

Національний університет «Запорізька політехніка»

**НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ
В МЕТАЛУРГІЇ
ТА МАШИНОБУДУВАННІ**

**НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ
В МЕТАЛЛУРГИИ И МАШИНОСТРОЕНИИ**

**NEW MATERIALS AND TECHNOLOGIES
IN METALLURGY AND MECHANICAL ENGINEERING**

НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ

ВИХОДИТЬ ЧОТИРИ РАЗИ НА РІК

№ 1'2023

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Національний університет «Запорізька політехніка»

Запоріжжя
2023

p-ISSN 1607-6885
e-ISSN 2786-7358

УДК 669+621.002+621.002.3

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 категорії «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. Рациональне 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. Беліков (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. Беліков, В. Ю. Ольшанецький, В. В. Наумик, А. Ю. Матюхін, Н. О. Савчук, К. С. Бондарчук, Н. М. Кобзар, 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 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. 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

PhD Peter Arras, (KU Leuven, Sint-Katelijne-Waver), Бельгія

д-р техн. наук Ю. М. Внуков (незалежний вчений), США

д-р фіз.-мат. наук, чл.-кор. НАН Казахстану

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 16 лютого 2023 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@zntu.edu.ua

© Національний університет «Запорізька політехніка», 2023

By order of the Ministry of Education and Science of Ukraine No. 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. Belikov, V. Ol'shanetskii, V. Naumyk, A. Yu. Matyukhin, N. Savchuk, K. Bondarchuk, N. Kobzar, N. Vysotska

Members of the editorial board:

Dr. Sc. Vadim Shalomayev (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 E. Kalinina (DNU), Ukraine
Dr. Sc. Sergey Gomenyuk (ZNU), Ukraine
Dr. Sc. Sergey Grebenyuk (ZNU), 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. Oleksiy Kachan (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine

Dr. Sc. Stepan Loskutov (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine
Dr. Sc. Georgiy Slynko (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine
Dr. Sc. Volodymyr Pozhnev (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine
Dr. Sc. D. B. Hlushkova (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
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 Machine Design), 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, February 16, 2023.

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@zntu.edu.ua

ЗМІСТ

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

Золотаревський І. В., Ольшанецький В. Ю.
ПРО ЗАРОДЖЕННЯ α -МАРТЕНСИТУ В СТАЛЯХ І СПЛАВАХ ЗАЛІЗА 6

Глотка О. А., Ольшанецький В. Ю., Беліков С. Б., Кононов В. В., Хвостак В. В.
НАУКОВІ ПІДХОДИ ДО ОПТИМІЗАЦІЇ ОСНОВНИХ КРИТИЧНИХ ТЕМПЕРАТУР
ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ РІВНООСНОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ..... 12

ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Пухальська Г. В., Субботін С. О., Леоценко С. Д., Безхлібний Д. О.
ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ МОЖЛИВОСТЕЙ МЕТОДУ ОБРОБКИ КУЛЬКАМИ В
МАГНІТНОМУ ПОЛІ ПЕРА ЛОПАТОК, ЩО МАЮТЬ ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ
УШКОДЖЕННЯ..... 18

Сажнев В. М., Сніжної Г. В.
ВПЛИВ ВУГЛЕЦЮ І НЕГАТИВНОЇ ТЕМПЕРАТУРИ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ І
ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ АУСТЕНІТНОЇ ВИСОКОМАРГАНЦЕВОЇ СТАЛІ 29

Петрашов О. С., Капустян О. Є., Волчок І. П., Міт'яєв О. А., Акімов І. В.
ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СИЛУМІНУ АК7ч..... 36

Куницька І. М., Ястребова О. Ф., Рубан В. Т., Джус А. В., Ольшанецький В. Ю.
ОСОБЛИВОСТІ ВИЯВЛЕННЯ ТА ОЦІНЮВАННЯ ЗЕРНА АУСТЕНІТУ В
КОНСТРУКЦІЙНИХ ЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ..... 43

