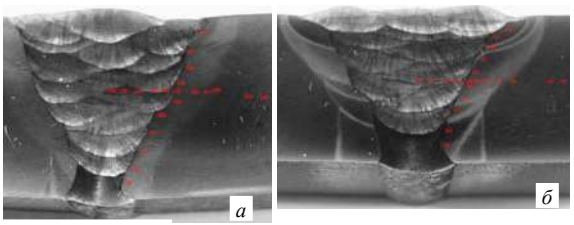


Рис. 19. Твердість HV1, кгс/мм^2 стикового зєднання сталі А353 9 %Ni завтовшки 20 мм:
а – положення 1G; *б* – положення 2G

Висновки

1. На основі аналізу отриманих експериментальних даних можна стверджувати, що застосування імпульсної подачі електродного дроту дозволяє отримати менше дефектів у шві (пори, шлак) і істотне менше розбризкування металу; швидкість зварювання при застосуванні дозованої подачі близька до звичайного механізованого зварювання.

2. Застосування розробленої в ДП ДКТБ «ІЕС ім.Є.О.Патона НАНУ» універсальної системи подачі з різними алгоритмами руху електродного дроту дозволяє при керованій імпульсній подачі, в тому числі і дозованій, виконувати зварювання сталі А353 з 9 % Ni, легованих та інших сталей на оптимальному рівні погонній енергії з реалізацією керування процесом перенесення електродного металу для механізованого зварювання порошковим дротом. На відміну від керування переносом металу за рахунок застосування імпульсного впливу джерел зварювального струму, можна отримувати рівномірне плавлення оболонки порошкового дроту та її наповнювача, що позитивно позначається на структурі металу шва.

3. Параметри імпульсної подачі по-різному впливають на результати процесів зварювання і наплавлення, при цьому найбільш універсальною є дозована подача електродного дроту, в реалізації якої використовуються зворотні зв'язки параметрів дугового процесу, в тому числі і по струму.

4. Реалізація імпульсної подачі з керованими параметрами, у тому числі і дозованої в умовах виробництва, не вимагає спеціальних зварювальних джерел живлення. Технологія дозованої подачі може бути вписана у існуючий технологічний процес із мінімальними витратами. При цьому обсяг додаткової підготовки виробництва буде мінімальним.

5. Механізм дозованої подачі, розроблений ДП ДКТБ ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ, має високі показники швидкодії та надійності, тому що в його електродвигуні відсутній щітковий вузол та знижувальний механічний редуктор.

6. Сфера застосування механізованого та автоматичного процесів зварювання та наплавлення з імпульсною подачею електродного дроту дуже широка і включає в себе:

- різноманітність застосовуваних електродних дротів як за складом, так і за типом;
- різні зварювані та наплавлювані сталі та сплави алюмінію;
- організація якісного ведення процесу у різних просторових положеннях та умовах, у тому числі й під водою.

Список літератури

1. Патон Б. Е. Современные направления исследования и разработок в области сварки и прочности конструкций / Патон Б. Е. // Автоматическая сварка. – 2003. – № 10–11. – С. 7–22.

2. Анализ хладостойкости металлов с различным типом кристаллического строения / Кабалдин Ю. Г., Хлыбов А. А., Аносов М. С. и др. // Вестник ИЖГТУ имени М. Т. Калашникова. – 2019. – Т. 22. – № 3. – С. 48–55.

3. Определение параметров импульсного механического воздействия на сварочного ванну для структуризации металла при автоматической дуговой наплавке / Лебедев, В. А., Драган С. В., Галь А. Ф., Козырко О. А. // Збірник наукових праць НУК. Обробка матеріалів у машинобудуванні. – 2016. – № 1. – С . 19–26.

4. Мойсов Л. П. Порошковая проволока – сва-

© Лебедєв В. А., Жук Г. В., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-5

рочный материал XXI века / Мойсов Л. П. // Монтажные и специальные работы в строительстве. – 2002. – № 9. – С. 7–10.

5. Восстановительная наплавка порошковой проволокой / Орлов Л. Н., Голякевич А. А., Титаренко В. И., Пелешко В. Н. // Автоматическая сварка. – 2005. – № 12. – С. 45–50.

6. V. Lebedev, U. Reisgen & I. Lendel, Study of technological opportunities of GMAwelding andsurfacing with pulse electrode wirefeed // Welding in the World. February, 2016. – 9 p.

7. Лебедев В. А. Быстродействующий вентильный электропривод для оборудования механизированной дуговой сварки / Лебедев В. А., Гулый М. В. // Мехатроника. Автоматизация, Управление. – 2014. – №6. – С. 47–51.

8. Influence of GMAW-P current waveforms on heat input and weld bead shape / Joseph A., Farson D., Harwig D., Richardson R. // Science and Technology of Welding and Joining. – 2005. – Vol. 10. – N 3. – P. 311–318.

9. Influence of heat input on weld bead geometry using duplex stainless steel wire electrode on low alloy steel specimens. Cogent Engineering Mondal A., Kumar Saha M., Hazra R., & Das S. – 2016. – Vol. 3(1). – 14 p.

10. Лебедев В. А. Механизированная дуговая сварка и наплавка в разных пространственных положениях с управляемой дозированной подачей электродной проволоки различных типов / Лебедев В. А., Жук Г. В. // Тяжёлое Машиностроение. – 2017. – № 6. – С. 19–23.

11. Гигиенические характеристики механизированной дуговой сварки с импульсной подачей электродной проволоки / Лебедев В.А., Левченко О.Г., Максимов С.Ю. и др. // Безопасность Жизнедеятельности. – 2015. – № 9. – С.15–18.

12. Low temperature impact toughness of high strength structural steel / L. Tong, L. Niu, S. Jing, L. Ai, X. Zhao // Thin-Walled Structures. – 2018. – Is. 132. – P. 410–420.

Одержано 10.06.2022

Lebedev V., Zuck G., Brykov M. Performance characteristics of nickel-containing steel structures during mechanized welding-surfacing with modified (dosed) electrode wire feeding

Purpose. *To study and analyze in a comparative order the influence of factors of the controlled pulse process of electrode wire supply on some basic mechanical characteristics of seams and welded rollers in the processes of welding and surfacing of nickel-containing steels.*

Methods of research. *The study the mechanical characteristics of seams and welded rollers was carried out using modern laboratory equipment and appropriate techniques. This made it possible to determine how the pulse feed parameters affect the strength characteristics of the weld and near the weld zone over the entire cross-sectional area of the weld or weld layer. Detailed characteristics of feed pulses were determined using a welding process analyzer to obtain oscillograms of power parameters of arc combustion with their analysis, including determining the stability of the arc process for different types of pulses. Important for the improvement of welding results is the controlled nature of the electrode metal transfer synchronous with the pulsed movement of the electrode. It is noted that the energy consumption of the arc process during the pulse supply of the electrode wire with an indication of its reduction compared to traditional welding.*

Experimental work was performed using a special electrode wire, which is usually used for welding and surfacing of nickel-containing steels. These processes were carried out in a protective environment of CO_2 in automatic mode.

Results. *Due to the fact that the strength characteristics of the weld are among the most important, attention is paid to their definition and analysis. The strength characteristics depend on many parameters, in particular the thermal characteristics of the process, the structure of the weld metal, the presence of non-metallic inclusions and so on. All these factors were studied with the help of appropriate instruments, and on the basis of numerous comparative photos of microstructures on sections of the cross section. The analysis of the sections revealed the types of microstructures obtained, the presence of inclusions and more. It is determined, in particular, that the structure of weld metal in pulsed electrode wire welding differs significantly from the structure of traditional welding in reducing inclusions, finer grains, etc., which improves the mechanical properties of the weld and seam area.*

Scientific novelty. *Based on a series of experimental studies, the use of pulse algorithms for the movement of the electrode wire with certain parameters in automatic mode for welding and surfacing of nickel-containing steels to improve the mechanical properties of seams and welded rollers.*

Practical value. *It is determined that the method of pulse welding of electrode wire to the controlled variant, including nickel-containing steels is effective and can be widely used in industry using specially designed equipment that provides a suitable process with stronger characteristics.*

Key words: *arc welding, nickel-containing steels, melting electrode, pulsed wire feed, parameters, experiments, processing of results.*

© Лебедєв В. А., Жук Г. В., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-5

УДК 669.14.018.258

Сидорчук О. М. канд. техн. наук, старший дослідник, старший науковий співробітник, Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, м. Київ, Україна,
e-mail: sedorleg@ukr.net

ШТАМПОВА СТАЛЬ 4Х4Н5М4Ф2 ДЛЯ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ МІДІ

Мета роботи. *Одержання кованої штампової сталі (4Х4Н5М4Ф2) з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації, електрошлаковим переплавом та встановлення оптимальних режимів термодеформаційної обробки (відпал, ковка, гартування та відпуск). Виготовлення великогабаритних деталей типу коліс екструдерів з кованої сталі марки 4Х4Н5М4Ф2 з проведенням дослідно-промисловим випробуванням для гарячого деформування міді за температури експлуатації нижче критичної точки A_1.*

Методи дослідження. *Металографічний аналіз дослідних штампових сталей 4Х4Н5М4Ф2 та Н13 (аналог 4Х5МФ1С).*

Наукова новизна. *В процесі часткової перекристалізації легованої конструкційної кованої сталі 4Х4Н5М4Ф2 утворюється сфероїдизована карбідна складова, що спричинює на поліпшення механічної обробки заготовки для виготовлення деталей типу коліс екструдерів.*

Одержані результати. *Дослідно-промислові випробування з деталей типу коліс екструдерів з кованої сталі 4Х4Н5М4Ф2 для гарячого деформування міді марки $М_1$, показало підвищену стійкість у порівнянні зі сталлю Н13, яка застосовується на одному з китайських підприємств.*

Практична цінність. *Показана можливість використання сталі (4Х4Н5М4Ф2) з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації для широкого інтервалу температур експлуатації (нижче критичної точки A_1 та вище критичної точки A_3) для гарячого деформування міді (до 630 °С), мідно-нікелевого (900–950 °С) та алюмінієвого сплаву (450–500 °С) з підвищеним ресурсом експлуатації. Для полегшення механічної обробки різанням заготовки при виготовленні матриць з штампової сталі 4Х4Н5М4Ф2, було запропоновано провести часткову перекристалізацію, а саме неповний відпал за температури 750±20 °С. Досліджувана кована сталь 4Х4Н5М4Ф2 характеризується підвищенням твердості та порогу міцності у порівнянні зі сталлю Н13, після експлуатації коліс екструдерів (виготовлення більше 60 тон виробів з міді).*

Ключові слова: *штампова сталь, хімічний склад, термічна обробка, ковка, властивості, гаряче деформування.*

Вступ

Штампові сталі, які використовують для гарячого деформування кольорових металів та сплавів мають низьку стійкість в процесі експлуатації. Утворюються тріщини розгару, що призводить до виходу з ладу інструмента. Тому, розробка нових матеріалів, або розробка режимів кінцевої термічної обробки (гартування, відпуск) сталі, направлені на підвищення гарячої стійкості інструменту є актуальними задачами. Виготовлення штампових сталей з вихідною феритною основою для роботи в аустенітному сталі визначається положенням температур від α-Fe до γ-Fe перетворення, оскільки розігрів інструмента у процесі експлуатації повинен забезпечити проходження такого перетворення при наступній тривалій роботі сталі в аустенітному стані. Тобто протягом усього періоду високо-температурної експлуатації інструменту зберігається аустенітна структура. Тому хімічний склад сталі вибирається таким чином, що з однієї сторони сталь є феритного класу, а з іншої – сталь працює в процесі експлуатації в області аустенітної структури, що характеризується як сталь з регулюванням аустенітного перетворення під час експлуатації (РАПЕ), яка розігріваються у процесі експлуатації до робочих температур 950 ºС. Технологія виготовлення штампового інструменту (матриць) зі сталі РАПЕ (4Х3Н5М3Ф та 4Х4Н5М4Ф2), пройшла дослідно-промислове випробування на ВАТ «Артемівський прокатний завод по обробці кольорових металів та сплавів, Донецька обл., м. Бахмут, Україна» та корпорації «New material tehnology Co., Ltd, м. Куньшань, КНР» [1–8]. Виготовленні матриці з цих сталей РАПЕ (без технології кування) з урахуванням розроблених оптимальних режимів термічної обробки для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву МНЖ 5-1 (температура експлуатації 900–950 ºС) та алюмінієвого сплаву АК7ч (450–500 ºС), показало підвищений ресурс експлуатації у порівнянні зі сталями марок 3Х3М3Ф та 4Х5МФ1С. Однак, виготовлення великогабаритних деталей типу коліс екструдерів зі сталі РАПЕ для гарячого деформування міді, потребує термо-деформаційну обробку (кування) зливків та оптимізації режимів термічної обробки.

Методи дослідження

Хімічний склад досліджуваної сталі визначали за допомогою стаціонарного спектрометра SPECTROMAXx LMX07. Встановлено хімічний склад зразка отриманої сталі: 0,40–0,42% C; 3,8–3,9% Cr;

© Сидорчук О. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-6

5,0–5,1% Ni; 3,7–3,8% Mo; 1,7–1,8% V та домішок 0,003–0,005 %N; 0,004–0,005 %S; 0,003–0,004 % P; 0,072–0,075% Si; 0,23–0,24% Mn; 0,014–0,016% Al; 0,040–0,043% W; 0,010–00,003% Ca. Мікроструктури сталі досліджували після протравлення 10 % розчином азотної кислоти в етиловому спирті з добавкою пікринової кислоти за ГОСТ 10243–75. Структуру металу досліджували за допомогою металографічного мікроскопа МІМ 10 (збільшення × 400). Випробування на твердість проводили на твердомірі HR-150A. Ударну в'язкість визначали на випробувальній машині NI300 на зразках розмірами 10×10×55 мм без надрізу. Пороги міцності визначали за стандартною методикою випробування на розтяг за ГОСТ 1497–84 на універсальній установці GNT50. Мікротвердість визначали за допомогою цифрової напівавтоматичної системи випробувань мікротвердості EM 4500L (на основі мікротвердоміру МН – 5 L).

Виплавку дослідної сталі здійснювали за технологією електрошлакового переплаву в корпорації Tiangong International Co., Ltd (місто Дан'ян, КНР). Одержували зливки масою по 300 кг, розмірами Ø 180–220 мм, довжиною 1100 мм. Загальна маса зливків з одної плавки становила 3 тони. Термодеформаційну обробку (ковку) зливків з дослідної сталі проводили за температури 1170±20 ºС під керівництвом компанії «Futec Co., Ltd» (м. Нінхай, провінція Чжецзян, КНР).

Викладення основного матеріалу

Відпал дослідної сталі проводили за температури 750±20 ºС. Для виготовлення великогабаритних деталей типу коліс екструдерів зі сталі використовувати технологічну операцію – кування за температури 1160±20 °С (рис. 1).

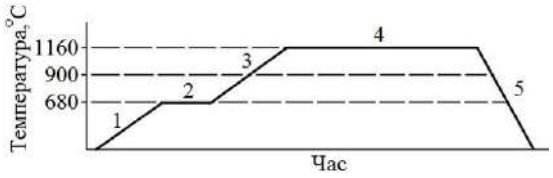


Рис. 1. Технологічна схема процесу ковки штампової сталі 4Х4Н5М4Ф2, одержаної після електрошлакового переплаву, проводилось під керівництвом компанії «Futec Co., Ltd» (м. Нінхай, провінція Чжецзян, КНР):

1 – нагрів до 10 °С/хв; 2 – ізотермічна витримка 1 год; 3 – нагрів до 10 °С/хв; 4 – ізотермічна витримка 3,5 год; 5 – охолодження на повітрі з урахуванням проведення ковки за температурою 900 °С

Оптимізований режим гартування сталі від 1100±5 ºС забезпечує одержання розміру зерна в межах від № 5 до № 7 і твердості 55–56 HRC. Після відпуску гартованої сталі за температури 600±5 ºС ударна в'язкість становила 40-70 Дж/см^2 [9, 10]. Термічну обробку (гартування) сталі для коліс екструдерів проводили в компанії «Chagzhou riyue machine Co., Ltd.» (м. Нінхай, провінція Чжецзян КНР), рис. 2. З використанням розроблених режимів кування та термічної обробки [9] були виготовлені колеса екструдери масою 47 кг та 59 кг, Ø 400 мм, товщиною 90 мм та 120 мм, відповідно. Після експлуатації коліс екструдерів при гарячому деформуванні міді марки М1 (ГОСТ 859-2014) з кованої сталі 4Х4Н5М4Ф2 та кованої сталі 4Х5МФ1С з них були вирізані зразки для проведення дослідження. Визначено, що мікротвердість мартенситу відпуску у структурі металу дослідженої сталі є набагато вищою (6,2–6,8 ГПа) за сталь Н13 (аналог 4Х5МФ1С) (3,4–4,0 ГПа), рис. 3. Встановлено, що поріг міцності та твердість кованої дослідженої сталі 4Х4Н5М4Ф2 були вищими (1590-1650 МПа та 48,5 HRC) ніж у кованої сталі 4Х5МФ1С (1350-1400 МПа та 42,5 HRC). Уда Дж/см^2, що є оптимальною для штампових сталей при гарячому деформуванні (ГОСТ 5950–2000). Колеса екструдери з дослідженої сталі 4Х4Н5М4Ф2 в процесі гарячого деформування міді не перегрівались вище температури 630 ºС. Підтвердженням якого є визначення механічних властивостей (за кімнатної температури) дослідженої сталі. Показано, що за температури відпуску 630 ºС твердість сталі знижується і, становить менше 40 HRC (після гартування 1100±5 ºС та відпуску 590±5 ºС) [10], а також після гартування 1100±5 ºС, відпуску 590±5 ºС з наступним нагрівом інструменту до температури 630 ºС при якому твердість становила 40 HRC, поріг міцності до 1300 МПа та ударної в'язкості до 60 Дж/см^2 (рис. 4).

Рис. 2. Технологічна схема термічної обробки (гартування) штампового інструмента з кованої сталі 4Х4Н5М4Ф2, проводилось в компанії «Dazhong» (повітове місто Нінхай, провінція Чжецзян, КНР):

1, 2 – нагрів до 10 °С/хв; 2 – температура 670–680 °С ізотермічна витримка 120 хв; 3, 4 – нагрів до 10 °С/хв; 4 – температура 1090-1100 °С ізотермічна витримка 180 хв; 5 – охолодження в мастилі

Рис. 3. Мікротвердість мартенситу відпуску сталей у коліс екструдерів після експлуатації:

1 – сталь 4Х4Н5М4Ф2; 2 – сталь 4Х5МФ1С

© Сидорчук О. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-6

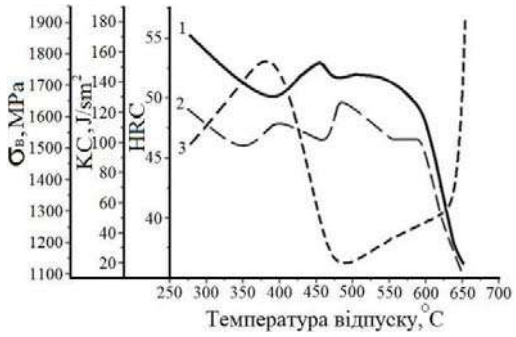


Рис. 4. Залежність механічних властивостей кованої сталі 4Х4Н5М4Ф2 від термічної обробки: гартування за температури 1100±5 ºС, відпуск 590±5 ºС, наступний нагрів (відпуск) за температур від 275 до 650 ºС:

1 – твердість, HRC; 2 – поріг міцності, МПа; 3 – ударна в'язкість, Дж/см$^{2)}$

Під час експлуатації коліс екструдерів в основному дефект дослідної сталі 4Х4Н5М4Ф2 та сталі 4Х5МФ1С, виникав у бічній сторони внаслідок відриву гарячого металу міді, що змушував призупинити виробництво при випуску продукції (рис. 5*а*, *б*). Тому, експлуатація коліс екструдерів при випуску продукції може коливатись від десятки до сотні тон міді. Проте, після експлуатації (більше 60 тон продукції) інструмент зі сталі 4Х5МФ1С мав мікро- та макротріщини на бічній та внутрішній частинах колеса екструдера, а у дослідженої сталі 4Х4Н5М4Ф2 такі дефекти були відсутні (рис. 6, рис. 7*а*, *б*). Тому, при експлуатації гарячого деформування міді, досліджена сталь характеризується підвищеною стійкістю у порівнянні зі сталлю 4Х5МФ1С, яка використовується на підприємстві.

а *б*

Рис. 5. Дефекти коліс екструдерів у бічній сторони при відриву гарячого металу міді: *а* – сталь 4Х4Н5М4Ф2; *б* – сталь 4Х5МФ1С

Рис. 6. Частина деталі-екструдера (дефекти) кованої сталі 4Х5МФ1С після експлуатації

а *б*

Рис. 7. Колеса екструдерів після експлуатації: *а* – кована сталь 4Х4Н5М4Ф2; *б* – тріщини розгару з кованої сталі 4Х5МФ1С

Висновок

Сталь з РАПЕ (марки 4Х4Н5М4Ф2), котра була рекомендована працювати при високих температурах експлуатації (900–950 ºС) гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву, здатна працювати і при температурах нижче критичної точки А1 = 700 ºС, а саме до температури 630 ºС. Отже, виникає можливість використати ковану сталь з РАПЕ для розширення температурного інтервалу експлуатації (вище критичної точки А3 та нижче критичної точки А1) для гарячого деформування кольорових металів та сплавів.

Список літератури

1. Пат. № 94746 Україна UA, МПК C21/ D 8/00. Спосіб термічної обробки сталі для гарячого пресування / Гогаєв К. О., Сидорчук О. М., Радченко О. К., Лук'янчук В. В. ; заявник і патентовласник Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України. – № u201407076 ; заявл. 23.06.2014 ; опубл. 25.11.2014, Бюл. № 22/2014.

2. Сидорчук О. М. Одержання трубник заготовок з мідно-нікелевого сплаву МНЖ5-1 при використанні інструменту з штампової сталі регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації / Сидорчук О. М. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, Запорізький національний технічний університет. – 2021. – № 1. – С. 24–28.

3. Сидорчук О. М. Властивості штампової сталі 4Х4Н5М4Ф2 для гарячого деформування кольорових металів та сплавів // Науковий вісник Вінницького політехнічного інституту, м. Вінниця». – № 1. – 2021. – С. 108–112.

4. Г Пат. № 141447 Україна UA, МПК C22/ C38/00. Штампова сталь / Гогаєв К. О., Радченко О. К., Сидорчук О. М., Миронюк Д. В. ; заявник і патентовласник Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України. – № u201909670 ; заявл. 05.09.2019 ; опубл. 10.04.2020, Бюл. № 7/2020.

5. Сидорчук О. М. Технологічні основи виготовлення інструменту з штампової сталі 4Х3Н5М3Ф / Сидорчук О. М. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – № 2. – 2021. — С. 17–20.

6. Сидорчук О. М. Лита штампова сталь 4Х4Н5М4Ф2 для прес-форм гарячого пресування міді М1 та алюмінієвого сплаву АК7ч / Сидорчук О. М. //

© Сидорчук О. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-6

Успіхи матеріалознавства. – 2021. – № 1. – С. 54–62.

7. Сидорчук О. М. Сталь з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації / Сидорчук О. М. // Металознавство та обробка металів. – № 2. – 2021. – С. 47–53.

8. Сидорчук О.М. Штампова сталь для гарячого деформування кольорових металів та сплавів. Тез. допов. конференцій молодих учених «Інноваційні технологічні рішення в науково-дослідницькій роботі молодих вчених ВФТПМ», 3–5 вересня, 2021, с. Сичавка, Одеська обл. – С. 28–32.

9. Штампова кована сталь 4Х4Н5М4Ф2 підвищеної стійкості / Сидорчук О. М., Миронюк Л. А., Миронюк Д. В. и др. // Металознавство та обробка металів. – № 4. – 2020. – С. 3–11.

10. Сидорчук О. М. Вплив термічної обробки на штампову сталь 4Х4Н5М4Ф2 та встановлення її фізико-механічних властивостей / Сидорчук О. М. // Вісник Національного технічного університету «ХПІ», серія «Нові рішення в сучасних технологіях». – № 1. – 2021. – С. 34–38.

Одержано 08.05.2022

Sydorchuk O. Die steel 4Kh4N5M4F2 for hot deformation of copper

Purpose. *Obtaining forged die steel (4Х4Н5М4Ф2) with adjustable austenitic transformation during operation, electroslag remelting and installation of optimal modes of heat-deformation treatment (annealing, forging, hardening and tempering). Manufacture of large parts such as wheels of extruders from forged steel brand 4Х4Н5М4Ф2with experimental and industrial tests for hot deformation of copper at operating temperatures below the critical point A_1.*

Methods of research. *Metallographic analysis of experimental die steels 4Х4Н5М4Ф2 and Н13 (analog 4Х4Н5М4Ф2).*

Results. *Experimental-industrial tests of 4Х4Н5М4Ф2 forged steel extruder wheels for hot deformation of М1 copper have shown increased stability compared to Н13 steel used at one of the Chinese enterprises.*

Scientific novelty. *In the process of partial recrystallization of alloyed structural forged steel 4Х4Н5М4Ф2 a spheroidized carbide component is formed, which leads to improved machining of the workpiece for the manufacture of parts such as extruder wheels.*

Practical value. *The possibility of using steel (4Х4Н5М4Ф2) with adjustable austenitic transformation in operation for a wide range of operating temperatures (below the critical point A_1 and above the critical point A_3) for hot deformation of copper (up to 630 °С), copper-nickel (900–950 °С) and aluminum alloy (450–500 °С) with increased service life was shown. To facilitate machining by cutting the workpiece in the manufacture of dies from steel 4Х4Н5М4Ф2, it was proposed to conduct a partial recrystallization, namely incomplete annealing at a temperature of 750±20 °С. The studied forged steel 4Х4Н5М4Ф2 is characterized with increased in hardness and strength limit compared to Н13 steel, after operation of the wheels of extruders (manufacture of more than 60 tons of copper products).*

Key words: *die steel, chemical composition, heat treatment, forging, properties, hot deformation.*

© Сидорчук О. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-6

УДК 621.438

Качан О. Я. д-р техн. наук, зав. кафедри технології авіаційних двигунів Національного університету «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, *e-mail: opt.ugt@motorsich.com*

Уланов С. О. канд. техн. наук, асистент кафедри технології авіаційних двигунів Національного університету «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, *e-mail: opt.ugt@motorsich.com*

ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ЗВАРНИХ БАРАБАНІВ РОТОРІВ КОМПРЕСОРІВ ОБРОБКОЮ В ПСЕВДОЗРІДЖЕНОМУ ШАРІ АБРАЗИВУ

Мета роботи. *Підвищення довговічності роторів компресорів ГТД обробкою в псевдозрідженому шарі абразиву.*

Методи дослідження. *Дослідження проводилися на зварених барабанах роторів компресора високого тиску (КВТ) авіаційного двигуна Д-36. Барабани оброблялися у псевдозрідженому шарі абразиву (ПША) установки АПС-600 без сопел та із застосуванням спеціальних повітряних сопел.*

Зразки для випробувань на довговічність вирізалися з дисків I і IV ступенів КВТ після виконання різних варіантів їхньої обробки.

Випробування на довговічність зразків, вирізаних з диска IV ступеня КВТ, проводилося на машині УМЭ-1 ТМ при Т = 400 °С.

Випробування на довговічність зразків, вирізаних з диска I ступеня КВТ, проводилося на машині ЭДЦ-20 при Т = 20 °С.

Отримані результати. *Установлено, що середня циклічна довговічність титанових зразків із сплаву ВТ-9, оброблених у ПША у складі барабана із застосуванням повітряних сопел в 2,2 рази більше, ніж середня циклічна довговічність зразків, оброблених у ПША без застосування сопел, при температурі випробувань Т = 400 °С.*

При обробці барабана ротора КВТ у ПША із застосуванням сопел забезпечується більш якісна обробка по дну паза і у кутах його торців.

Низькотемпературний відпал барабана при Т = 550 °С є більш кращим, ніж при Т = 750 °С, тому що циклічна довговічність зразків, відпалених при Т = 550 °С, дещо більша.

Відпал при Т = 750 °С повністю знімає ефект зміцнення, отриманий при обробці у ПША.

Повторна обробка диска у складі барабана методом ПША відновлює його довговічність до вихідного стану.

Наукова новизна. *Показано, що обробка зварених барабанів роторів компресорів у ПША із застосуванням спеціальних повітряних сопел підвищує якість обробки і циклічну довговічність у порівнянні з обробкою без повітряних сопел.*

Встановлено температуру відпалу барабана ротора компресора, що забезпечує більш високу середню циклічну довговічність.

Практична цінність. *Запропоновано технологічну схему і відпрацьовано режими обробки зварних барабанів КВТ авіаційного двигуна Д-36 у ПША із застосуванням спеціальних повітряних сопел, що забезпечують підвищення довговічності в 2,2 рази у порівнянні із обробкою без сопел.*

Ключові слова: *диск, барабан ротора компресора, повітряні сопла, псевдозріджений шар абразиву, циклічна довговічність.*

Вступ

Одним із важливих напрямів підвищення експлуатаційних характеристик роторів компресора ТРДД є розробка та впровадження у виробництво прогресивних технологічних методів, що забезпечують високу якість їх виготовлення.

Тому підвищення ресурсу деталей ротора компресора технологічними методами є актуальним завданням сучасного авіадвигунобудування.

Для фінішної обробки валів, лопаток і дисків ротора компресора ГТД широке застосування отримали методи поверхневого пластичного деформування (ППД), такі як алмазне вигладжування, віброударне, пневмодробеструйне, дробоструменеве, ультразвукове зміцнення та ін.

Аналіз досліджень і публікацій

Аналіз руйнування дисків компресора при експлуатації показав, що основною причиною їх руйнування є ушкодження втомного характеру [1].

При цьому осередок зародження тріщини втоми може бути розташований на поверхнях сполучення**,** як паза, так і міжпазового виступу (МПВ).

У виробництві дисків компресора на фінішних технологічних операціях застосовують віброабразивну обробку [2], яка забезпечує основні вимоги їхньої остаточної обробки.

© Качан О. Я., Уланов С. О., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-7

Віброобробка на установках ВУД-1000ДМ забезпечує зниження шорсткості до R_z = 6,8 мкм та залишкові напруги стиснення до 786 МПа з глибиною поширення до 2,2 мкм.

Показано можливість підвищення опору втоми дисків компресорів обкаткою роликами галтелів та дробоструменевою обробкою [3].

У роботі [4] представлені результати експериментальних досліджень щодо підвищення опору втоми обідної частини дисків компресора ультразвуковим зміцненням (УЗЗ).

Проведені експериментальні дослідження дозволили підвищити межу витривалості на 31...35 %.

Показано вплив фінішних методів обробки пазів дисків компресора на їх несучу здатність при робочій температурі [5].

В області робочих температур ефект від застосування поверхневого деформаційного зміцнення помітно знижується, що, ймовірно, пов'язано з релаксацією стискаючих залишкових напруг, сформованих у поверхневому шарі МПВ диска.

Вплив комбінованих оброблювально-зміцнювальних методів обробки оцінювався за допомогою коефіцієнта зміцнення [6, 7].

Виконано оцінку дробометного зміцнення сталевими мікрокульками. Показано, що обробка диска мікрокульками підвищує межу витривалості та знижує чутливість до концентрації напруг [8].

Полірування полотна дисків сизалевими колами з абразивними рідкими пастами підвищує опір втоми.

Межа витривалості підвищується на 12 % [7].

Широке застосування отримав метод фінішної обробки дисків компресора в псевдозрідженому шарі абразиву (ПША) [9].

Фактори, що визначають ефективність процесу турбоабразивної обробки у ПША

Ефективність процесу (продуктивність обробки, шорсткість поверхонь, рівномірність обробки та ін.) визначають наступні вхідні параметри:

- схема розташування оброблюваної деталі по відношенню до площини повітророзподільних решіток (кінематична схема обробки);
- швидкість руху оброблюваної деталі $V_д$;
- час обробки τ;
- тиск $P_в$ (витрата $Q_в$ повітря, яке подається в установку на зрідження абразивного шару);
- зернистість та вид (марка) абразивного зерна;
- фізико-механічні властивості оброблюваного матеріалу (твердість, міцність);
- характер вихідної поверхні, що підлягає обробці (висота мікронерівностей та їх напрямок, спосіб попередньої обробки – точіння, фрезерування, лиття, штампування тощо) [9].

Технологічні можливості обробки в ПША

Аналіз результатів робіт та досліджень, викладений у [9] та накопичений підприємствами досвід промислового застосування ПША показує, що цей метод дозволяє ефективно вирішувати наступні технологічні завдання:

- фінішна обробка (полірування) поверхонь складнопрофільних, легкодеформованих, тонкостінних деталей зі зменшенням вихідної шорсткості з R_a = 2,5…5,0 мкм до R_a = 0,2…0,4 мкм;
- видалення задирок після різних операцій обробки різанням;
- скруглення гострих кромок;
- фінішна зміцнююча обробка елементів поверхонь, особливо складнопрофільних деталей ГТД;
- підготовка поверхонь під покриття різного виду (гальванічні, плазмові та ін.);
- видалення окалини після термообробки, слідів корозії, нагару, окисних плівок тощо.

Обробка дисків компресора діаметром від 200 до 820 мм проводиться на спеціальних установках моделей АПС-350Б, АПС-600, АПС-1000 і АПСБ-1000.

Обробка зварних барабанів роторів компресорів ГТД

Після зварювання дисків в барабани проводять їх наступний відпал для зняття термічної напруги, який залежно від режимів термообробки, частково або повністю релаксує залишкові напруження стиску від попереднього зміцнення дисків, знижуючи їх довговічність до вихідного стану.

Обробка відпалених зварних барабанів роторів компресорів ГТД у ПША дозволяє забезпечити зміцнення обідної частини їх дисків і, отже, збільшення їх довговічності [1].

Мета роботи

Підвищення довговічності роторів компресорів ГТД обробкою в псевдозрідженому шарі абразиву.

Методи й обладнання для дослідження

Досліджували вплив обробки барабанів роторів компресора в ПША із застосуванням спеціальних повітряних сопел та без застосування сопел на їх довговічність. Барабани роторів КВТ оброблялися на установці моделі АПС-600 (рис. 1) за наступних технологічних умов:

1. Частота обертання шпинделя деталі n = 900 об/хв.

2. Глибина занурення барабана в абразив: $h = R$барабана.

3. Абразивне зерно: 14А № 32–40.

4. Тиск повітря під повітророзподільною решіткою (у повітряно подаючій камері)

$P_{ВК} = 11{,}0 \pm 1$ кПа (1100 ± 10 *мм.вод.ст.*).

5. Тиск повітря в соплах

а) при подачі струменя на гостру кромку

$P_B^O = 160 \pm 10$ кПа ;

б) при подачі струменя на тупу кромку

$P_B^T = 120 \pm 10$ кПа .

6. Відстань від зрізу повітряних сопел до оброблюваних крайок пазів:

© Качан О. Я., Уланов С. О., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-7

L =15 – 20 мм.

7. Кут нахилу сопел:

а) до осі пазів: $\gamma = 15° \pm 5°$

б) до площини дна пазів: $\varphi = 45° – 60°$.

8. Сумарний машинний час обробки t = 300 с (із періодом між реверсами 50 с).

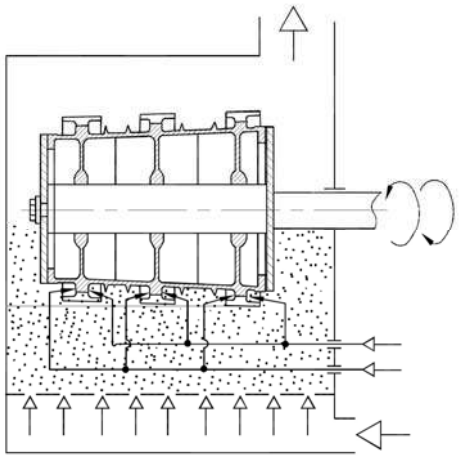


Рис. 1. Схема обробки барабана ротора компресора методом ПША із застосуванням спеціальних повітряних сопел

При вищевказаних режимах оброблялися два барабани КВТ авіаційного двигуна Д-36:

а) барабан КВТ із посиленими дисками IV і V ступенів з обробленими в ПША по серійному техпроцесу дисками до їхнього зварювання в барабан;

б) барабан КВТ (не посилений) із дисками, які оброблені по раніше існуючій технології (обробка кромок пазів вручну зенкерами та шліфувальною шкуркою).

Обидва барабана наробітки в складі двигуна не мали.

Повітряні сопла розміщалися в шарі абразиву й були спрямовані на кромки дна пазів диска IV ступеня з боку обох його торців (вхідна та вихідна сторони диска).

Проводився візуальний огляд пазів дисків IV ступеня КВТ, які оброблені в барабанах із застосуванням і без застосування повітряних сопел.

Зразки вирізалися з одного диска IV ступеня КВТ, який був оброблений методом ПША в складі барабана без застосування сопел з подальшим відпалом при T = 750 °С. Потім, половина диска була закрита фольгою та була застосована його повторна обробка у ПША в складі барабана із застосуванням повітряних сопел.

Зразки випробовувалися з відтворенням радіальних й окружних напруг в основі міжпазового виступу (рис. 2, 3). Випробування проводилися на машині УМЕ-1ТМ при T =4 00 °С, трикутній формі циклу з коефіцієнтом асиметрії циклу r = 0,1 і частотою навантаження f = 0,07 Гц. Верхній рівень навантаження вдвічі перевищував експлуатаційний і становив P_{max}= 4900 Н. При цьому біля основи МПВ, σ_r = 100 МПА; σ_Q = 430 МПА.

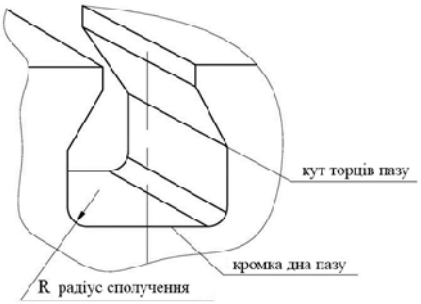


Рис. 2. Паз диска IV ступеня КВТ авіаційного двигуна Д-36 типу «ластівкин хвіст»

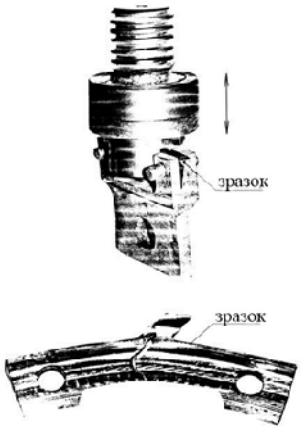


Рис. 3. Характер руйнування зразків, які вирізані з диска IV ступеня

Дослідження впливу температури відпалу після обробки барабанів ротора компресора в пша на його довговічність

Зразки вирізалися з одного диска I ступеня КВТ, який оброблявся методом ПША у складі барабана. Після чого одні зразки відпалювались при T = 550 °С, а інші – при T = 750 °С (серійна технологія відпалу).