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

Нарівський О. Е., Сніжної Г. В., Субботін С. О., Леоценко С. Д., Пуліна Т. В., Сніжної В. Л.
МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ КОРОЗІЙНОЇ ПОВЕДІНКИ СТАЛЕЙ АУСТЕНІТНОГО
КЛАСУ В ХЛОРИДОВІСНИХ СЕРЕДОВИЩАХ ПРИ РОБОТІ ПЛАСТИНЧАСТИХ
ТЕПЛООБМІННИКІВ..... 50

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

Ольшанецький В. Ю., Кононенко Ю. І., Скребцов А. А.
УРАХУВАННЯ ЕНЕРГЕТИКИ ДЕФЕКТІВ ТВЕРДОЇ ФАЗИ (ПЕРЕДУСІМ ВНУТРІШНІХ
МЕЖ ЗЕРЕН) В СИГАРОПОДІБНИХ ДІАГРАМАХ ДВОФАЗНИХ СТРУКТУР.....61

CONTENTS

STRUCTURE FORMATION. RESISTANCE TO DESTRUCTION AND PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES

Zolotarevsky I., Ol'shanetskii V.
ON α -MARTENSITE NUCLEATION IN STEELS AND IRON ALLOYS..... 6

Hlotka O., Ol'shanetskii V., Byelikov S., Kononov V., Hvostak V.
SCIENTIFIC APPROACHES TO THE OPTIMIZATION OF THE MAIN CRITICAL TEMPERA-
TURES OF NICKEL-BASED SUPERALLOYS OF EQUIAXIAL CRYSTALLIZATION..... 12

TECHNOLOGIES OF OBTAINING AND PROCESSING OF CONSTRUCTION MATERIALS

Pukhalska G., Subbotin S., Leoshchenko S., Bezkhlibnyi D.
STUDY OF THE TECHNOLOGICAL POSSIBILITIES OF THE BALL PROCESSING METHOD
IN THE MAGNETIC FIELD OF BLADES WITH OPERATIONAL DAMAGE..... 18

Sazhnev V., Snizhnoi G.
THE EFFECT OF CARBON AND NEGATIVE TEMPERATURE ON THE PHYSICAL,
MECHANICAL AND OPERATIONAL PROPERTIES OF AUSTENITIC HIGH-MANGANESE
STEEL..... 29

Petrashov O., Kapustian O., Volchok I., Mityaev O., Akimov I.
RESEARCH AND IMPROVEMENT OF THE MECHANICAL PROPERTIES OF SILUMIN AK7ч... 36

Kunyc'ka I., Yastrebova O., Ruban V., Dzus A., Ol'shanetskii V.
PECULIARITIES OF REVEALING AND ESTIMATION OF AUSTENITIC GRAIN IN
STRUCTURAL ALLOYED STEELS..... 43

MODELING OF PROCESSES IN METALLURGY AND MECHANICAL ENGINEERING

Narivs'kyi O., Snizhnoi G., Subbotin S., Leoschenko S., Pulina T., Snizhnoi V.
MATHEMATICAL MODELING OF THE CORROSION BEHAVIOR OF AUSTENITIC STEELS
IN CHLORIDE-CONTAINING ENVIRONMENTS DURING THE OPERATION OF PLATE HEAT
EXCHANGERS..... 50

SCIENTIFIC AND TECHNICAL INFORMATION

Ol'shanetskii V., Kononenko Yu., Skrebtsov A.
CONSIDERATION OF THE ENERGETICS OF SOLID PHASE DEFECTS (MAINLY INTERNAL
GRAIN BOUNDARIES) IN CIGAR-SHAPED DIAGRAMS OF TWO-PHASE
STRUCTURES..... 61

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

STRUCTURE FORMATION. RESISTANCE TO DESTRUCTION AND PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES

УДК 669.1'24:537.636

Золотаревський І. В. канд. фіз.-мат. наук, доцент, доцент кафедри фізики Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: zolotarevsky.i@gmail.com, ORCID: 0000-0001-5512-3102

Ольшанецький В. Ю. д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: olshan@zpu.edu.ua, ORCID: 0000-0002-9485-4896

ПРО ЗАРОДЖЕННЯ α -МАРТЕНСИТУ В СТАЛЯХ І СПЛАВАХ ЗАЛІЗА

Мета роботи. Дослідити можливість зародження мартенситу на магнітних (концентраційних) неоднорідностях аустеніту хромонікелевих сталей.