Зразки випробовувалися відтворенням тільки радіальних напруг в основі МПВ. Випробування проводилися на машині ЭДЦ-20 при T = 20 °С, частота навантаження 8 Гц з коефіцієнтом асиметрії циклу r = 0,2 і максимальному зусиллі, що вдвічі перевищує експлуатаційне P_{max}= 21600 Н. При цьому біля основи МПВ σ_r =131 МПа.

5 Результати досліджень та їх обговорення

Результати дослідження впливу умов обробки барабана ротора компресора в ПША на циклічну довговічність зразків при T = 400 °С, які вирізані з диска IV ступеня КВТ авіаційного двигуна Д-36, представлені на рис. 4.

Циклічна довговічність визначалася по середньому числу циклів до руйнування, які показані на рис. 4.

© Качан О. Я., Уланов С. О., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-7

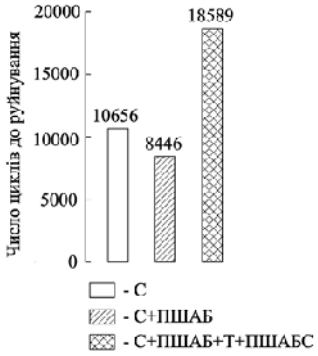


Рис. 4. Вплив обробки в псевдозрідженому шарі абразиву диска IV ступеня КВТ двигуна Д-36 у складі барабана на середню циклічну довговічність:

С – серійна обробка диска – точіння + протяжка й закруглення кромок абразивними стрічками;
ПШАБ – обробка методом ПША в складі барабана, без застосування повітряних сопел; Т – відпал при T = 750°С;
ПШАБС – обробка методом ПША в складі барабана з застосуванням повітряних сопел

Середня довговічність титанових зразків зі сплаву ВТ9, які оброблені методом ПША в складі барабана з застосуванням повітряних сопел у 2,2 рази більше, ніж середня довговічність зразків, неопрацьованих зазначеним методом.

Візуальний огляд пазів диска IV ступеня КВТ, який оброблений у складі барабана із застосуванням повітряних сопел показав:

1. На відміну від обробки в ПША без застосування повітряних сопел забезпечується більш якісна обробка крайок по дну й у кутах торця пазів;

2. Забезпечується обробка сполучення дна паза з контактними гранями.

Після наробітку ротора КВТ у процесі експлуатації на двигуні середня циклічна довговічність зразків, які вирізані з диска IV ступеня, знижується (рис. 5).

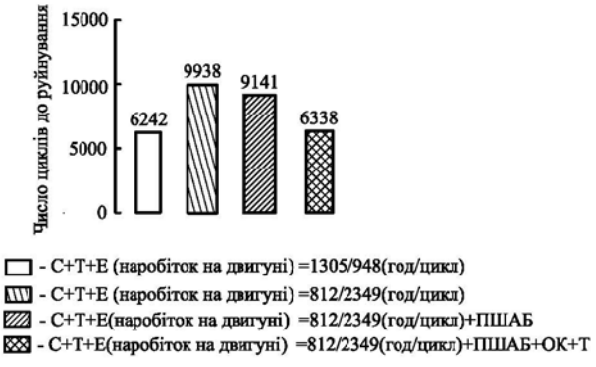


Рис. 5. Вплив варіантів обробки в псевдозрідженому шарі абразиву диска IV ступеня КВТ двигуна Д-36 у складі барабана після наробітки в експлуатації на середню циклічну довговічність:

Е – експлуатація в год/цикл; ОК – зняття окісного шару методом травлення

Відпал при T = 750 °С повністю знімає ефект від зміцнення, який отримано після обробки в ПША. Повторна обробка диска в складі барабана методом ПША відновлює його довговічність до вихідного стану.

Низькотемпературний відпал барабана при T = 550 °С є більше кращим, чим відпал при температурі T = 750 °С, тому що середня циклічна довговічність диска, підданого відпалу при T = 550 °С в 1,76 раз більше, ніж диска, що відпалювали при T = 750 °С (рис. 6).

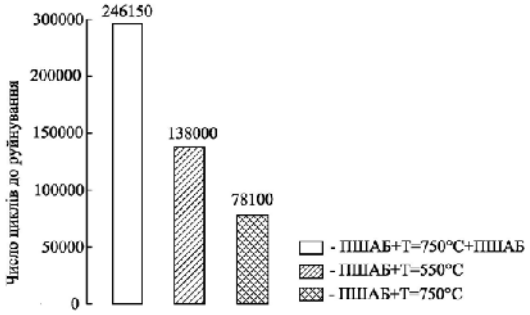


Рис. 6. Вплив температури відпалу після обробки диска I ступеня КВТ двигуна Д-36 у псевдозрідженому шарі абразиву в складі барабана на середню циклічну довговічність

Висновки

1. Обробка барабана ротора КВТ у ПША без застосування повітряних сопел після відпалу не робить істотного впливу на довговічність диска IV ступеня.

2. Обробка барабана ротора КВТ у ПША у складі барабана із застосуванням повітряних сопел збільшує довговічность в 2,2 рази у порівнянні з обробкою у ПША без сопел.

3. Низькотемпературний відпал барабана при T = 550 °С є більш кращим, ніж відпал при T = 750 °С, тому що його циклічна довговічність більше в 1,76 раз.

4. Відпал при 750 °С повністю знімає ефект зміцнення, який отримано після обробки в ПША. Повторна обробка диска в складі барабана методом ПША відновлює його довговічність до вихідного стану.

Список літератури

1. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Диски компрессора и турбины: монография / В. А. Богуслаев, И. Ф. Кравченко, А. Я. Качан и др. – Ч. III. – Запорожье : АО «Мотор Сич», 2011. – 428 с.

2. Картышев Б. Н. Виброобработка дисков ГТД / Б. Н. Картышев, А. Б. Родиченко // Авиационная промышленность. – 1976. – № 3. – С. 23–25.

3. Агишев Б. М. Применение методов поверхностного пластического деформирования для повышения усталостной прочности дисков компрессоров авиационных ГТД / Б. М. Агишев, А. А. Еланцев, Н. В. Моисеенков // Проблемы прочности. – 1977. – № 3. – С. 114–116.

© Качан О. Я., Уланов С. О., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-7

4. Сахно А. Г. Оптимизация режима ультразвукового упрочнения ободной части дисков компрессора / А. Г. Сахно, В. К. Яценко, И. А Стебельков // Авиационная промышленность. – 1993. – № 2. – С. 12–13.

5. Гончар Н. В. Выносливость ободной части дисков компрессоров из жаропрочного титанового сплава ЭИ 698-ВД в условиях робочих температур / Н. В. Гончар, В. К. Яценко, Д. В. Павленко // Вестник двигателестроения. – 2004. – № 3. – С. 20–23.

6. Гончар Н. В. Регулирование характеристик выносливости дисков компрессоров, работающих в условиях умеренно-повышенных температур / Н. В. Гончар, А. Г. Сахно, В. К. Яценко // Придніпровський науковий вісник. Машинобудування та технічні науки. – 1998. – № 50(117). – С. 24–33.

7. Богуслаев В. А. Технологическое обеспечение и прогнозирование несущей способности деталей ГТД / В. А. Богуслаев, В. К. Яценко, В. Ф. Притченко. – К. : Манускрипт, 1993. – 333 с.

8. Катаев Н. К. Повышение надежности работы диска компрессора низкого давления ГТД / Н. К. Катаев // Совершенствование процессов абразивно-отделочной и упрочняющей технологии в машиностроении : сб. науч. трудов. – Пермь : Изд. Пермский Политехнический институт. – 1984. – С. 109–113.

9. Технология производства авиационных двигателей. Часть III. Методы обработки деталей авиационных двигателей / В. А. Богуслаев, А. Я. Качан, В. К. Яценко и др. – Запорожье : Изд. ОАО «Мотор Сич», 2008. – 638 с.

Одержано 07.04.2022

Kachan O., Ulanov S. Improvement in durability of welded drums compressor rotors by treatment in fludized bed of abrasive material

Purpose. *Improvement in durability of welded drums of compressor rotors of the gas turbine engines by treatment in fluidized bed of abrasive material.*

Methods of research. *The investigations were carried out on the welded drums of rotors of high pressure compressor (HPC) of the D-36 aero engine. The drums were treated in the fluidized bed of abrasive material of the АПС-600 installation without the nozzles and with the use of special air-blast nozzles.*

Test specimens for checking durability were cut of HPC stages 1 and 4 discs after carrying out various machining processes.

Durability testing of test specimens cut of HPC stage 4 disc was carried out at the УМЭ-1 ТМ machine at temperature T = 400 °C.

Durability testing of test specimens cut of HPC stage 1 disc was carried out at the ЭДЦ-20 machine at temperature T = 20 °C.

Results*. It was found that averaged cyclic life of the test specimens made of titanium alloy BT-9, treated in the fluidized bed of abrasive material being a part of the drum with the use of air-blast nozzles, is 2.2 times higher than the averaged cyclic life of the test specimens treated in the fluidized bed of abrasive material without the use of air-blast nozzles at temperature T = 400 °C.*

When treating the drum of the HPC rotor in the fluidized bed of abrasive material without the use of air-blast nozzle, better treatment of the bottom of the slot and corners of its end faces is ensured.

Low-temperature annealing of the drum at temperature T = 550 °C is preferable than at T = 750 °C, since cyclic life of the test specimens annealed at T = 550 °C is somewhat higher.

Annealing at T = 750 °C removes completely strengthening effect obtained by treatment in the fluidized bed of abrasive material.

Successive treatment of the disc as a part of the drum in the fluidized bed restores its durability to the initial state.

Scientific novelty. *It was demonstrated that treatment of the welded drums of the compressor rotors in the fluidized bed of abrasive material with the use of special air-blast nozzles improves the quality of treatment and cyclic life if compared to the treatment without air-blast nozzles.*

Annealing temperature for the compressor rotor drum, which ensures high average cyclic life, was established.

Practical value. *There were offered technological procedure and modes of treatment of the welded drums of the HPC of the D-36 aero engine in the fluidized bed of abrasive material with the use of special air-blast nozzles, ensuring durability 2.2 times higher than without the use of the air-blast nozzles.*

Key words: *disc, compressor rotor drum, air-blast nozzles, fluidized bed of abrasive material, cyclic life.*

© Качан О. Я., Уланов С. О., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-7

ІІІ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 534.1

Штанько П. К. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри кафедри механіки Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: mech@zntu.edu.ua*

Рягін С. Л. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри кафедри механіки Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: ryaginzp@gmail.com*

КОЛИВАННЯ МАТЕМАТИЧНОГО МАЯТНИКА З УРАХУВАННЯМ ОБЕРТАННЯ ЗЕМНОЇ КУЛІ

Мета роботи. *Розробка із застосуванням диференційних рівнянь Лагранжа другого роду моделі математичного маятника, яка враховує обертання земної кулі навколо власної осі, та паралель, на якій встановлено маятник. З'ясування, чи впливає на модель математичного маятника положення площини коливань відносно меридіана.*

Методи дослідження. *Математичне моделювання, диференційні рівняння Лагранжа другого роду.*

Отримані результати. *Розроблено дві розрахункові схеми математичного маятника, які враховують обертання земної кулі навколо власної вісі та місце встановлення маятника, та відрізняються лише положенням площини коливань відносно меридіана. Для обох схем записано вирази для кінетичної енергії та спільний вираз для потенційної енергії. Із застосуванням диференційних рівнянь Лагранжа другого роду отримано відповідні нелінійні диференційні рівняння. Аналіз отриманих результатів показує, що на період коливань математичного маятника впливають не тільки амплітуда, а й паралель, на якій відбуваються випробування, а також положення площини коливань відносно меридіана.*

Наукова новизна. *Із застосуванням диференційних рівнянь Лагранжа другого роду була розроблена модель математичного маятника, яка враховує обертання земної кулі навколо власної вісі та місце встановлення маятника.*

Практична цінність. *Встановлено, що на період коливань математичного маятника, крім амплітуди, впливають положення площини коливань відносно меридіана, а також паралель, на якій відбуваються випробування. Це має суттєве значення, зокрема, при пошуці корисних копалин за допомогою гравіметрії, що здійснюється маятниковими приладами, коли оцінюються щонайменші зміни гравітаційної сталої.*

Ключові слова: *математичний маятник, земна куля, меридіан, паралель, припущення, диференційне рівняння, не лінійність, площина коливань.*

Вступ

Уточнення моделі математичного маятника дає можливість додаткового поліпшення оцінки малих змін гравітаційної сталої за періодом коливань. Актуальність цієї проблеми визначається тим, що вона пов'язана з важливим науковим і практичним завданням пошуку корисних копалин.

Аналіз досліджень та публікацій

Зокрема, у книзі [1] докладно викладені методи гравіметрії, що застосовують при пошуці корисних копалин, зосновані на оцінці малих змін гравітаційної сталої. Одним з найбільш поширених методів є оцінка малих змін гравітаційної сталої за періодом коливань математичного маятника. Але в цих книгах модель математичного маятника розглядається лише взагалі, виходячи з традиційних припущень, а основна увага приділяється інтерпретації отримаих результатів з точки зору гравітаційної розвідки. Така ж сама ситуація і в більш сучасному підручнику [2].

Найбільш класичним прикладом моделі математичного маятника на основі традиційних припущень можливо вважати викладену у книзі [3]. Традиційними припущеннями є наступні:

1) гравітаційна стала не змінюється при коливаннях;

2) коливання відбуваються біля плоскої поверхні Землі;

3) якщо амплітуду коливань неможливо вважати малою, то відновлювальний момент пропорційний сінусу кута відхилення.

У сучасній вітчизняній статті [4] враховується, що коливання можуть мати велику амплітуду, але всі традиційні припущення зберігаються.

У монографії [5] диференційні рівняння Лагранжа другого роду використовують для моделювання руху багатоланкових маятників. Але основою є ти ж самі традиційні припущення, що й у книзі [3].

У посібнику [6] враховуються вплив сили Коріоліса, що виникає при обертанні земної кулі, на коли-

© Штанько П. К., Рягін С. Л., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-8

вання маятника Фуко та, наближеною формулою, зміна гравітаційної сталої в залежності від паралелі. Але традиційні припущення не змінюються, рівняння Лагранжа другого роду не використовуються, тому отримані результати є неточними та частковими.

Таким чином, вищенаведені припущення є традиційними саме тому, що їх за замовченням покладають у основу моделей математичного маятника. Автори цієї статті не зустрічали моделей математичного маятника, розроблених за іншими принципами. Побудові альтернативної моделі математичного маятника присвячується ця стаття.

Мета роботи

Метою цієї статті є розробка із застосуванням рівнянь Лагранжа другого роду на основі лише першого з традиційних припущень такої моделі математичного маятника, яка частково враховує рух земної кулі, а саме її обертання навколо власної вісі, та паралель, на якій встановлено маятник. Додатковою метою є з'ясувати, чи впливає на уточнене нелінійне диференційне рівняння коливань положення площини коливань відносно меридіана.

Викладення основного матеріалу та аналіз отриманих результатів

На рис. 1. наведена розрахункова схема математичного маятника *AP* довжиною *l* та масою *m*, площина коливань навколо осі *PC* якого співпадає з площиною меридіана, тобто коливання відбуваються у площині *ACK* (далі – варіант 1). Залишаємо чинним перше традиційне припущення: гравітаційна стала не змінюється при коливаннях. Вважаємо, що сила ваги направлена до центра *C* Землі, яка обертається навколо осі *CH* із кутовою швидкістю ω. Тоді положення точки *A* визначається сферичними координатами: кутом обертання земної кулі ψ; кутом β, що відповідає паралелі, на якій відбуваються гравіметричні вимірювання; радіусом Землі *R(*β*)* у точці *A*, де відбуваються вимірювання. Але при цьому кут β є сталим для поточного вимірювання, а радіус Землі *R(*β*)*, з урахуванням її реальної форми, може бути обчислений, наприклад, за формулою [7]:

$$R(\beta)=\sqrt{\frac{(a^2\cdot\cos\beta)^2+(b^2\cdot\sin\beta)^2}{(a\cdot\cos\beta)^2+(b\cdot\sin\beta)^2}}, \qquad (1)$$

де велика (горизонтальна) напіввісь a = 6378137,0 м;
маленька (вертикальна) напіввісь b = 6356752,31 м.

Таким чином, положення маси *m* визначається двома узагальненими координатами: кутом обертання земної кулі *ψ*; кутом відхилення маятника *φ*. Ці координати за потреби можуть бути перетворені до декартових *h, x, y*.

$$h=\rho\cdot\sin\beta+\delta\cdot\cos\beta, \qquad (2)$$

$$x=(\rho\cdot\cos\beta-\delta\cdot\sin\beta)\cdot\sin\psi, \qquad (3)$$

$$y=(\rho\cdot\cos\beta-\delta\cdot\sin\beta)\cdot\cos\psi, \qquad (4)$$

де

$$\rho=R(\beta)+l\cdot(1-\cos\varphi), \qquad (5)$$

$$\delta=l\cdot\sin\varphi. \qquad (6)$$

На рис. 2 наведено розрахункову схему такого самого математичного маятника *AP*, площина коливань навколо осі *PC* якого перпендикулярна KK_1, тобто у площині, яка дотична до паралелі та перетинає центр ваги земної кулі (далі – варіант 2). У цьому випадку рівняння (2–4) набувають вигляду:

$$h=\rho\cdot\sin\beta, \qquad (7)$$

$$x=\rho\cdot\cos\beta\cdot\sin\psi-\delta\cdot\cos\psi, \qquad (8)$$

$$y=\rho\cdot\cos\beta\cdot\cos\psi+\delta\cdot\sin\psi. \qquad (9)$$

У найбільш загальному випадку, в обох варіантах рух може бути описаний системою з двох диференційних рівнянь Лагранжа другого роду. Оскільки, згідно постановці задачи, ні на земну кулю, ані на маятник не діють зовнішні сили, ця система рівнянь набуває вигляду [8]:

$$\frac{d}{dt}\left(\frac{\partial L}{\partial\dot\psi}\right)-\frac{\partial L}{\partial\psi}=0, \qquad (10)$$

$$\frac{d}{dt}\left(\frac{\partial L}{\partial\dot\varphi}\right)-\frac{\partial L}{\partial\varphi}=0, \qquad (11)$$

де функція Лагранжа:

$$L=T-\Pi, \qquad (12)$$

T – кінетична енергія системи;
Π – потенційна енергія системи.

Однак цілком природньо припустити, що рух маятника дуже мало впливає на рух земної кулі, то їм можна нехтувати. Тоді достатньо розглянути лише одне рівняння (11), вважаючи, що:

$$\dot\psi=\frac{d\psi}{dt}=\omega=\text{const}. \qquad (13)$$

Кінетична енергія може бути обрахована:

$$T=\frac{m}{2}\cdot\left[\left(\frac{dh}{dt}\right)^2+\left(\frac{dx}{dt}\right)^2+\left(\frac{dy}{dt}\right)^2\right]. \qquad (14)$$

Після підстановки (2–6) у (14) та виконання необхідних перетворень, отримуємо для варіанта 1:

$$T=\frac{m}{2}\cdot\left[\omega^2\cdot(\rho\cdot\cos\beta-\delta\cdot\sin\beta)^2+\left(\frac{d\varphi}{dt}\right)^2\cdot l^2\right]. \qquad (15)$$

Після підстановки (7–9) та (5–6) у (14) та виконання необхідних перетворень, отримуємо для варіанта 2:

© Штанько П. К., Рягін С. Л., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-8

$$T = \frac{m}{2} \cdot \left[\omega^2 \cdot \left(\rho^2 \cdot \cos^2 \beta + \delta^2 \right) + \left(\frac{d\varphi}{dt} \right)^2 \cdot l^2 - n \cdot \frac{d\varphi}{dt} \right], \quad (16)$$

де

$$n = 2 \cdot \omega \cdot l \cdot \left(\left(R(\beta) + l \right) \cdot \cos\varphi - l \right) \cdot \cos\beta \,. \quad (17)$$

Виходячи із розрахункової схеми, наведеної на рис. 3, потенційна енергія для обох варіантів визначається однаково:

$$П = m \cdot g \cdot R(\beta) \cdot \left(\sqrt{1 + 2 \cdot r \cdot (1 - \cos\varphi)} - 1 \right), \quad (18)$$

де

$$r = \frac{l}{R(\beta)} + \left(\frac{l}{R(\beta)} \right)^2 . \quad (19)$$

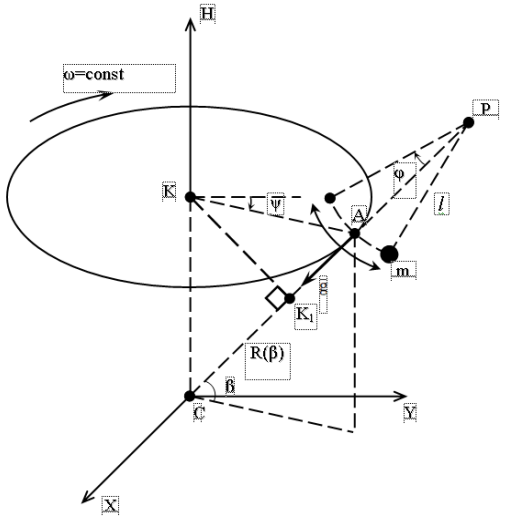


Рис. 1. Розрахункова схема математичного маятника, площина коливань якого співпадає з площиною меридіана

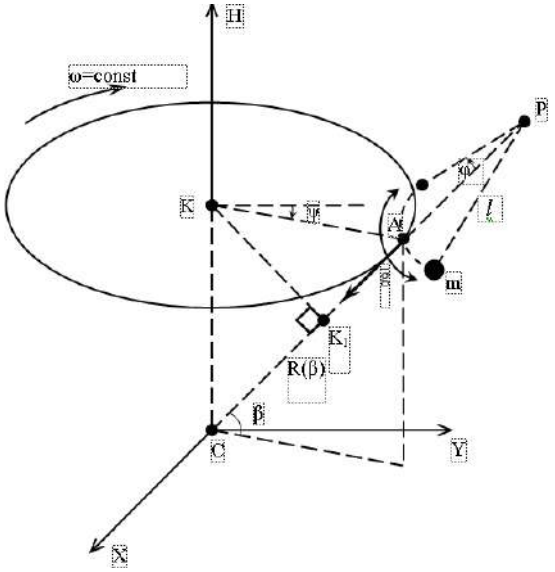


Рис. 2. Розрахункова схема математичного маятника, площина коливань якого перпендикулярна KK_1

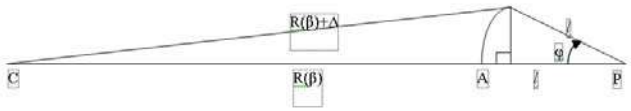


Рис. 3. Розрахункова схема для визначення потенційної енергії

Після підстановки виразів (15–19) у рівняння (11–12) та виконання необхідних перетворень отримуємо диференційні рівняння коливань математичного маятника. Для варіанта 1:

$$\frac{d^2\varphi}{dt^2} - \omega^2 \cdot \left[u \cdot \cos\beta - \cos(\varphi - \beta) \right] \cdot \sin(\varphi - \beta) = s \,, \quad (20)$$

де

$$u = \frac{R(\beta)}{l} + 1 \,, \quad (21)$$

$$s = -\frac{g}{l^2} \cdot R(\beta) \cdot \frac{r \cdot \sin\varphi}{\sqrt{1 + 2 \cdot r \cdot (1 - \cos\varphi)}} \,. \quad (22)$$

Для варіанта 2:

$$\frac{d^2\varphi}{dt^2} - \omega^2 \cdot \left[u \cdot \cos^2\beta + \cos\varphi \cdot \sin^2\beta \right] \cdot \sin\varphi = s \,. \quad (23)$$

Висновки

Таким чином, із застосуванням диференційних рівнянь Лагранжа другого роду була розроблена модель математичного маятника, яка враховує обертання земної кулі навколо власної вісі. З'ясовано, що форма відповідних нелінійних диференційних рівнянь залежить від положення площини коливань відносно меридіана. Крім того встановлено, що на період коливань впливає не тільки їх амплітуда, а й паралель, на якій відбуваються випробування.

Диференційні рівняння коливань, які було отримано, мають набагато більш складну нелінійну форму ніж такі, що наведено у [3]. У перспективі автори статті планують спробувати отримати їх рішення квазіаналітичним методом [9].

Список літератури

1. Миронов В. С. Курс гравиразведки / В. С. Миронов. – Л. : Недра, 1980. – 543 с.

2. Утемов Э. В. Гравиразведка / Э. В. Утемов. – Казань, КГУ, 2009. – 26 с.

3. Тимошенко С. П. Колебания в инженерном деле / С. П. Тимошенко, Д. Х. Янг, У.Уивер. – М. : Машиностроение, 1985. – 472 с.

4. Про нелінійні коливання фізичного маятника / В. П. Ольшанський, О. І. Спольнік, В. В. Бурлака, М. В. Сліпченко // Механіка та машинобудування. – 2019. – № 1. – С. 7–14.

5. Куценко Л. М. Геометричне моделювання коливань багатоланкових маятників / Л. М. Куценко, І. Ю. Адашевська. – Харків : НТУ «ХПІ», 2008.– 176 с.

© Штанько П. К., Рягін С. Л., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-8

6. Бертяев В. Д. Теоретическая механика на базе MathCAD / В. Д. Бертяев. – СПб. : БХВ-Петербург, 2005. – 752 с.

7. Earth radius [Електронний ресурс]. – Режим доступу: https://en.wikipedia.org/wiki/Earth_radius.

8. Тарг С. М. Краткий курс теоретической механики / С. М.Тарг. – М. : Наука, 1970. – 478 с.

9. Штанько П. К. Расчет балки переменного сечения на упругом основании квазианалитическим методом / П. К. Штанько, С. Л. Рягин // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2019. – № 1. – С. 62–66.

Одержано 21.02.2022

Shtanko P., Ryagin S. Oscillation of a mathematical pendulum taking into account globe rotation

Purpose. *Development of mathematical pendulum model which considers rotation of globe roundit's own axis and parallel at which pendulum has been installed with use of Lagrange's differential equations of the second kind. Checking whether oscillation plane position with respect to a meridian influences mathematical pendulum model.*

Methods of research. *Mathematical modelling, Lagrange's differential equations of the second kind.*

Results. *Two design schemes of a mathematical pendulum have been developed which consider rotation of globe roundit's own axis and pendulum installation place. They differ only by oscillation plane position with respect to a meridian. Formulas for kinetic energy for both schemes and the general formula for potential energy have been developed. The corresponding nonlinear differential equations are received by means of Lagrange's differential equations of the second kind. The analysis of the received results show, that oscillation period of a mathematical pendulum depends not only on amplitude but as well on parallel at which the the test has been executed, and also oscillation plane position with respect to a meridian.*

Scientific novelty. *The model of a mathematical pendulum has been developed with use of Lagrange's differential equations of the second kind, which considers rotation of globe roundit's own axis and pendulum installation place.*

Practical value. *It's found out, that not only amplitude, but position of oscillation plane with respect to a meridian, and also a parallel at which the the test has been executed influences mathematical pendulum oscillation. In particular, it has essential value when search of minerals is carried out by means of gravimetry using pendular devices, when smallest changes of a gravitational constant are estimated.*

Key words: *mathematical pendulum, globe, meridian, parallel, assumption, differential equation, nonlinearity, oscillation plane.*

© Штанько П. К., Рягін С. Л., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-8

УДК 621.791.927.5

Лебедєв В. О. д-р техн. наук, професор ДП «ДКТБ ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України», м. Київ, *e-mail: valpaton@ukr.net*

Тіщенко В. О. Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, м. Київ, *e-mail: valpaton@ukr.net*

Бриков М. М. д-р техн. наук, професор, професор кафедри обладнання та технології зварювального виробництва Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, *e-mail: brykov@zp.edu.ua*

ВИВЧЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ МЕХАНІЗОВАНОГО ЕЛЕКТРОДУГОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ З ПЕРІОДИЧНОЮ ЗМІНОЮ РЕЖИМІВ ПРОЦЕСУ

Мета роботи. *Дослідження впливу модулювання дугових процесів на характеристики металу наплавлених валиків з виявленням залежностей хімічного складу й геометричних розмірів наплавленого металу від параметрів модуляції, а також розробка математичних моделей цих залежностей з метою прогнозування результатів модуляції для підвищення якості наплавлюваних шарів.*

Методи дослідження*. Використано відомі методи дослідження наплавленого металу: спектральний аналіз наплавленого металу, металографічний аналіз зразків поперечних перерізів наплавлених валиків. Застосовувалися спеціальні комп'ютеризовані програми вимірювання геометричних розмірів валика. Використовувалися методи регресійного аналізу для одержання узагальнених математичних моделей залежностей хімічних елементів і геометричних розмірів від параметрів модуляції.*

Результати*. У процесі досліджень із застосуванням електродугового наплавлення електродним порошковим самозахисним дротом в узагальненому вигляді отримано залежності вмісту вуглецю, хрому, бору, ширини, посилення й проплавлення поперечного перерізу від частоти й скважності модуляції параметрів електродугового процесу. Розроблено методику математичного опису впливу модуляції на хімічний склад і форму наплавленого валика.*

Наукова новизна*. Запропоновано при веденні електродугового процесу з періодичною зміною силових параметрів наплавлення струму за рахунок керування електроприводом механізму подачі електродного дроту, а також зі зміною напруги при керуванні вихідною напругою джерела зварювального струму проводити оцінку результатів із застосуванням математичних моделей.*

Практична цінність. *Комплекс досліджень, що стосуються ефектів застосування модуляції силових параметрів наплавлювального процесу із використанням оригінальної розробки модулятора дозволяє на основі простих систем автоматичного й механізованого обладнання отримати керований процес впливу на характеристики наплавленого металу з їхнім поліпшенням для впровадження в промислове виробництво.*

Ключові слова*: дугове наплавлення, плавкий електрод, модуляція режимів, параметри, експерименти, обробка результатів, математичні моделі.*

Вступ

В теперішній час відбуваються значні зміни в економіці машинобудування, експлуатації машин і механізмів. Підвищується значущість енерго- і ресурсозбереження.Заміна зношених вузлів різного призначення стає все більш коштовною. Існує низка способів вирішення цих проблем, при цьому одними з найбільш раціональних є способи, що дозволяють продовжити ресурс вузлів і деталей. Йдеться про технології нанесення захисних шарів і покриттів, у тому числі напилювання і наплавлення. Використання цих технологій спрямоване на попереднє зміцнення робочих поверхонь нових вузлів і деталей, а також відновлення таких, що зазнали зносу.

Електродугове наплавлення є одним з найбільш ефективних і відносно простих способів одержання модифікованих робочих поверхонь вузлів і деталей різного призначення. Слід відзначити, що сучасні технології електродугового наплавлення спрямовано на підвищення експлуатаційних властивостей об'єктів наплавлення, а саме міцності, зносо- і корозійностійкості, а також низку інших.

Одним з напрямів вдосконалення електродугового наплавлення є змінювання силових характеристик дуги з певною періодичністю – *модуляція режимів*.

Існує низка техніко-технологічних рішень реалізації модульованих режимів для механізованого і автоматизованого обладнання. Це періодична зміна на-

© Лебедєв В. А., Тіщенко В. А., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-9

пруги джерела живлення або періодична зміна швидкості подачі електродного дроту. Найбільш ефективним є одночасне (синхронне) змінювання режимів – струму і напруги. Використання цього процесу за обраними алгоритмами є недостатньо дослідженим за певними факторами впливу і результатам, що отримуються.

Аналіз досліджень і публікацій

Існує низка техніко-технологічних рішень, які спрямовано на вирішення завдань підвищення експлуатаційних властивостей наплавлюваних поверхонь, наприклад імпульсна подача електродного дроту [1]. Для реалізації цієї технології використовуються спеціальні системи подачі електродного дроту – як механічні, так і більш досконалі з застосуванням малоінерційних вентильних або інших безколекторних електродвигунів. Так, вентильні електродвигуни дозволяють отримати керовану імпульсну подачу з частотами на рівні 50–60 Гц. Системи подачі з такими електродвигунами забезпечують регулювання геометричних розмірів шва/валика в широких межах, що дозволяє значно змінювати структуру металу шва з можливістю підвищення його механічних характеристик і експлуатаційних властивостей [2]. Недоліком цього способу є необхідність розробки відносно складних систем подачі електродної проволоки з відповідним керуванням і регулюванням.

Використання модульованих режимів роботи [3] є відомим способом впливу на зварний шов і наплавлений валик. Простота реалізації цього процесу, а також його можливості керування властивостями наплавленого металу роблять цей метод впливу на дуговий процес достатньо ефективним. Модулювання режимів можна здійснити звичайними джерелами зварювального струму і системами подачі електродного дроту.

Джерело зварювального струму крім можливості реалізації звичайного технологічного процесу механізованого зварювання має забезпечити можливість дистанційного регулювання вихідних параметрів. Для реалізації циклу модуляції в ІЄЗ ім. Є.О.Патона розроблено спеціальний пристрій – модулятор ОИ-10 [4]. Пристрій дозволяє перемикати рівні зварювальної напруги і швидкості подачі електродного дроту із заданою частотою. Перемикання відбувається одночасно незважаючи на різні інерційні характеристики джерела зварювального струму і механізму подачі електродного дроту. Таке рішення обумовлене використанням достатньо низьких частот модуляції. На рис. 1 в ідеалізованому вигляді наведено алгоритм зміни струму дугового процесу *I* одночасно з керованою зміною напруги джерела зварювального струму і швидкості подачі електродного дроту.

Існують також інші техніко-технологічні рішення для здійснення періодичного впливу на дугові процеси зварювання та наплавлення. Ці рішення в багатьох варіантах проаналізовано в роботі [5], наприклад системи коливання зварювального інструменту поперек напряму зварного шву або наплавленого валику. З'явились розробки нових систем коливань зварювальної ванни.

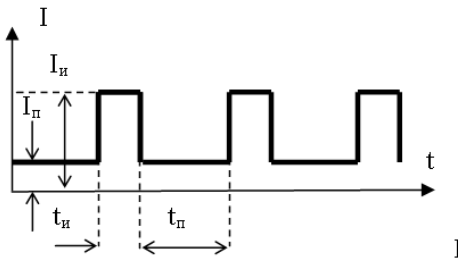


Рис. 1. Ідеалізований графік току дугового процесу з модуляцією режимів

Мета роботи

Метою роботи є подальше дослідження і вдосконалення процесів з модулюючим впливом на електропривод механізму подачі електродного дроту.

Основний матеріал і аналіз отриманих результатів

Дослідження результатів наплавлення з модулюванням режимів у порівнянні з наплавленням стаціонарною дугою з використанням стабільних режимів виконували комплексно з визначенням таких характеристик:

Визначення основних геометричних розмірів наплавлених валиків за різних режимів модуляції;

Визначення основних легувальних елементів в наплавлених шарах за різних варіантів модульованого впливу.

Всі наплавлення в основному виконано на пласких зразках сталі 45 з використанням наплавлювального автомата А574Н, який укомплектовано джерелом ВДУ-504. Всі експерименти проведено з використанням самозахисного порошкового дроту ПП-АН140 діаметром 2,0 мм. Для порівняння використано також інші марки. Частково цикл експериментальних досліджень проведено на зразках матеріалів штампового інструменту.

Для подальшого аналізу результатів наплавлення для найбільш характерних режимів модульованого впливу складено матрицю дієвих факторів (план експерименту) і отримано результати вимірювань за методикою, яку наведено в роботі [6], де x_1, x_2 – час імпульсу і паузи відповідно; x_3, x_4 – струм в імпульсі і паузі відповідно. Матрицю наведено в табл. 1.

Одним з основних впливів модульованого струму на структуру наплавленого металу є суттєва зміна термічного циклу процесу. Схематично це показано на рис. 2. При цьому температура металу ванни коливається між температурами ліквідус $T_л$ і солідус $T_с$.

Величини $T_л$ і $T_с$ визначаються параметрами модуляції режиму.

В неплавленому металі визначали вміст вуглецю, хрому, кремнію, бору в залежності від таких параметрів наплавлення модульованим током: час імпульсу ($t_и$) і паузи ($t_п$); жорсткість режиму $Q = t_п / t_и$; час-

© Лебедєв В. А., Тіщенко В. А., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-9

тота модуляції $1/(t_u + t_n)$; глибина модуляції $M = I_n / I_u$. Модуляцію проводили за допомогою дослідної приставки-модулятора ОИ-10 шляхом синхронізованого впливу на електричні ланцюги керування джерела живлення та електроприводу двигуна постійного струму механізму подачі електродного дроту, або впливу тільки на електропривод.

Параметри режиму змінювали в таких діапазонах: струм імпульсу I_u = 100–200 А, струм паузи I_n = 50–100А; тривалість імпульсу t_u та паузи t_n 0,1…1,0. При цьому обирали режими, які забезпечують стале горіння дуги і задовільне формування наплавлюваних валиків.

На рис. 3 як приклад наведено перерізи валиків, які наплавлено різними способами на різних режимах. Аналіз перерізів надає підстави робити висновки щодо зміни їх геометричних розмірів в залежності від параметрів дугового процесу.

Залежність хімічного складу наплавленого металу, механічних властивостей і геометричних розмірів від параметрів режиму наплавки модульованим струмом отримано у вигляді рівнянь регресій на підставі матриці експерименту і вимірювань цільових параметрів.

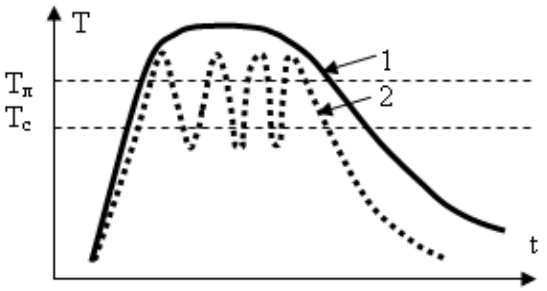


Рис. 2. Ідеалізована схема термічного циклу наплавлення: 1 – стаціонарна дуга; 2 – модульований режим

Таблиця 1 – Матриця плану експериментів і результати вимірювань

№	Фактори				Геометричні розміри, мм			Хімічний склад, %			
-	x_1	x_2	x_3	x_4	b	h	g	C	Cr	B	Si
1	+	+	+	+	10	2	2	0,38	6,56	0,72	1,1
2	-	+	+	-	12	4	2,5	0,4	6,79	0,76	1,2
3	+	-	+	-	12	4	2	0,6	8,66	0,75	1,1
4	-	-	+	+	9	2,5	1,5	0,46	7,67	0,78	1,1
5	+	+	-	-	12	2,5	2,8	0,44	7,77	0,72	1,2
6	-	+	-	+	15	4	2	0,62	9,13	0,8	1,2
7	+	-	+	-	11	2	2	0,59	7,83	0,8	1,1
8	-	-	-	-	8	2	1,5	0,48	7,75	0,7	1,0

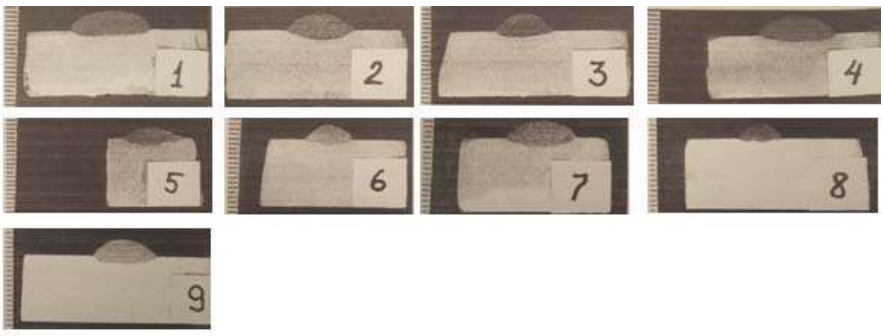
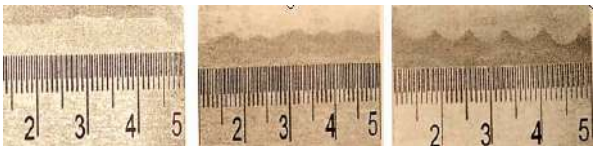


Рис. 3. Вплив частоти модульованого струму на форму наплавленого валика: 1 – стаціонарна дуга; модульований процес: 2 – s – 5 Гц, t_u – 0,1 с, t_n – 0,1 с; 3 – s – 0,5 Гц, t_u – 1,0 с, t_n – 1 с; 4 – s – 1,1 Гц, t_u – 0,8 с, t_n – 0,1 с; 5 – s – 0,55 Гц, t_u – 0,8 с, t_n – 1,0 с; 6 – s – 1,1 Гц, t_u – 0,1 с, t_n – 0,8 с; 7 – s – 0,55 Гц, t_u – 1,0 с, t_n – 0,8 с; 8 – s – 1,0 Гц, t_u – 0,1 с, t_n – 0,9 с; 9 – s – 0,7 Гц, t_u – 0,5 с, t_n – 0,9 с

© Лебедєв В. А., Тіщенко В. А., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-9

На рис. 4 наведено перерізи ліній сплавлення наплавленого валика з основним металом. Можна бачити характерні хвильоподібні утворення, які утворилися внаслідок модуляції параметрів дугового процесу. Очевидно, що за умов стаціонарного процесу хвилястість практично відсутня. Зі збільшенням частоти модуляції амплітуда хвиль знижується.