Методи дослідження. Узагальнення експериментальних і теоретичних досліджень впливу сильних магнітних полів на мартенситне перетворення в сталях і сплавах заліза з врахуванням магнітного стану аустеніту.

Отримані результати. Аналіз магнітного стану аустеніту і аномально великий вплив сильного магнітного поля на зміщення мартенситної точки в сталі 40X2H20 свідчить про те, що перетворення аустеніту в мартенсит в ній є «магнітним фазовим переходом першого роду», як і в деяких інших сталях і сплавах на залізнікелевій основі.

Наукова новизна. Пояснено деякі особливості мартенситного перетворення в сталях і сплавах заліза. Передбачається, що мартенсит при «магнітному $\gamma \rightarrow \alpha$ -переході» зароджується на магнітних неоднорідностях з розорієнтованою магнітною структурою типу «спінове скло». Вимушена магніострикція при парапроцесі і спонтанна магніострикція нижче точки Кюрі приводять до виникнення колінеарного феромагнетизму зі змінною координаційного числа з 12 до 8. Сильний всебічний тиск веде до виникнення колінеарного антиферомагнетизму і стабілізації γ -фази. В парамагнітному аустеніті зародження α -мартенситу відбувається на дислокаційних зародках, розміри яких мають такий же порядок величини (по об'єму), як і магнітні неоднорідності в системі Fe-Ni.

Практична цінність. Отримані в роботі результати розширюють уявлення про мартенситне перетворення в сталях і дають підстави для пояснення деяких особливостей при їх термічній обробці.

Ключові слова: інварні сплави, суперпарамагнетизм, магнітні (концентраційні) неоднорідності, $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення, магнітні переходи першого і другого роду, сильні імпульсні магнітні поля, дислокаційні і магнітні зародки мартенситу.

Вступ

В уявленнях про мартенситні перетворення (МП) в сталях і сплавах заліза утворення зародків нової фази є до цього часу найбільш невизначеним. Однією з характерних особливостей такого перетворення є наявність двох кінетик: «атермічної» і «ізотермічної» (термічно активованої). «Відповідь на питання про причини виникнення атермічного і ізотермічного мартенситів є однією з найскладніших і найвідповідальніших в проблемі коректного описання механізму мартенситоутворення. Знання цієї відповіді може стати ключовим розділом в розумінні особливостей протікання релаксаційних процесів в мартенситах різної природи ...» [1].

Історично першою теорією МП була теорія С.С. Штейнберга, яка заперечувала виникнення зародків і їх зростання. Причиною і рушійною силою перет-

ворення вважалися внутрішні термопружні напруження, які зумовлені коефіцієнтом термічного розширення аустеніту при гартуванні (фазовий перехід другого роду) [2].

Після відкриття «ізотермічного» МП було побудовано «термодинамічну» теорію (Г. В. Курдюмов, 1948 р.). Згідно цієї теорії, рушійною силою МП є різниця вільних енергій γ - і α -фаз. Як і при інших фазових переходах першого роду, зокрема, «рідина \leftrightarrow тверде тіло», мартенситне перетворення відбувається шляхом утворення зародків нової фази і наступного їх росту до критичного розміру, після досягнення якого кристал нової фази росте довільно зі швидкістю, близькою до швидкості звуку в металі [3].