а *б* *в*

Рис. 4. Границя сплавлення наплавленого валика з основним металом:
а – наплавлення стаціонарною дугою; наплавлення модульованим током з частотою; *б* – 5 Гц; *в* – 0,5 Гц

Попередній аналіз свідчить, що такий характер лінії сплавлення сприяє підвищенню міцності наплавленого шару. Слід відзначити, що за умов наплавлення модульованим струмом зона сплавлення є значно більш впорядкованою, ніж при наплавлюванні стаціонарною дугою.

Вміст елементів C, Cr, B в наплавленому металі валиків за результатами експериментів за матрицею табл. 1 може бути поданим такими рівняннями регресії:

$$C = 0{,}49 - 0{,}2125x_1 - 0{,}01625x_2 - 0{,}03125x_3 + 0{,}06625x_4, \quad (1)$$

$$Cr = 7{,}73 - 0{,}28x_1 - 0{,}1875x_2 + 0{,}19x_3 + 0{,}5675x_4, \quad (2)$$

$$B = 0{,}7425 - 0{,}075x_1 - 0{,}0325x_2 + 0{,}015x_3 + 0{,}024x_4. \quad (3)$$

Згідно з критерієм Фішера рівняння адекватно відбивають результати експериментів на рівні значущості 5 %. Коефіцієнти множинної регресії знаходяться в межах 0,8–0,9 %.

На підставі рівнянь (1)–(3) побудовано графічні інтерпретації функцій C, Cr, B – *f*(П), де П – узагальнений параметр, від якого залежать характеристики наплавленого валика. Залежності наведено на рис. 5–8. Цифри 1, 2, 3 є відповідно: наплавлювання стаціонарною дугою, математична регресійна модель, апроксімація.

Встановлено, що збільшення паузи в межах 0,1…1,0 с приводить до зменшення вмісту вуглецю, хрому, бору в наплавленому металі.

Досліджено сумісний вплив імпульсу і паузи на вміст вуглецю, хрому і бору, а також твердості і геометричних розмірів наплавлених валиків в залежності від збільшення паузи під час постійного імпульсу 0,1 с.

Збільшення паузи в діапазоні 0,1–1,0 с за умов постійного імпульсу 0,8 с призводить до зміни вмісту вуглецю, хрому і бору. Встановлено, що вміст вуглецю збільшується від 0,40 % до 0,43 %, за умов стаціонарного режиму 0,67 %. Вміст хрому збільшується в діапазоні 6,5…8,0 %. За умов стаціонарного режиму цей показник становить 8 %.

Зміна жорсткості режиму за умов модуляції призводить до зменшення ширини валика наплавленого металу від 15 мм до 10 мм, при стаціонарному режимі цей показник складає 20 мм. Висота зменшується з 4 до 3 мм, потім збільшується до 4 мм. За умов стаціонарного режиму цей показник складає 4 мм.

Все вказане вище відноситься до режимів модуляції з меншою енергетичною складовою, ніж при стаціонарному режимі, і наведено як можливість керування вмістом C, Cr, B за рахунок зміни параметрів модуляції.

Погонну енергію процесу g для наплавлення модульованим током можна визначити у відповідності до виразу:

$$g = \frac{60[I_u U_u c + I_б U_б (1-c)]}{v_{св}}, \quad (4)$$

де c – скважність імпульсу модульованого процесу $c = \frac{t_u}{t_u + t_б}$; $v_{св}$ – швидкість дугового процесу; U_u, U_n, I_u, I_n – напруга і струм в імпульсі і паузі процесу наплавки з модуляцією дугового процесу.

Аналіз рівняння (4) показує, що необхідно значною мірою збільшувати параметри напруги і U_u, U_n, I_u, I_n, щоб збільшити енерговкладення за умов наплавлення з модуляцією, щоб вони відповідали таким, які зазвичай використовують під час наплавлювання стаціонарною дугою.

Аналізуючи залежності 1, 2, 3 на рис. 5–12, можна зробити висновок, що характеристики 2, які одержано на кожному графіку за умов використання модульованих режимів наплавлення достатньо близькі до прямих ліній і можуть бути з достатньою для прогнозування точністю описані лінійними рівняннями, які у загальному вигляді можна виразити як:

$$\frac{П - П_1}{П_2 - П_1} = \frac{(b,h,g,C,Cr,B) - (b_1,h_1,g_1,C_1,Cr_1,B)}{(b_2,h_2,g_2,C_2,Cr_2,B) - (b_1,h_1,g_1,C_1,Cr_1,B)}. \quad (5)$$

Рівні вмісту C, Cr, B, які в залежності від частоти модуляції (s) й інших важливих параметрів визначаються з залежності (1) і рис. 5–8 таким чином:

$$C = C_1 + \frac{(П - П_1)(C_2 - C_1)}{П_2 - П_1}, \quad (6)$$

$$Cr = Cr_1 + \frac{(П - П_1)(Cr_2 - Cr_1)}{П_2 - П_1}, \quad (7)$$

$$B = B_1 + \frac{(П - П_1)(B_2 - B_1)}{П_2 - П_1}. \quad (8)$$

© Лебедєв В. А., Тіщенко В. А., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-9

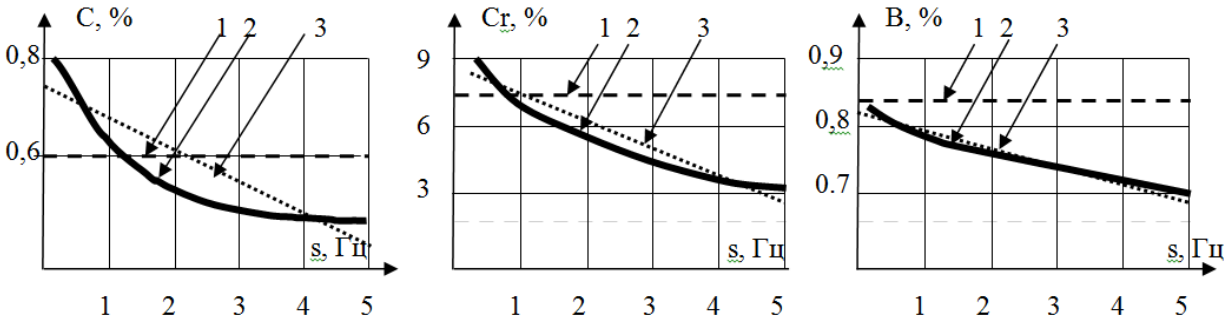


Рис. 5. Зміна вмісту вуглецю, хрому і бору в залежності від частоти модуляції процесу наплавки в діапазоні 1–5 Гц

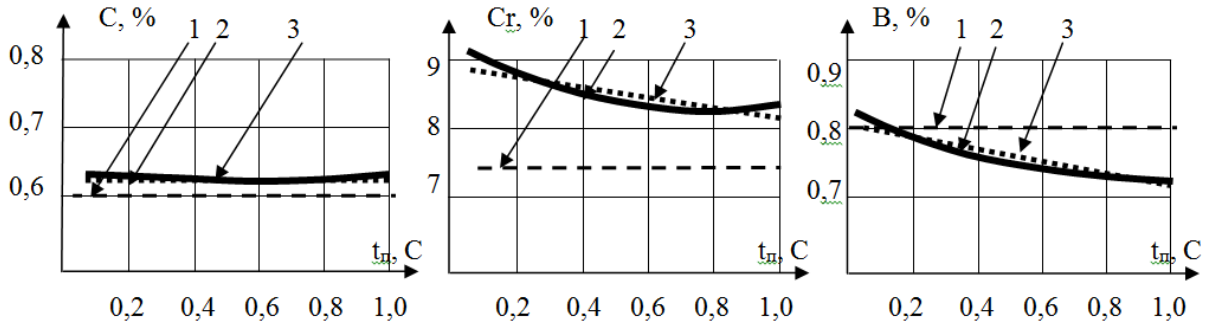


Рис. 6. Зміна вмісту вуглецю, хрому і бору в наплавлених валиках модульованим струмом в залежності від часу паузи за умов постійного часу імпульсу 0,1 с

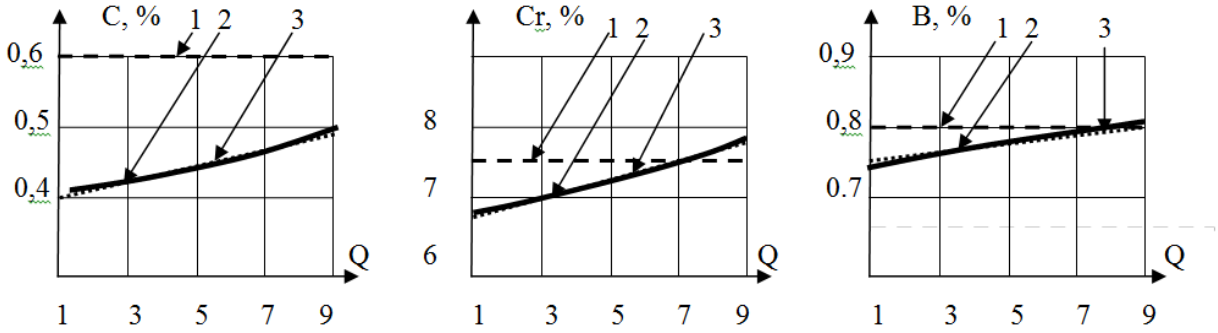


Рис. 7. Зміна вмісту вуглецю, хрому і бору в наплавлених валиках модульованим струмом в залежності від жорсткості режиму при частоті 1 Гц

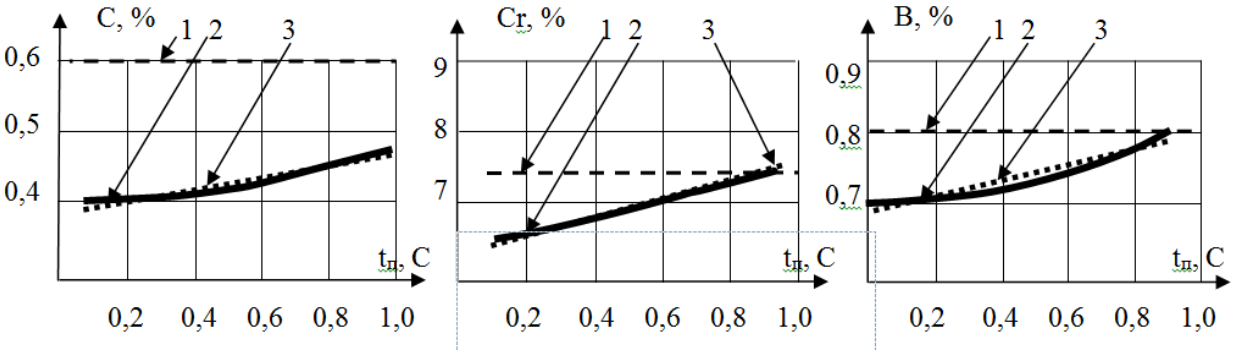


Рис. 8. Зміна вмісту вуглецю, хрому і бору в наплавлених валиках модульованим струмом в залежності від часу паузи при тривалості імпульсу 0,8 с

© Лебедєв В. А., Тіщенко В. А., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-9

Параметри $C_1, C_2, Cr_1, Cr_2, B_1, B_2$ відповідають крайнім точкам прямых ліній аппроксимаций 3 на рис. 2–7.

Геометричні розміри перерізів валиків b, висоту h і глибину проплавлення g можна представити рівняннями регресії:

$$b = 11{,}25 - 0{,}125x_1 - 0{,}125x_2 - 0{,}125x_3 + 1{,}375x_4, \quad (9)$$

$$h = 2{,}9 + 0{,}25x_1 + 0{,}225x_2 - 0{,}275x_3 + 0{,}6x_4, \quad (10)$$

$$g = 2{,}0375 + 0{,}1625x_1 + 0{,}1625x_2 - 0{,}2875x_3 + 0{,}0875x_4. \quad (11)$$

Аналогічно до викладеного вище і ґрунтуючись залежності рис. 9–12 можна скласти систему рівнянь для величини П, яка відбиває вплив характерних параметрів процесу наплавки модульованим струмом на геометричні параметри наплавленого валика:

$$b = b_1 + \frac{(П - П_1)(b_2 - b_1)}{П_2 - П_1}, \quad (12)$$

$$h = h_1 + \frac{(П - П_1)(h_2 - h_1)}{П_2 - П_1}, \quad (13)$$

$$g = g_1 + \frac{(П - П_1)(g_2 - g_1)}{П_2 - П_1}. \quad (14)$$

На рис.9 –12 наведено графіки, які побудовано за рівняннями (9)–(11), а також графиків аппроксимаций у відповідності з (12)–(14).

На підставі регресійної моделі, рівнянь (7)–(9) і графіків рис. 8–10 з урахуванням апроксимацій розглянуто і проаналізовано поєднання впливу імпульсу і паузи на геометричні розміри наплавлених валиків в залежності від збільшення паузи за умов постійного імпульсу тривалістю 0,1 с та 0,8 с.

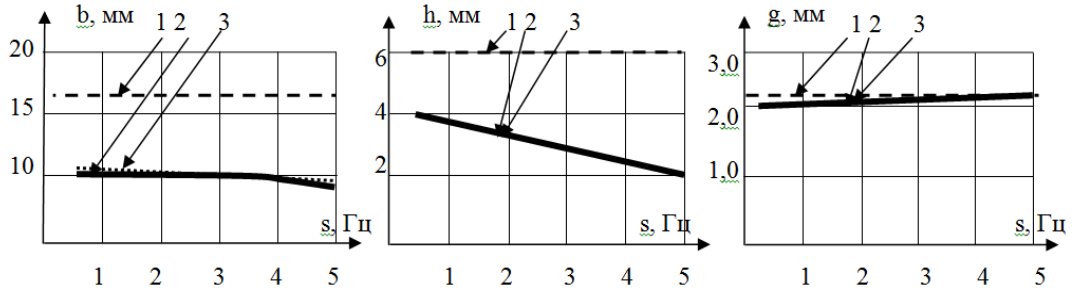


Рис. 9. Зміна геометричних розмірів перерізів наплавлених валиків в залежності від частоти модуляції процесу наплавки в діапазоні 1–5 Гц

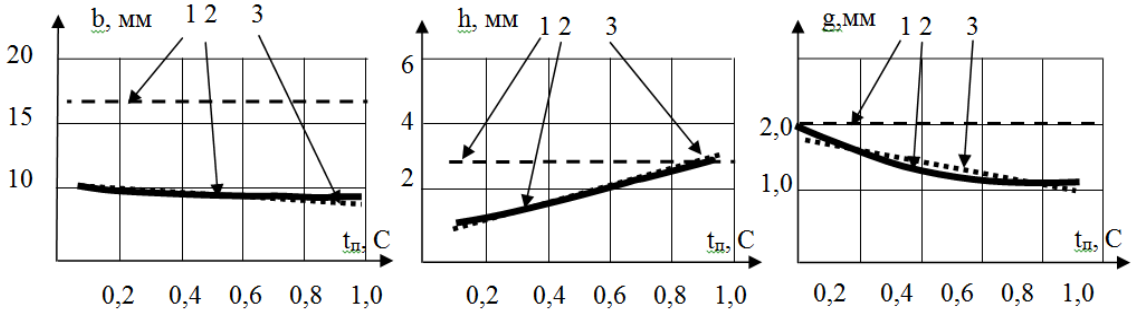


Рис. 10. Зміна геометричних розмірів перерізів наплавлених валиків модульованим током в залежності від часу паузи при постійному часі імпульсу 0,1 с

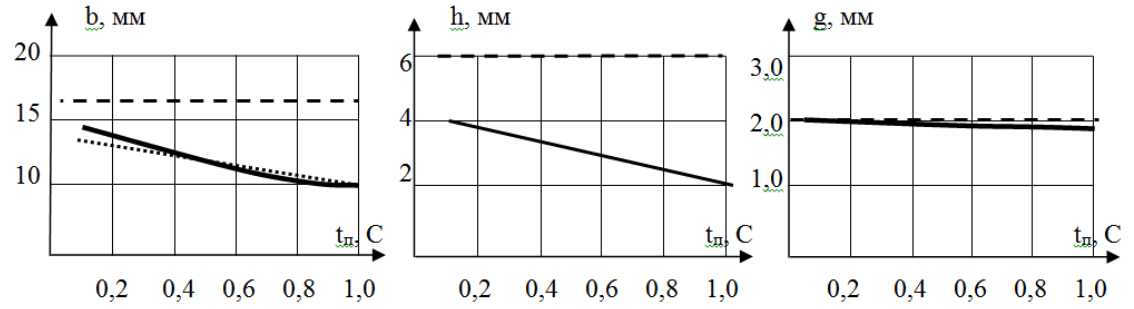


Рис. 11. Зміна геометричних розмірів перерізів наплавлених валиків модульованим током в залежності від часу паузи при постійному часі імпульсу 0,8 с

© Лебедєв В. А., Тіщенко В. А., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-9

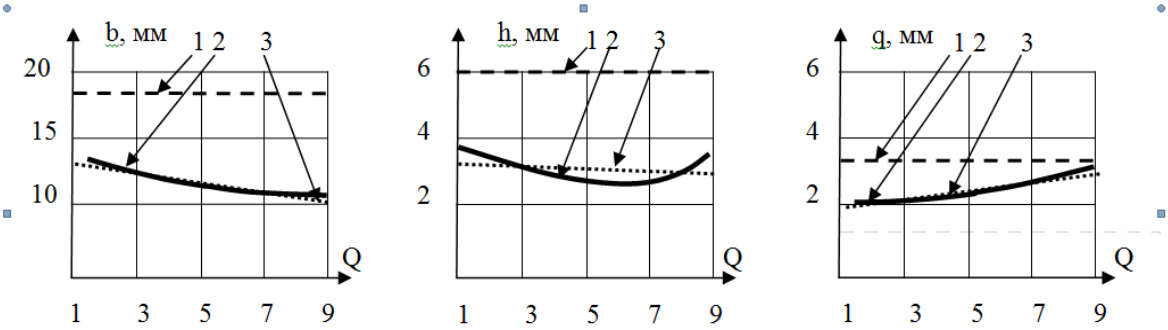


Рис. 12. Зміна геометричних розмірів перерізів наплавлених валиків модульованим током в залежності від жорсткості режиму при частоті 1 Гц

Можна відзначити зміну геометричних розмірів перерізів наплавлених валиків із зміною частоти модуляції і жорсткості режимів дугових процесів.

Встановлено зменшення геометричних розмірів наплавленого металу: ширина від 15 до 10 мм. При стаціонарному режимі ширина складає близько 15 мм. Висота зменшується з 4 мм до 2 мм (при стаціонарному режимі 6 мм). Проплавлення майже не змінюється. Зміна жорсткості режиму за умов модуляції призводить до зменшення ширини наплавленого металу з 15 мм до 10 мм (за умов стаціонарного режиму 20 мм), висота зменшується з 4 мм до 3 мм, потім знов збільшується до 4 мм. За умов стаціонарного режиму висота дорівнює 6 мм. Проплавлення збільшується з 2 мм до 4 мм.

Ширина є меншою, ніж за умов стаціонарного режиму і складає 12 мм. Висота зменшується від 4 мм до 2 мм. При стаціонарному режимі висота дорівнює 6 мм. Проплавлення майже не змінюється і складає в двох режимах 2 мм.

Збільшення паузи з 0,1 с до 1,0 с за умов постійної тривалості імпульсу 0,8 с призводить до зміни вмісту вуглецю, хрому, бору, а також величини твердості і геометричних розміів наплавленого валика. Встановлено, що вміст вуглецю збільшується від 0,40 % до 0,43 % (за умов стаціонарного режиму 0,67 %). Вміст хрому збільшується від 6,5 % до 8,0 %. За умов стаціонарного режиму вміст хрому складає 8,0 %. Твердість наплавленого металу при такому режимі збільшується від 52 HRCэ до 63 HRCэ, при стаціонарному режимі складає 57…59 HRCэ

Відзначено зменшення геометричних розмірів перерізів наплавлених валиків при застосуванні модуляції режимів дугового процесу. Ширина є меншою, ніж при стаціонарному режимі і складає 12 мм. Висота зменшується від 4 мм до 2 мм. За умов стаціонарного режиму висота дорівнює 6 мм. Проплавлення майже не змінюється і для обох режимів складає 2 мм.

Можна стверджувати, що гострота імпульсу, тобто режим з більшою паузою, для певних випадків більше впливає на вихідний результат, наприклад порівняння графіків на рис. 6 и рис. 8, а також рис. 10 и рис. 11.

Висновки

1. Регресійні рівняння, які отримано на підставі експериментальних даних, а також лінеарізовані рівняння дозволяють прогнозувати вміст вуглецю, кремнію, бору, в наплавленому металі в залежності від параметрів режиму автоматичного електродугового наплавлення модульованим током з використанням порошкового дроту ПП-АН140 діаметром 2 мм.

2. Хімічний склад наплавленого металу залежить від всіх параметрів модульованого струму. В результаті експериментів хімічний склад наплавленого металу модульованим струмом може відрізнятися від того, який отримують в результаті наплавлення стаціонарною дугою.

3. Оскільки вміст елементів в наплавленому металі впливає на його механічні й інші властивості, необхідно враховувати дані, які отримано в роботі, під час вибору параметрів наплавлення модульованим струмом для реальних процесів.

4. Вибір оптимальних параметрів режиму наплавлення для отримання необхідних характеристик наплавленого шару слід використовувати рекомендації, що забезпечують належну якість процесу й наплавленого металу з потрібними експлуатаційними властивостями.

Список літератури

1. Лебедев В. А. Исследование технологических возможностей дуговой сварки и наплавки с импульсной подачей электродной проволоки / Лебедев В. А., Лендел И. В. //Наукоёмкие технологии в машиностроении. – № 9. – 2015. – С. 20–27.

2. Солодский С. А. / Солодский С. А., Луговцева Н. Ю., Борисов И. С. Технология mig-mag сварки с низкочастотной модуляцией тока дуги //Технологии и материалы. – № 1. – 2015. – С.11–14.

3. Технологические особенности сварки пульсирующей дугой под флюсом / Меркулов Б.А. и др. // Сварочное производство. – 1975. – № 3. – С. 13–15.

4. Singh PK, Patel D and Prasad SB (2016) Development of vibratory welding technique and tensile properties investigation of shielded metal arc welded joints. Indian Journal of Science and Technology 9 (35): 1–6.

© Лебедєв В. А., Тіщенко В. А., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-9

5. Лебедев В. А. О выборе оборудования для наплавки пульсирующей дугой матриц штампов / Лебедев В. А. Тищенко В. А. // Автоматическая сварка. – № 8. – 1997. – С. 51–52.

6. Сидняев, Н. И. Теория планирования эксперимента и анализ статистических данных : учебник и практикум для бакалавриата и магистратуры / М. : Издательство Юрайт, 2018. – 495 с.

Одержано 08.05.2022

Lebedev V., Tishchenko V., Brykov M. The study of the peculiarities of the mechanized electric arc cladding with periodic variation of the modes of the process

Purpose. *Research of the influence of modulation of arc processes on characteristics of clad metal with revealing the dependences of chemical composition and geometrical dimensions of the clad metal on the modulation parameters, as well as the development of mathematical models of these dependences with the purpose of predicting the results of modulation to improve the quality of deposited layers.*

Methods of research. *Well-known methods of surfacing metal research were used:*

spectral analysis of metal composition, metallographic analysis of the obtained samples of cross-sections of the cladding rolls. Special computerized programs were used to measure geometric dimensions of the roll. Methods of regression analysis were used in order to obtain generalized mathematical models of dependencies of chemical elements and geometrical dimensions on modulation parameters.

Results. *In the process of research with electric-arc cladding of electrode flux-cored self-shielded wire, generalized results of dependences of carbon, chromium and boron content, width, amplification and penetration of cross-sectional area on the frequency and modulation duty cycle of electric-arc process parameters were obtained. Method of mathematical description of modulation effect on chemical composition and shape of the weld bead was developed.*

Scientific novelty. *It was suggested to carry out estimation of the results by applying mathematical models when carrying out the electric arc process with periodic change of power parameters of current surfacing due to controlling the electric drive of the electrode wire feeding mechanism and also with change of voltage when controlling the output voltage of the welding current source.*

Practical value. *A set of studies concerning the effects of modulation of power parameters of the welding process using an original development of the modulator allows, based on relatively simple systems of automatic and mechanized equipmen makes it possible, to obtain a controlled process of influence on the characteristics of the fused metal with their improvement for the implementation in industrial production.*

Key words: *arc surfacing, melting electrode, modulation modes, parameters, experiments, processing of results, mathematical models.*

© Лебедєв В. А., Тіщенко В. А., Бриков М. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-9

УДК 620.172.225

Рягін С. Л. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри кафедри механіки Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: ryaginzp@gmail.com*

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ВИЗНАЧЕННЯ МОДУЛЯ ЮНГА ЗВАРНОГО ШВА КОРОБЧАСТОЇ БАЛКИ ІЗ СТАЛІ 09Г2С

Мета роботи. *Експериментальне визначення без електричної тензиметрії значень модуля Юнга при різних навантаженнях для зразка із сталі 09Г2С з повздожнім розташуванням зварного шва та для основного металу, що використовується при виготовленні коробчастих балок. Порівняння отриманих результатів між собою та з даними літературних джерел.*

Методи дослідження. *Експеримент, тензиметрія, метод щонайменших квадратів.*

Отримані результати. *Для виготовлення зразка були зварені декілька полос металу із сталі 09Г2С, розташованих хрестообразно. З отриманої деталі був виготовлений зразок з повздожнім розташуванням зварного шва та прямокутним поперечним перерізом шляхом фрезеруванням з охолодженням. Були проведені випробування на повіреному обладнанні для визначення модуля Юнга зварного шва та основного металу. Під час експерименту деформації вимірювались важільним тензометром. Обробка експериментальних результатів здійснювалась методом щонайменших квадратів. Отримані результати порівняні між собою та з даними літературних джерел. Встановлено, що величини модуля Юнга основного металу за всіма джерелами співставимі, але відрізняються одна від одної. Величини модуля Юнга зварного шва відрізняються принципово. За експериментальними даними іншого автора, модуль Юнга зварного шва є дещо більшим за модуль Юнга основного металу. За отриманими експериментальними даними, модуль Юнга зварного шва є дещо меншим за модуль Юнга основного металу. Ця різниця може бути пов'язана, зокрема, з різними способами виготовлення зразків для визначення модуля Юнга зварного шва.*

Наукова новизна. *Значення модуля Юнга для зразка із сталі 09Г2С з повздожнім розташуванням зварного шва експериментально визначено за допомогою механічної тензиметрії при різних навантаженнях та з обробкою результатів методом щонайменших квадратів.*

Практична цінність. *Експериментально визначені значення модуля Юнга зварного шва та основного металу необхідні при фізичному та математичному моделюванні напруженого стану коробчастих балок із сталі 09Г2С.*

Ключові слова: *коробчаста балка, зварний шов, зразок, поперечний переріз, експеримент, модуль Юнга, тензометр, метод щонайменших квадратів.*

Вступ

Точність математичного моделювання є одним з факторів, що визначають майбутні характеристики технічного виробу. Однією з важливих складових забезпечення точності математичного моделювання є точність вихідних даних. Тому експериментальне визначення модуля Юнга зварного шва пов'язано з актуальним науковим та практичним завданням підвищення конкурентоздатності виробів вітчизняного кранобудування.

Аналіз досліджень та публікацій

У гіршому випадку, модуль Юнга зварного шва призначають із загальних міркувань, зокрема, як це зроблено у статті [1], що присвячена оцінці напруженого стану зварної балки методом скінчених елементів (МСЕ). Але при цьому параметри моделі все одно мають бути скореговані за результатами експериментального дослідження напруженого стану тієї самої балки.

Інший шлях – взяти значення модуля Юнга з довідників, наприклад, [2] або [3]. Але ці дані зазвичай не збігаються між собою, та ще й відносяться до матеріалу, але не до зварного шва.

Визначення механічних характеристик саме зварного шва поширено настільки, що вивчається навіть у лабораторних роботах для студентів, наприклад, у [4] та багатьох інших. Але визначення саме модуля Юнга зварного шва автор цієї статті у таких виданнях не зустрічав.

Найбільш близьким до цієї статті є дослідження [5], у якому, зокрема, визначається модуль Юнга для зварного шва, навколошовної зони та основного металу. До того ж, в цьому дослідженні використовується зразок саме із сталі 09Г2С. Однак використовується зразок, зварений з двох половин поперечним швом, на різні зони якого прикріплені електричні тензодатчики. Поперечне розташування зварного шва при повздовжньому вимірюванні не є вдалим рішенням. Електрична тензиметрія має власну похибку. А 9 вимірювань здійснювались при одному і тому ж навантаженні. Тому висновки щодо похибки біля 3 %, зроблені виходячи з статистичної обробки результатів, мають дещо теоретичний характер. Крім того, як відомо, наведені у [5] результати завдяки структурним і фазовим відмінностям у металі можуть не зовсім відповідати коробчастим балкам [6], які досліджує автор цієї статті.

© Рягін С. Л., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-10

Таким чином, у відомих автору цієї статті літературних джерелах немає даних щодо експериментального визначення модуля Юнга зварного шва, які могли б бути використані при подальшому дослідженні коробчастих балок із сталі 09Г2С згідно [6]. Експериментальному визначенню придатних для цього значень модуля Юнга зварного шва присвячується ця стаття.

Мета роботи

Метою цієї статті є експериментальне визначення без електричної тензиметрії значень модуля Юнга при різних навантаженнях для зразка із сталі 09Г2С з повздожнім розташуванням зварного шва та для основного металу, що використовувався при виготовленні коробчастих балок згідно [6]. Додатковою метою є порівняння отриманих результатів між собою та з даними літературних джерел.

Викладення основного матеріалу та аналіз отриманих результатів

Для виготовлення зразка із сталі 09Г2С з повздожнім розташуванням зварного шва були зварені декілька полос металу, розташованих хрестообразно. Поперечний переріз отриманої деталі для виготовлення зразка зварного шва наведений на рис.1. Застосовувалось напівавтоматичне зварювання у середовищі CO_2, товщина проволоки – 0,8 мм, її матеріал – 08Г2С. Оскільки коробчасті балки згідно [6] є фізичними моделями прогонних балок реальних мостових вантажопідйомних кранів, номінальна товщина їх стінок становить 1 мм. Тому при виготовленні деталі за рис. 1 забезпечувалось проплавлення полос металу. Із отриманої деталі зразок зварного шва виготовлявся фрезеруванням з охолодженням, його поперечний переріз приблизно показаний на рис. 1 пунктирною лінією. Тобто поперечний переріз зразка зварного шва являє собою прямокутник, за можливості наближений за розмірами до квадрата.

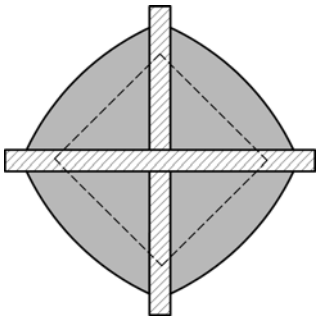


Рис. 1. Поперечний переріз деталі для виготовлення зразка зварного шва

Використання саме зразка з повздожнім розташуванням зварного шва надало принципову можливість застосувати для вимірювання деформацій механічний датчик Гугенбергера, який також називають важільним тензометром. Цей тензометр має відносно велику базу вимірювань біля 20 мм. Але, на відміну від електричних тензометрів, він має детермінований за визначенням та стабільний коефіцієнт підсилення.

Зразок основного металу являв собою звичайну полосу, яка використовувалась при виготовленні коробчастих балок згідно [6].

При підготовці та проведенні експерименту були застосовані всі можливі міри для забезпечення точності його результатів.

Випробування проводились на машині ИР-100, тарування якої було здійснено за еталонним динамометром ДС-1 (свідоцтво про повірку №5-0165-09). Деформація вимірювалась за допомогою важільного тензометра ТР (база 20 мм, коефіцієнт підсилення 1000), тарування якого було здійснено за скобою с відліковим пристроєм СР (№ 0173). Виміри геометричних розмірів зразків здійснювались за допомогою мікрометра гладкого МК (№ 0411), штангенциркуля ШЦ-II (№У667356). Випробування проводились при кімнатній температурі t = 19 °С (для вимірювання температури використовувався лабораторний термометр ТЛ-15).

Прямокутний поперечний переріз зразка зварного шва мав розміри 7,62×8,62 мм (площа поперечного перерізу 65,684 мм^2). Розміри полоси основного металу становили 42,85×1,01 мм (площа поперечного перерізу 43,279 мм^2). Навантаження здійснювалось із шагом 1 кН, з невеликим попереднім навантаженням для вибирання зазорів. Випробування основного металу здійснювались до навантаження 7 кН, бо на 8 кН почалося потріскування. Їх результати наведені у табл. 1. Випробування зразка зварного шва здійснювались двічі до навантаження 10 кН, бо при першому випробуванні спостерігались удари, а при другому випробуванні на 11 кН почалися тремтіння та удари. Їх результати наведені у табл. 2.

Таблиця 1 – Результати випробувань для основного металу

Навантаження, кН	Покази тензометра
0	0
1	2,1
2	4,0
3	6,2
4	8,5
5	10,8
6	13,0
7	15,4

Таблиця 2 – Результати випробувань для зварного шва

Навантаження, кН	Покази тензометра	
	Випробування 1	Випробування 2
0	0	0
1	1,1	1,0
2	2,5	2,2
3	4,1	3,8
4	6,0	5,3
5	7,5	7,0
6	9,1	8,8
7	10,8	10,3
8	12,4	12,0
9	14,0	13,7
10	15,7	15,2

© Рягін С. Л., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-10

Удари при першому випробуванні можуть бути пов'язані, зокрема, із остаточними напруженнями у зварному шві.

На відміну від поширеної при визначенні модуля Юнга малоінформативної методики оцінки за одним виміром або оцінки за аріфметичним усередненням, наприклад [7], обробка експериментальних результатів здійснювалась методом щонайменших квадратів [8]. Перевагою цього методу є не тільки більш повне врахування статистичної інформації, а й можливість зв'язати цю статистичну інформацію із емпірічною функцією, що відповідає вирішуваній задачі. У цьому випадку, в якості емпірічної функції природньо була обрана пряма нахильна лінія, що проходить через початок координат. Обчислення модуля Юнга проводились за формулою:

$$E = \frac{\sum\left(\frac{P_i}{F} \cdot \frac{a_i}{a}\right)}{\sum\left(\frac{a_i}{a}\right)^2}, \qquad (1)$$

де E – модуль Юнга, Па;

P_i – поточне навантаження, Н;

F – площа поперечного перерізу, м^2;

a_i – поточний показ тензометра, мм;

a = 20 мм – база тензометра.

Результати обчислень для основного металу наведено на рис. 2, для зварного шва – на рис. 3. На рис. 3 нижня лінія відповідає випробуванню 1, верхня – випробуванню 2. Отримані результати зведено у табл. 3.

Порівняння даних табл. 3 дає можливість зробити певні висновки. Величини модуля Юнга основного металу за всіма джерелами співставимі, але відрізняються одна від одної. Величини модуля Юнга зварного шва відрізняються принципово. За даними дисертації [5], модуль Юнга зварного шва є дещо більшим за модуль Юнга основного металу. За експериментальними даними цієї статті, модуль Юнга зварного шва є дещо меншим за модуль Юнга основного металу. Ця різниця може бути пов'язана, зокрема, з різними способами виготовлення зразків для визначення модуля Юнга зварного шва.

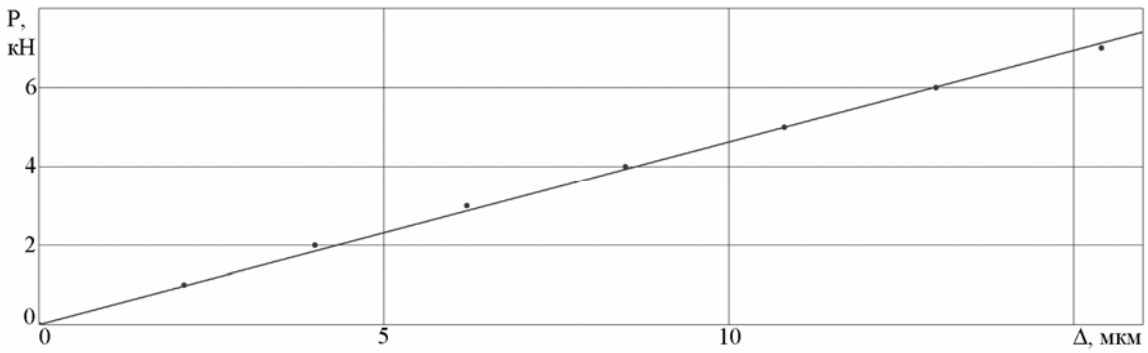


Рис. 2. Визначення модуля Юнга для основного металу

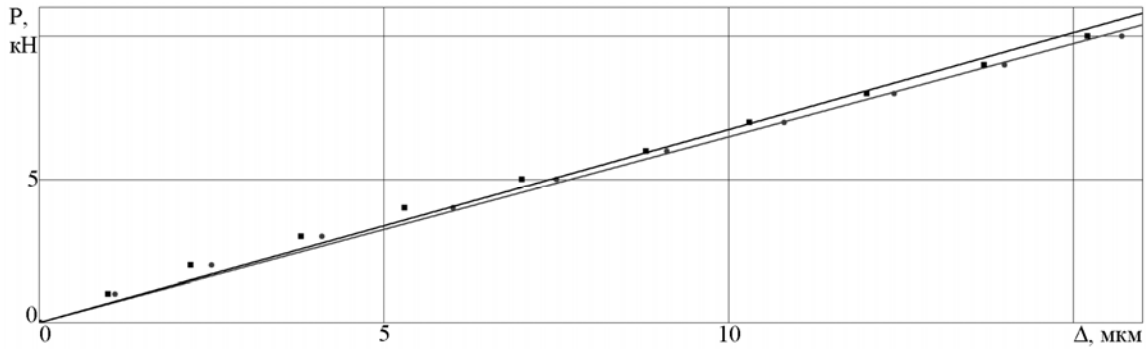


Рис. 3. Визначення модуля Юнга для зварного шва

Таблиця 3 – Результати визначення модуля Юнга

Модуль Юнга Е, ГПа	Джерело			
	Довідник [2]	Довідник [3]	Дисертація [5]	Експеримент
Зварний шов	–	–	225 (219–231)	197,7 / 205,4
Околошовна зона	–	–	183 (175–192)	–
Основний метал	210	200	198 (191–203)	213,8

© Рягін С. Л., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-10

Різниця між величинами модуля Юнга зварного шва 197.7 ГПа та 205.4 ГПа, отриманими при двох послідовних випробуваннях, при наявній підготовці до забезпечення точності експерименту, скоріше може бути пов'язана із внутрішніми змінами зразка, що відбулись під час першого випробування та викликали відповідні удари.