Іншою характерною особливістю МП є аномально велике зміщення мартенситної точки в деяких ста-

лях і сплавах заліза в сильному імпульсному магнітному полі. Вплив магнітного поля на МП був відкритий у 1961 р. В. Д. Садовським із співробітниками [4, 5]. Узагальнення результатів експериментальних і теоретичних досліджень привело до відкриття «магнітного фазового переходу першого роду» [6–8].

З'ясовано, що магнітний мартенситний $\gamma \rightarrow \alpha$ -перехід обумовлений аномально великою об'ємною магнітострикцією та неоднорідною і неколінеарною магнітною структурою аустеніту. Його існування дозволяє розглядати можливість зародження мартенситу на відповідних структурних неоднорідностях, спираючись на багаточисельні експериментальні і теоретичні дослідження.

Аналіз можливості зародження мартенситу на магнітних (концентраційних) неоднорідностях в хромонікелевих сталях

Ембріональна теорія М. Коена передбачала існування в сталях і сплавах заліза зародків мартенситу в декілька десятків нанометрів [9]. Такі великі феромагнітні складові сплавів не могли бути непомічені при дослідженні магнітного стану аустеніту. Нами раніше магнітним методом досліджувалась мікрокінетика МП в сплаві X15H5Д2Т [10, 11]. При кімнатній температурі цей сплав має двофазну мартенситно-аустенітну структуру. Нагрівання в середовищі аргону до 1200 К перетворює його в однофазну структуру аустеніту. На рис. 1а зображено залежність оберненої питомої магнітної сприйнятливості сплаву X15H5Д2Т від температури при повільному охолодженні (світлі маркери). Крім того, вимірювалася питома магнітна сприйнятливості зразка при різних значеннях напруженості магнітного поля, зокрема в точках 1–4 (рис. 1б). В такий спосіб розраховувалася кількість мартенситу в області мартенситної точки [12].

Як видно з рис. 1а, залежність $1/\chi(T)$ від високіх температур до мартенситної точки M_S уявляє собою пряму лінію без відхилень від неї. Це вказує на те, що в парамагнітному аустеніті сплаву X15H5Д2Т феромагнітних зародків мартенситу розміром декілька десятків нанометрів немає навіть в околі температури M_S . Теж саме спостерігається і в аустеніті сплаву H15 (див. рис. 1а, чорні маркери). В обох сплавах мартенситне перетворення відбувається за ізотермічною кінетикою. Необоротність магнітної сприйнятливості нижче прямолінійної залежності $1/\chi(T)$ (наприклад, у точці 3) свідчить про появу деякої кількості феромагнітних кристалів мартенситу.

Відомо також, що існують сплави заліза, у яких залежність $1/\chi(T)$ при наближенні до мартенситної точки відхиляється від прямої лінії в той чи інший бік. При цьому мартенситне перетворення в подібних системах має атермічний характер. Таке відхилення від закону Кюрі-Вейса характерне для аустеніту хромонікелевих сталей.

На рис. 2 показано температурну залежність оберненої питомої магнітної сприйнятливості аустеніту сталі 40X2H20 [11]. При охолодженні нижче ≈ 490 К спостерігається зміщення залежності $1/\chi(T)$ з переходом на іншу такого роду залежність з більшою магнітною сприйнятливістю. На відміну від рис. 1а, ця залежність $1/\chi(T)$ має повністю оборотний характер і не може бути пояснена появою α -мартенситу. Подібне явище в хромонікелевих сталях вперше спостерігали автори робіт [14, 15].