Висновки

Таким чином, було експериментально визначено шляхом механічної тензиметрії при різних навантаженнях значення модуля Юнга для зразка із сталі 09Г2С з повздожнім розташуванням зварного шва та для основного металу, що використовується при виготовленні коробчастих балок. Отримані результати мають певну різницю как між собою, так і з даними літературних джерел.

У перспективі автор цієї статті планує більш докладно проаналізувати фактори, що впливають на значення модуля Юнга, а також обгрунтувати застосування зведеної величини модуля Юнга, придатної для використання при моделюванні незалежно від дії вищезазначених факторів.

Список літератури

1. Гончарова О. Е. Оценка напряженно-деформиро-ванного состояния сварной балки оси мобильной машины [Електронний ресурс] / О. Е. Гончарова, В. Г. Максимов // Труды Одесского политехнического университета. – Выпуск 1(5). – 1998. – Режим доступу: http://storage.library.opu.ua/online/periodic/opu_1998_1%285%29/1_53.htm.

2. Расчеты на прочность [Електронний ресурс]. – Режим доступу: http://www.stresscalc.ru/ex.php?mat=09%C32%D1&get=1.

3. Справочник сталей [Електронний ресурс]. – Режим доступу: http://www.konarspb.ru/steel-09g2s.

4. Лабораторный практикум по дисциплине «Проектирование сварных конструкций» / сост. А. Ю. Медведев, М. П .Савичев. – Уфа : Уфимск. гос. авиац. техн. ун-т, 2015. – 32 с.

5. Василенко Д. А. Совершенствование методов расчета сопротивления усталости сварных соединений рам длиннобазных вагонов-платформ [Текст] : дис.: канд. техн. наук: 05.22.07: защищена 2010 г. / Василенко Дарья Андреевна. – СПб., 2010. – 106 с. – 04201057385.

6. Григоров О. В. Підготовка фізичного моделювання коробчастих головних балок мостових кранів / О. В. Григоров, С. Л. Рягін // Вісник Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут». Тематичний випуск: Технології в машинобудуванні: Збірник наукових праць. – Харків : НТУ «ХПІ». – 2007. – № 17. – С. 63–69.

7. Цурпал И. А. Сопротивление материалов. Лабораторные работы / И. А. Цурпал, Н. П. Барабан, В. М. Швайко. – К. : Вища школа, 1978. – 192 с.

8. Демидович Б. П. Численные методы анализа / Б. П. Демидович, И. А. Марон, Э. З. Шувалова. – М. : Физматлит, 1963. – 400 с.

Одержано 28.04. 2022

Ryagin S. Experimental finding of weld Young's modulus of a weld box girder made of steel 09Г2С

Purpose. *Experimental finding of Young's modulus values of the specimen of steel 09Г2С with weld longitudinal arrangement and of the basic metal, which is used for box girder manufacturing, by means of non-electrical strain measurement under various loads. Comparison of the received results among themselves and with data of references.*

Methods of research. *Experiment, strain measurement, least-squares technique.*

Results. *Several metal strips of steel 09Г2С arranged crosswisely have been welded for making of a specimen. The specimen of steel 09Г2С with weld longitudinal arrangement and rectangular cross-section has been produced of the received detail by milling with cooling. Tests have been executed on calibrated equipment for finding of Young's modulus values of the weld and of the basic metal. Strains have been measured by Huggenberger tensometer during experiment. Experimental results have been processed by least-squares technique. The received results have been compared among themselves and with data of references. It has been found out, that Young's modulus values of the basic metal on all references are comparable, but differ one from another. Young's modulus values of the weld differ essentially. Weld Young's modulus is a little bigger than basic metal Young's modulus according to experimental data of other author. Weld Young's modulus is a little smaller than basic metal Young's modulus according to the received experimental data. This difference can be explained, in particular, by different ways of production of specimens for finding of weld Young's modulus.*

Scientific novelty. *Young's modulus values of the specimen of steel 09Г2С with weld longitudinal arrangement has been experimentally found by means of mechanical strain measurement under various loads and with result processing by least-squares technique.*

Practical value. *Experimentally found Young's modulus values of the weld of the basic metal are necessary at physical and mathematical modelling of a stress state of a box girders of steel 09Г2С.*

Key words: *box girder, weld, specimen, cross-section, experiment, Young's modulus, tensometer, least-squares technique.*

© Рягін С. Л., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-10

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

ТЕРМОДИНАМІЧНІ АСПЕКТИ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ В ПОДВІЙНИХ МЕТАЛЕВИХ СИСТЕМАХ

Діаграми стану в основному допомагають металознавцям-практикам при створенні чи вдосконаленні технологічних процесів, дозволяють суттєво підвищити якість необхідної металевої продукції. Самі ж діаграми у цьому ракурсі мають обмежені можливості, бо часто зберігають залишкову метастабільність (наприклад, діаграма стану «залізо-вуглець», в якій замість графіту часто обмежуються метастабільністю цементитної фази). При цьому вважається, що процеси, які забезпечили певний графічний вигляд будь-якої подвійної системи, мали квазістатичний характер, тобто наближено відбувалися практично по законам рівноважної термодинаміки. Окрім цього, наявні подвійні діаграми стану побудовані зі знехтуванням факторів, котрі можуть максимально проявляти себе на мікроструктурному або навіть наноструктурному рівні, що суттєво впливає на кінцевий структурний стан. До такого роду факторів можна віднести наявність меж поділу термодинамічних систем зі своїми поверхневими вільними енергіями, а також різноманітних домішок, що кардинально впливає на характер процесів, передусім дифузійного плану [1–5].

До того ж, при визначенні рушійних сил фазових перетворень дослідники беруть кінцеві значення вільних енергій фаз, а цього ніяк не можна робити, бо реакції перетворень відбуваються безпосередньо у контактних зонах реагуючих фаз при збереженні вихідних температур в їхніх внутрішніх об'ємах.

Тепер конкретно щодо самих діаграм, які мають в системі «температура-хімічний елемент (або сполука)» набір похилих та прямих (паралельних осям концентрацій) ліній фігуративних точок, кожна з яких дає конкретну інформацію стосовно структурно-фазового стану у кожній такій точці. Необхідно сказати, що кількість фаз на лініях так званої рівноваги, не співпадає з кількістю рівноважних фаз, яка випливає із розв'язання термодинамічних рівнянь, оскільки останні є очікуваними альтернативними фазами, котрі залишаються по закінченні перетворення. Так, в точках на похилій лінії, що розділяє фази α та β в системі A-B, може існувати лише одна фаза (α чи β), незважаючи на те, що їхні хімічні потенціали однакові $\mu_\alpha(c^*) = \mu_\beta(c^*)$ (c^* – конкретна концентрація точки координати A (B)).

Всупереч більшості підручників, треба констатувати, що обидві фази разом існують тільки в процесі фазового перетворення, коли система перебуває в повністю нестабільному стані, тобто коли правило фаз Гіббса у вигляді $c = k - f + 1$ не працює.

Особливої уваги заслуговують випадки, коли при евтектичному (евтектоїдному) перетворенні можна спостерігати так звану квазіевтектичну (квазіевтектоїдну) структуру. Розглянемо з позиції попереднього твердження розпад аустеніту в інструментальній сталі У8 ($c_{\text{вугл}}$ = 0,8 %). В навчальних підручниках чи посібниках стверджується, що при температурі 727 ºС має місце реакція $\gamma_{0,8} \leftrightarrow \alpha_{0,02} + Fe_3C_{6,67}$. При цьому можна спостерігати появу квазіевтектоїду в температурному інтервалі нижче евтектоїдної точки між продовженнями ліній GS та ES.

На нашу думку це можна пояснити наступним чином. Розглянемо термостат, в якому здійснюється сходинкове охолодження за визначеною програмою. Тоді все буде відбуватися за ланцюжком подій на кожній сходинці (згідно Лавесу). Перелічимо ці процеси:

в аустенітній матриці утворюється колоїдний розчин, що складається з нанокластерів двох типів, які збагачені залізом чи вуглецем. А це приводить до невеличкого зменшення ентропії та повертає термодинамічний стан матриці до вихідного виду. Межі між кластерами при цьому відсутні;

якщо програмовано трішки переохолодити сплав, кластери збільшуватимуться у розмірах, що приводить до фрагментації будови системи з появою внутрішніх розмитих меж скоріше за усе з перехідною граткою. Ентропія у цьому випадку ще більше зменшується і з'являється деякий дуже малий концентраційний інтервал суміші кластерів («квазіевтектоїду»);

межі між збільшеними кластерами стають дислокаційними (або напівдислокаційними);

перехід до звичайних меж у фрагментів будови перетворює їх у доевтектоїдну або заевтектоїдну будову. Евтектоїдна складова буде збагачена вуглецем, в якій цементит набуває характер карбідної фази певного типу;

якщо межі у суміші є звичайними, то подальше охолодження за програмою потребує для здійснення перетворення суттєвих змін у характері структури відповідно діаграмам стану (троостит або сорбіт) і при цьому матимемо дві «проевтектоїдні» складові, а саме «проевтектоїдний» ферит чи цементит та сам евтектоїд, який збагачений чи збіднений вуглецем.

Розглянемо в чисто гіпотетичному плані перебіг подій, який може привести до утворення суміші «проевтектоїдний» ферит – пластинчастий евтектоїд, збагачений вуглецем у класичній евтектоїдній сталі (У8) при наявності «гомеопатично» активних домішок.

© Ольшанецький В. Ю., Глотка О. А., Кононенко Ю. І., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-11

Спочатку на кластерному рівні в аустеніті формуються осередки, які збалансовані по енергетиці та напруженням (по Набарро). Зайвий ферит, що має в деяких частинах об'єму матриці близькі до рівноважних тетраедричні стики (~108º), перетворює їх у топологічні дефекти, котрі починають поглинати навколишнє середовище.

Типовим прикладом такої фізичної картини є перетворення заевтектичного алюмінієвого сплаву АЛ2 (силумін) в доевтектичний під впливом введення невеликої кількості домішки натрію або його солі NaF.

Список літератури

1. Гуляев А. П. Металловедение / А. П. Гуляев. – М. : Оборонгиз, 1963. – 464 с.

2. Симс Ч.Т. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: В 2-х кн. / Под ред. Ч. Т. Симса, Н. С. Столоффа, У. К. Хагеля ; пер. с англ. ; под ред. Р. Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1995. – Кн. 1. – 384 с. ; Кн. 2. – 384 с.

3. Колачев Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов [Текст] : учебн. Пособие для вузов / Б. А. Калачев, В. А. Ливанов, В. И. Елагин. – Изд. 2-е, испр. и доп. – М. : Металлургия, 1981, 416 с.

4. Glotka A. Influence of alloying systems on the properties of single crystal nickel-based superalloys / A. Glotka, V. Ol'shanetskii// International Journal of Materials Research. – 2021. – Vol. 112, N 10. – P. 794–799. https://doi.org/10.1515/ijmr-2021-8328

5. Ольшанецький В. Ю. Залежність критичних температур багатокомпонентних нікелевих сплавів від їх атомно-фазового стану / В. Ю. Ольшанецький, О. А. Глотка // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2021. – № 2. – С. 83–85. DOI 10.15588/1607-6885-2021-3-14

Одержано 06.06.2022

© Ольшанецький В. Ю.[1], Глотка О. А.[2], Кононенко Ю. І.[3]

[1] Д-р техн. наук, професор, зав. кафедри фізичного матеріалознавства,

[2] Канд. техн. наук, доцент кафедри фізичного матеріалознавства,

[3] Старший викладач кафедри фізичного матеріалознавства;

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна

Ol'shanetskii V., Glotka O., Kononenko Yu. Thermodynamic aspects of phase transformations in by-metallic systems

National University "Zaporizhzhia Polytechnic" Zaporizhzhia, Ukraine

© Ольшанецький В. Ю., Глотка О. А., Кононенко Ю. І., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-11

ВИКОРИСТАННЯ СТАНДАРТНОЇ ТЕРМІНОЛОГІЇ У ПОРОШКОВІЙ МЕТАЛУРГІЇ

Вступ

Порошкова металургія – на сьогодні досить розвинена галузь виробництва. У публікаціях, науковій літературі широко використовуються пов'язані з нею терміни, які не завжди відповідають чинним термінологічним стандартам та нормам української мови. У статті аналізується склад і зміст основного термінологічного стандарту з порошкової металургії та найпоширеніші відхилення від нього. Одночасно пропонуються уточнення щодо використання деяких термінів.

Після здобуття Україною незалежності почалася активна робота з нормування сучасної української науково-технічної термінології. Велася вона й у галузі порошкової металургії. Першим основним термінологічним стандартом у галузі став ДСТУ 2751-94 «Металургія порошкова» [1]. Він містить 83 терміни, що на сьогодні явно недостатньо, і який точно відповідає аналогічному радянському стандарту, оскільки обидва розроблені Інститутом матеріалознавства ім. І.Францевича. Минув певний час, і виникла необхідність уточнення і доповнення термінології, пов'язаної з порошковою металургією. Таким новим, ширшим стандартом для порошкової металургії став ДСТУ ISO 3252:2014 Металургія порошкова. Словник термінів [2].

Словник термінів [2] складається з п'яти розділів:

1. Порошки;
2. Формування;
3. Спікання;
4. Оброблення після спікання;
5. Порошкові матеріали.

У кожному розділі наводяться основні терміни, їх можливі різновиди. До кожного терміну наводиться точне визначення і переклад німецькою, англійською і французькою мовами. Наприкінці словник містить абетковий покажчик термінів чотирма мовами, що використані у цьому ДСТУ.

Порівнюючи чинний стандарт з термінами, які нерідко зустрічаються у підручниках та іншій науковій літературі, можна зробити такі зауваження.

Доволі часто у літературі можна зустріти терміни «частинка» і «частка» для позначення елементарних складників порошку. Словник [3] термін «частинка» визначає з позначкою «спец.» як «найпростіший елемент у складі речовини», а «частка» – як щось неціле, відокремлене від більшого (частка майна, часу; уривок твору тощо). Словник [4] при перекладі російського слова «частица» наводить уточнення: як «найпростіший елемент у складі речовини» - це «частинка», а як наслідок ділення, відокремлення від чогось більшого – «частка». Тому тепер, посилаючись на словник термінів [2], треба використовувати лише термін «частинка».

У порошковій металургії для створення сумішей використовуються також й гранули. У стандарті [2] цього терміну немає, але є терміни «грануляція», «гранулювання». У словнику [3] гранула – «дрібний твердий кусочок якої-небудь речовини у вигляді зернини». Тому термін «гранула» також варто використовувати у порошковій металургії.

У стандарті [2] немає терміну пористість, а є «поруватість» (відкрита і закрита, porosity) як «відношення об'єму всіх пор до загального об'єму поруватого тіла.

Іноді виникають проблеми при перекладі російського терміну «плотность». Словники [5, 6] перекладають його через кому: «густина, щільність», а у словниках [4, 7] наводяться роз'яснення: «густина» (речовини), але «щільність» (множини, контакту, пакування). Тлумачний словник [3] поняття «щільний» характеризує як таке, що складається з частин, які тісно, впритул прилягають одна до одної; поняття «густина» – як масу тіла (речовини), що міститься в одиниці його об'єму. Тому стандарт [2] використовує поняття щільність і коли мова йде про насипну щільність, і про щільність спеченого виробу.

Деякі труднощі виникають при використанні терміну «текучість». Словник [6] перекладає текучість як yield, а плинність – як fluidity. Словник [4] перекладає «текучесть» як властивість – текучість, плиткість; а у дії - плинність, поточність. Приблизно така точка зору й у словнику [7]: плинність рідини, текучість (властивість) твердого тіла. Остаточне визначення дає словник термінів [2]: текучість (flowability) – це «показник якості, що визначає здатність порошку текти через отвір».

При дозуванні порошку у матрицю важливим є поняття кількості порошку, необхідної для виготовлення виробу. У російській літературі йому відповідає термін «навеска». Наслідуючи йому, в українській літературі іноді використовують кальку – «наважка». Так, словник [7] вважає, що це «наважка (відважена кількість речовини)», а словник [4] вважає, що при недоконаній дії це «навішування», при доконаній – «навішення», а як виріб – «навіс». Тепер словник термінів встановлює, що «порція порошку, необхідна для заповнення матриці» – це «засипка» (fill).

© Плескач В. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-12

У попередньому стандарті [1] для явища зменшення розмірів пресовки при спіканні наводився термін «зсідання» (об'ємне чи лінійне): «відносне зменшення об'єму (розмірів) порошкової формовки під час спікання». Подібне явище, так звана «усадка», має місце у ливарному виробництві під час кристалізації. Словники [4, 7] при перекладі терміну «усадка», що відповідає дії, використовують термін «осідання». Словник [5] як процес наводить термін «зсідання», а словник [6] з позначкою «спец.» наводить термін – «усадка».

Цікаво відзначити, що словник [3] тлумачить термін «усадка» як зменшення об'єму, розмірів при висиханні, охолодженні, застиганні та інше, а «зсідання» – як процес загустіння, утворення згустків (про рідини) або зменшення об'єму, розмірів (про тканини, шкіру і т.п.). Розв'язуючи проблему, словник [3] встановлює, що зменшення розмірів пресовки внаслідок спікання – це усадка.

Важливо відмітити, що новий стандарт уважно ставиться до термінів, які згідно з ДСТУ 3966:2009 «Засади і правила розроблення стандартів на терміни та визначення понять» [8] визначають дію (процес) і її наслідок. Як приклад варто навести визначення термінів «розмелювання» і «розмел», «класифікування» і «класифікація», «сепарування» і «сепарація» та інші.

У порошковій металургії іноді використовуються технології, згідно з якими з порошку досить тугоплавкого компонента формується каркас, пори якого потім заповнюються розплавленим іншим компонентом. Для їх означення використовувалися терміни «інфільтрація» і «просочування», які нерідко неправильно трактувалися. Словник [2] уточнює їх форму і зміст. Так, словник використовує термін «просочення» у випадку визначення процесу заповнення відкритих пор заготовки (каркаса) неметалевим матеріалом, а термін «інфільтрування» - при заповненні пор металом або сплавом з меншою температурою плавлення.

Отже, введений у науковий обіг ДСТУ ISO 3252:2014 Металургія порошкова. Словник термінів – важливий і корисний документ, який розширює використання нормативної термінології у галузі порошкової металургії, вносить порядок у їх використанні та вирішує певні суперечки. Він сприяє збільшенню інтересу до порошкової металургії та удосконаленню термінологічної системи у галузі порошкової металургії.

Список літератури

1. ДСТУ 2751-94 Металургія порошкова. Терміни та визначення. – [Чинний від 1996-01-01]. – К. : Держспоживстандарт України, 1996. – 24 с.

2. ДСТУ ISO 3252:2014 Металургія порошкова. Словник термінів. [Чинний від 2015-01-01]. – К. : Мінекономрозвитку України, 2015. 59 с.

3. Великий тлумачний словник сучасної української мови / Уклад. і голов. ред. В.Т.Бусел. – К. : Ірпень: ВТФ «Перун», 2005. – 1728 с.

4. Войналович О. Російсько-український словник наукової і технічної мови / Войналович О., Моргунюк В. – К. : Вирій, Стакер, 1997. − 256 с.

5. Російсько-український науково-технічний словник / Укл. В. Перхач, Б. Кінаш. – Львів : обл. книж. друкарня, 1997. – 456.

6. Пінчук С. І. Фізичне матеріалознавство. Російсько-українсько-англійський термінологічний словник / С. І. Пінчук, С. І. Губенко. – Дніпропетровськ : РВА «Дніпро-VAL», 2009. – 380 с.

7. Російсько-український словник з інженерних технологій / Укл. М. Ганіткевич, Б. Кінаш. – Львів, 2004.

8. ДСТУ 3966:2009 Термінологічна робота. Засади і правила розроблення стандартів на терміни та визначення понять. – [Чинний від 2010-07-01]. – К. : Держстандарт України, 2010. – 32 с.

Одержано 14.06.2022

© Плескач В. М., канд. техн. наук, доцент кафедри «Композиційні матеріали, хімія і технології»

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна

Pleskach V. The use of standard terminology in powder metallurgy

National University "Zaporizhzhia Polytechnic" Zaporizhzhia, Ukraine

© Плескач В. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-12

ПОКРАЩЕННЯ ХАРАКТЕРИСТИК ДВИГУНА МЕМЗ-317 З СИСТЕМОЮ ГБО ШЛЯХОМ ВСТАНОВЛЕННЯ ВАРІАТОРА ВИПЕРЕДЖЕННЯ КУТА ЗАПАЛЮВАННЯ

Вступ

Перспективи автомобільного транспорту з двигунами внутрішнього згорання (ДВЗ) тісно пов'язані з проблемами забруднення навколишнього середовища і перспективою дефіциту палива, яке отримують з нафти. Альтернативні види палива широко використовуються, і сьогодні світові автовиробники впроваджують нові моделі двигунів, що працюють на газоподібному паливі або спиртах.

Внаслідок комплексу факторів, в Україні має місце тенденція до зростання кількості автомобілів із бензиновими ДВЗ, які переобладнано для розширення можливості їх роботи на пропан-бутанових газових сумішах, при чому це стосується і ДВЗ із зовнішнім сумішоутворенням, і двигунів із системами розподіленого та безпосереднього впорскування. Тому, в даний час перехід значної кількості транспортних засобів на газ є нагальним практичним питанням, а дослідження впливу заміни палива на характеристики двигуна та керування цим процесом є актуальним науковим напрямком.

Аналіз попередніх досліджень

Робочий цикл автомобільних двигунів внутрішнього згоряння, що працюють на газовому паливі, в основному ідентичний робочому циклу при роботі на рідкому паливі. Однак вид застосовуваного палива впливає на ряд техніко-економічних і санітарно-гігієнічних показників двигуна.

Перевага від використання газового палива в автомобільних двигунах складається в першу чергу в зменшенні токсичності відпрацьованих газів. Газоподібне паливо, яке надходить до змішувального пристрою, значно краще змішується з повітрям, ніж розпорошене рідке паливо в карбюраторі і впускному трубопроводі. Формується більш однорідний склад газоповітряної суміші, яка рівномірніше розподіляється по циліндрах [1–6].

При переобладнанні дорожніх транспортних засобів з серійними бензиновими двигунами для роботи на зрідженому нафтовому газі (LPG) потужність двигуна зазвичай знижується на величину до 15…20 % внаслідок нижчої енергоємності газоповітряної суміші та зменшення наповнення циліндрів повітрям, що призводить до погіршення тягово-швидкісних властивостей та продуктивності газобалонного автомобіля. Проте це зниження потужності можна компенсувати керуванням якістю паливоповітряної суміші та часом її запалювання.

Мета дослідження

Значним недоліком роботи бензинових ДВЗ при їх переобладнанні та роботі на газовому паливі є зменшення ефективної потужності двигуна і збільшення витрати палива. Для збільшення потужності на газових двигунах доцільно коригувати кут випередження запалювання в бік його збільшення (тобто початок подачі іскри настає раніше). З цього випливає мета роботи – визначення оптимальних характеристик бензинового 4- тактного двигуна легкового автомобіля з іскровим запалюванням і сучасними системами впорскування бензину і зрідженого нафтового газу при його роботі на обох видах палив, та з додатковим коригування кута випередження запалювання варіатором.

Методи досліджень

Варіатор кута випередження запалювання – невеликий за габаритами електронний пристрій, який встановлюється в систему запалювання ДВЗ з газобалонним обладнанням (ГБО). Головні переваги варіатора: точно визначає момент запалювання газової суміші; оптимізує процес згоряння газу в бензиновому двигуні; внаслідок чого знижується витрата палива; двигун працює м'якше і тихіше; впускні клапани і сідла клапанів менше схильні до перегріву і служать довше; робоча температура ДВЗ і відпрацьованих газів не підвищується (порівняно з бензиновими ДВЗ); пристрій можна демонтувати без шкоди для газової апаратури.

Головна функція варіатора – коригувати кут випередження запалювання, щоб паливо згорало найефективніше, в більш повному об'ємі. Варіатор, визначивши, що двигун переведено для роботи на газі, змінює сигнал від датчика положення колінчастого валу так, що електронний блок керування дає команду на підпалювання палива на кілька градусів раніше.

Для проведення необхідного комплексу випробувань був використаний автомобіль Daewoo Lanos з двигуном МеМЗ-317, оснащений системою живлення зрідженим нафтовим газом четвертого покоління STAG 4 Plus з варіатором випередження запалювання Microluch 3Dind. Систему паливоподачі змінено так, щоб мати можливість швидко змінювати вид застосовуваного палива; проведено налаштування оптимального кута випередження запалювання.

Проблема переходу від бензину на газове паливо вирішується за рахунок перепрограмування таблиць кута випередження запалювання в мікропроцесорному блоці управління двигуном автомобіля, але це зручно лише у

© Слинько Г. І., Євсєєва Н. О., Курилов М. С., Сухонос Р. Ф., Слинько В. В., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-13

разі можливості створення дворежимної прошивки (тобто при роботі на бензині використовується програма з одними («заводськими») таблицями кута випередження запалювання, а на газі – іншими – зміненими за заданим алгоритмом). При цьому перехід між програмами здійснюється автоматично, в залежності від обраного палива.

Залежності кута випередження запалювання від частоти обертів при роботі на бензині та зрідженому нафтовому газі (після оптимізації) представлено на рисунку 1. Більш ранній кут випередження запалювання при роботі на газовому паливі (крива 2 на рисунку 1) відносно роботи на бензині (крива 1) створюється варіатором.

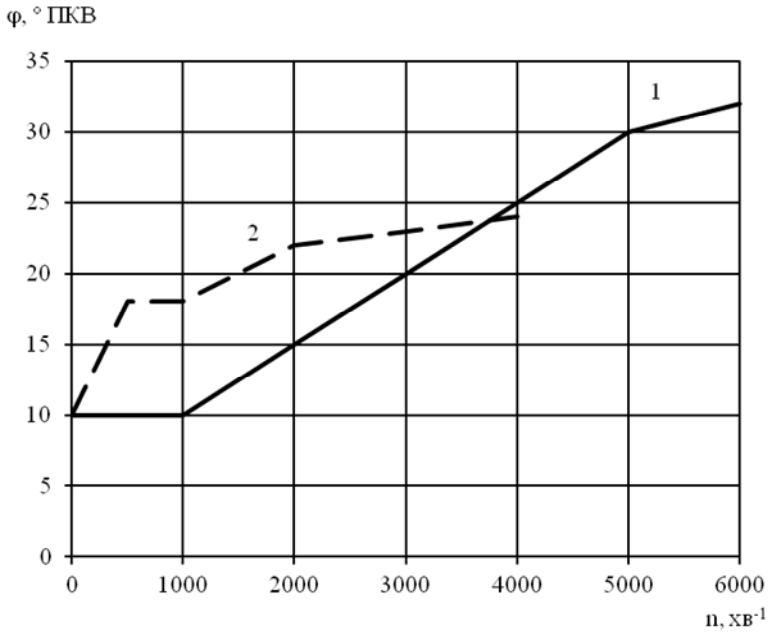


Рис. 1. Порівняння кутів випередження запалювання двигуна МеМЗ-317 на бензині та зрідженому нафтовому газі:
1 – бензин; 2 – пропан-бутанова суміш ДСТУ EN 589:2017

Для створення статичного навантаження на двигун, для точного налаштування ГБО та системи запалювання у всіх діапазонах навантаження використано динамометричний стенд типу MAHA LPS 3000. За допомогою стенду виміряно потужність та обертальний момент двигуна, далі виконано порівняння параметрів двигуна при роботі на бензині і на газі. За допомогою динамометричного стенду виконано точне налаштування варіатора випередження запалювання.

Виклад основного матеріалу дослідження

За допомогою програмного забезпечення кути випередження запалювання змінювались на різних обертах двигуна з кроком n = 100 хв$^{-1}$. Залежність кута випереджання від частоти обертання та від навантаження на двигун МЕМЗ-317 представлено трьохмірним графіком (рисунок 2).

Поетапно змінювався кут випередження запалювання, при цьому фіксувалось, при яких значеннях кута забезпечується отримання максимальної потужності і максимального крутного моменту.

Спочатку було визначено характеристики двигуна при роботі на бензині і на газі, але без варіатора кута випередження запалювання (див. рис. 3). Максимальна потужність на бензині і на газі склала 51,7 кВт і 51,9 кВт відповідно. Після встановлення варіатора і роботи двигуна зі збільшеним кутом випередження запалювання на φ = 6...8 градусів повороту колінчастого валу (ПКВ) максимальна потужність при роботі на газі склала 58,0 кВт.

За результатами порівняльних досліджень встановлено, що показники ефективності двигуна МеМЗ-317 при роботі на зрідженому нафтовому газі дещо зросли у порівнянні з роботою на бензині. Головним чином підвищення ефективної потужності N_e (до 9,9 %) та обертального моменту $M_{кр}$ (до 7,5 %) в діапазоні обертів двигуна від холостого ходу до n = 4000 хв$^{-1}$ досягається за рахунок додаткового випередження запалювання, створюваного варіатором, на величину від φ = 0 до φ = 8 градусів повороту колінчастого валу. Збільшення N_e (до 11,0 %) та $M_{кр}$ (до 11,7 %) при обертах понад 4000 хв$^{-1}$ досягнуто головним чином за рахунок регулювань якості паливоповітряної суміші газовою апаратурою двигуна.

© Слинько Г. І., Євсєєва Н. О., Курилов М. С., Сухонос Р. Ф., Слинько В. В., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-13

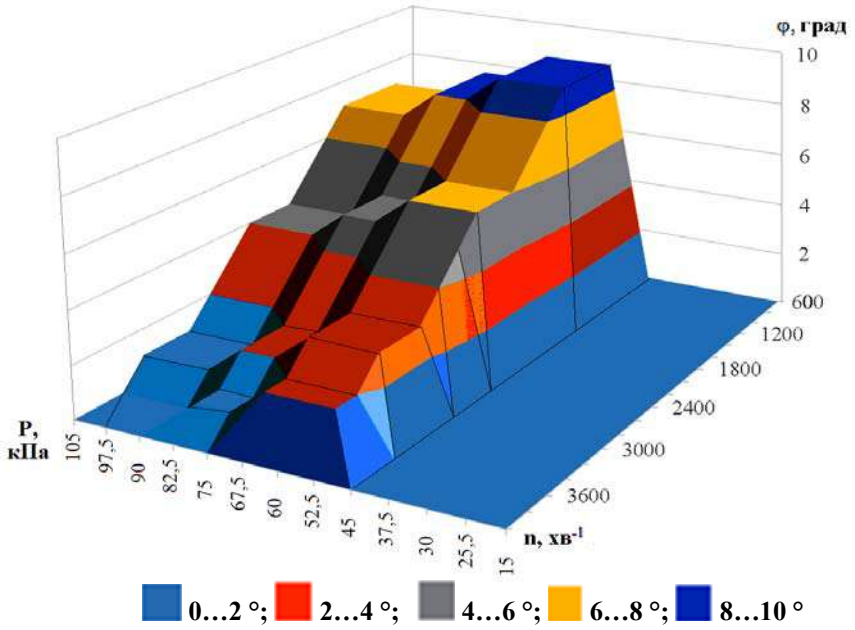


Рис. 2. Залежність коригування (випередження) кута випереджання φ варіатором від частоти обертання валу *n* та навантаження *P* на двигун МеМЗ-317 при роботі на газі

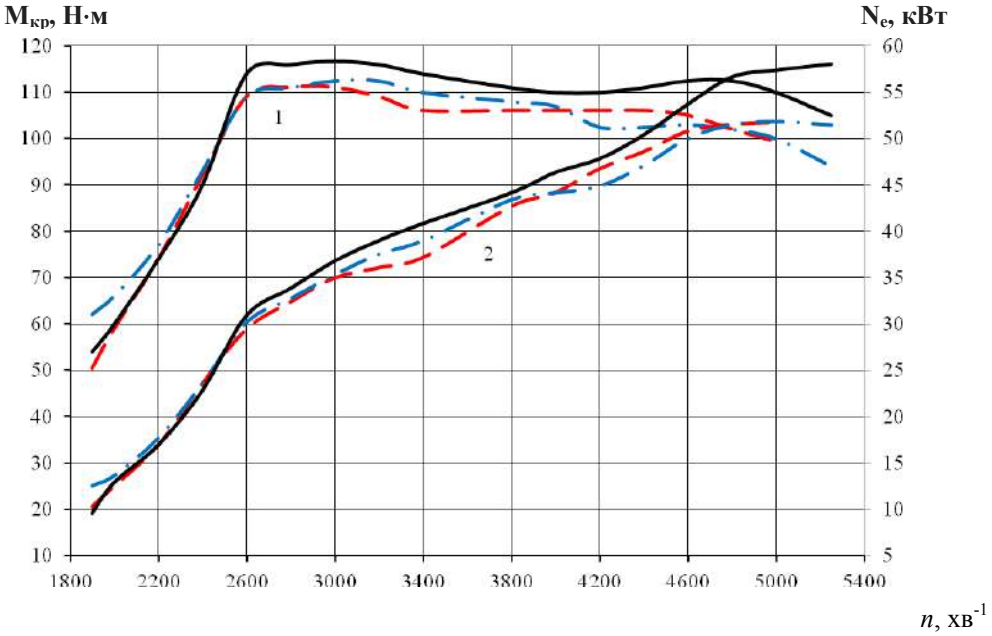


Рис. 3. Зовнішня швидкісна характеристика двигуна МеМЗ-317, що працює на різних видах палива:
бензин; газ; газ (з варіатором кута випередження запалювання);
1 – криві обертального моменту; 2 – криві ефективної потужності

Виходячи з отриманих результатів, встановлено, що ГБО, система живлення та запалювання автомобіля Daewoo Lanos з двигуном МеМЗ-317 налаштовані правильно і працюють коректно.

Висновки

Головною перевагою встановлення варіатора кута випередження запалювання на двигуни з ГБО є покращення ефективних характеристик двигуна, поліпшення тяги і динаміки автомобіля.

Падіння потужності та обертального моменту бензинового двигуна при переході на газ в діапазоні обертів до 4000 хв$^{-1}$ компенсується за рахунок роботи варіатора та мало відчутною при експлуатації двигуна навіть при русі автомобіля з місця. Має місце скорочення витрати газу і зменшення нагрівання двигуна.

© Слинько Г. І., Євсєєва Н. О., Курилов М. С., Сухонос Р. Ф., Слинько В. В., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-13

Список літератури

1. Євсєєва Н.О. Покращення показників бензинового двигуна з ГБО встановленням варіатора кута випередження запалювання / Н. О. Євсєєва, М. С. Курилов, Р. Ф. Сухонос // Сучасні енергетичні установки на транспорті і технології та обладнання для їх обслуговування : XII Міжнарод. наук.-практ. конф., 6–8 вересня 2021 р. : Матеріали. – Херсон : Херсонська державна морська академія, 2021. – С. 201–202.

2. Золотницкий В. А. Автомобильные газовые топливные системы / Золотницкий В. А. – М. : АСТ; Астрель, 2007. – 128 с.

3. Дьяченко В. Г. Теория двигателей внутреннего сгорания. – Харьков : Издательский центр НТУ «ХПИ», 2009. – 486 с.

4. Газобаллонное оборудование автомобилей Lanos, Aveo, Sens, Nexia. Устройство, установка, обслуживание / Под ред. Р. А. Луганского. – Изд. Монолит, 2009. – 75 с.

5. Вплив виду палива на його витрату при русі автомобіля за Європейським їздовим циклом / І. В. Манько, О. А. Клименко, Р. В. Симоненко, О. В. Кудренко // Вісник НТУ. – 2012. – Вип. 25. – С. 259–262.

6. Манько І. В. Вплив виду палива на експлуатаційні властивості легкового автомобіля / І. В. Манько // Вісник НТУ. – 2013. – № 27. – С. 306–309.

Одержано 30.06.2022 р.

© Слинько Г. І.[1], Євсєєва Н. О.[2], Курилов М. С.[3], Сухонос Р. Ф.[4], Слинько В. В.[5]

[1] Д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри двигунів внутрішнього згорання, Національний університет «Запорізька політехніка» м. Запоріжжя, Україна,

[2] Канд. техн. наук, доцент кафедри двигунів внутрішнього згорання, Національний університет «Запорізька політехніка» м. Запоріжжя, Україна,

[3] Магістр, служба авіаційної безпеки КП «Міжнародний аеропорт Запоріжжя», Україна

[4] Магістр, старший викладач кафедри двигунів внутрішнього згорання, Національний університет «Запорізька політехніка» м. Запоріжжя, Україна,

[5] Старший викладач кафедри двигунів внутрішнього згорання, Національний університет «Запорізька політехніка» м. Запоріжжя, Україна,

Slyn'ko G., Yevsyeyeva N., Kurylov M., Sukhonos R., Slyn'ko V.

Improved performance of the MeMZ-317 engine with the LPG system by installing a spark ignition advancement variator

National University "Zaporizhzhia Polytechnic" Zaporizhzhia, Ukraine

© Слинько Г. І., Євсєєва Н. О., Курилов М. С., Сухонос Р. Ф., Слинько В. В., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-1-13

Наукове видання

Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні № 1/2022

Науковий журнал

Головний редактор: д-р техн. наук, професор С. Б. Бєліков
Заступники гол. редактора: д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький
д-р техн. наук, професор В. В. Наумик

Оригінал-макет підготовлено у редакційно-видавничому відділі НУ «Запорізька політехніка»

Комп'ютерний дизайн та верстання: Н. О. Савчук

Свідоцтво про державну реєстрацію
КВ № 24298-14138 ПР від 16.12.2019

Підписано до друку 28.06.2022. Формат 60×84/8
Папір офс. ризогр. Ум. др. арк. 10
Тираж 300 прим. Зам. № 453

69063, м. Запоріжжя, НУ «Запорізька політехніка», друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 6952 від 22.10.2019