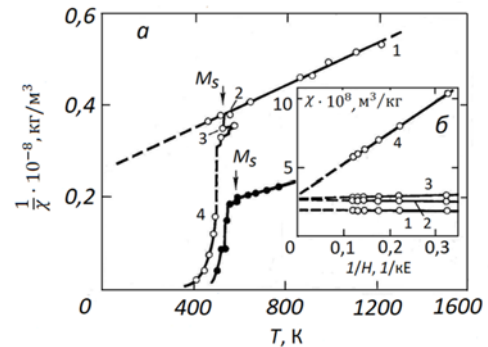


Рисунок 1. Дослідження магнітного стану аустеніту поблизу мартенситної точки M_S в сплавах X15H5Д2Т (○) і H15 (●) [11]:

а – температурна залежність оберненої питомої магнітної сприйнятливості $1/\chi$ в магнітному полі напруженістю 4,52 кЕ (0,36 МА/м). Точки на прямій нижче M_S отримані по методу, запропонованому в [13]; б – визначення малої кількості мартенситної фази в аустеніті по методу, запропонованому в [12]: 1 – 0; 2 – 0; 3 – 0,011; 4 – 0,156% (мас.).

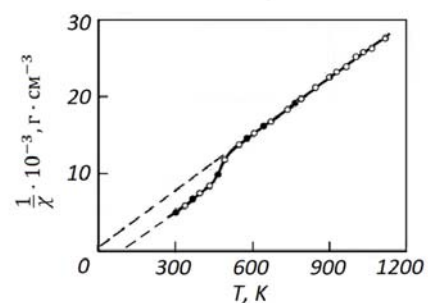


Рисунок 2. Температурна залежність оберненої питомої магнітної сприйнятливості аустеніту сталі 40X2H20 в магнітному полі напруженістю 4,52 кЕ (0,36 МА/м) [11]: ○ – охолодження; ● – нагрівання

Вимірювання питомої намагніченості сталі 40X2H20 в сильних імпульсних магнітних полях при температурі рідкого азоту, виконане в роботі [15], показало, що ділянка експериментальної кривої намагніченості до значення поля, яке викликає мартенситне перетворення, описується функцією Ланжевена для частинок з магнітним моментом $M = 70 \mu_B$ (крива 2,

рис. 3). Оцінка середнього розміру суперпарамагнітних включень, по величині магнітного моменту для частинок сферичної форми, згідно [15], дає величину $\bar{d} \approx 1$ нм.

Сильне імпульсне магнітне поле в хромонікелевих сталях з суперпарамагнітним аустенітом викликає активне мартенситне $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення. Це, зокрема, спостерігається і у сталі 40X2H20 (рис. 4) [14]. Зміщення мартенситної точки в сторону високих температур на одиницю напруженості поля становить $\Delta T/\Delta H = 6,54$ К/(МА/м), що перевищує теоретичні оцінки по узагальненим рівнянням Клапейрона-Клаузіуса в десятки разів [16, 17].

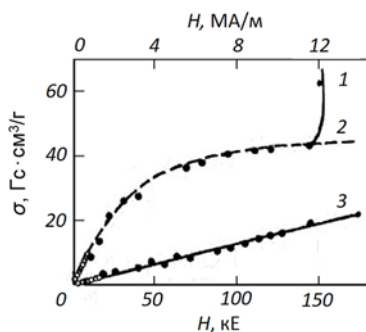


Рисунок 3. Намагніченість сталі 40X2H20 в сильному магнітному полі [15]:

1 – експериментальні значення при 77 К;
 2 – теоретична крива при $M = 70 \mu_B$ (M – магнітний момент феромагнітних включень в парамагнітній матриці); 3 – експериментальна крива при 290 К; точки – о – вимірювання на магнітних терезах в постійному магнітному полі.

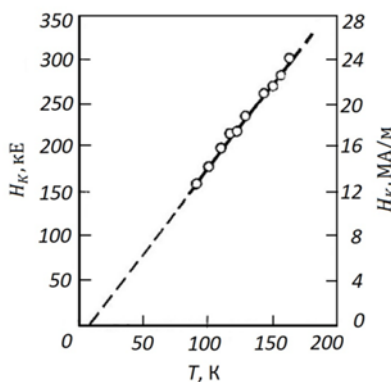


Рисунок 4. Залежність напруженості критичного магнітного поля H_K , яке викликає появу перших порцій мартенситу, від температури аустеніту сталі 40X2H20 [14]

З метою пояснення аномально великого впливу магнітного поля на мартенситне перетворення, в роботі [18] досліджувалася об'ємна магнітострикція аустеніту сталі 40X2H20 в полі напруженістю до 1,44 МА/м. Як видно з рис. 5, взятого з цієї ж роботи, при

температурі рідкого азоту (ближче до мартенситної точки) відносна зміна об'єму аустеніту $\Delta V_\gamma/V_\gamma$ на порядок більша, ніж при 300 К. Вважаючи, що в магнітних полях більшої величини (ніж 1,44 МА/м) зміна об'єму аустеніту пропорційна напруженості магнітного поля H , отримаємо при $H = 12$ МА/м (≈ 150 кЕ) $\Delta V_\gamma/V_\gamma = 0,08 \cdot 10^{-2}$. Приймаючи величину коефіцієнта об'ємного стискування сталі як для заліза $0,595 \cdot 10^{-6}$ бар $^{-1}$ [19, 20], розрахуємо зовнішній всебічний тиск для компенсації даної деформації, створеної магнітним полем: $0,08 \cdot 10^{-2} / (0,595 \cdot 10^{-6}) = 1,34 \cdot 10^3$ бар.

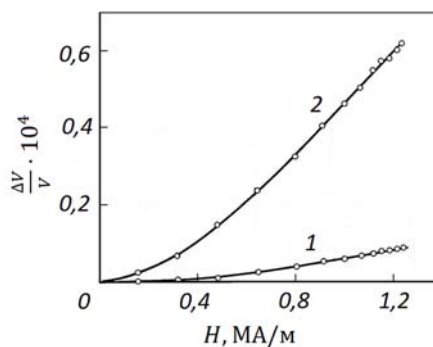


Рисунок 5. Зміна об'єму аустеніту сталі 40X2H20 в магнітному полі напруженістю до 1,44 МА/м (18 кЕ) [18]: 1 – 300; 2 – 77 (К)

Треба зазначити, що параболічна залежність $\Delta V_\gamma/V_\gamma(H)$ аустеніту сталі 40X2H20 при температурі 77 К свідчить, що він знаходиться вище точки Кюрі (див. рис. 5). Це означає, що при подальшому охолодженні і наближенні до мартенситної точки, яка очікується при ~ 10 К, вимушена магнітострикція зросте і може сягнути значень величини порядку $\sim 10^{-2}$, як це спостерігається в інварних сплавах Fe-Ni. Крім того, нижче точки Кюрі існує спонтанна магнітострикція, яка залежить від температури і теж може мати величину $\Delta V_\gamma/V_\gamma \sim 10^{-2}$.

Отже, аустеніт сталі 40X2H20 вище мартенситної точки має неоднорідну магнітну структуру, успадковану від його основи – Fe-Ni-компонентів, які в ГЦК-фазі конкурують між собою, прагнучи встановити відповідний стійкий магнітний порядок: «феромагнітний» або «антиферомагнітний (парамагнітний)».

Тобто, суперпарамагнетизм в аустеніті сталі 40X2H20 обумовлений сегрегацією нікелю і сегрегацією заліза, що приводить до сумісного існування малих «феромагнітних» і таких же за розміром або більших «антиферомагнітних (парамагнітних)» ділянок (до 1–2 нм). При цьому, не можна виключити і додатковий механізм утворення феромагнітних неоднорідностей: локальна більшість атомів вуглецю флуктуаційного походження збільшує міжатомну відстань. Цим самим в цій локальній частині аустеніту повинна збільшитися феромагнітна складова взаємодії. Експериментально

доведено, що додавання в систему Fe-Ni 0,5 % (мас.) вуглецю, підвищує точку Кюрі на 100 K [21].

Атоми хрому, заміщуючи атоми заліза, взаємодіють з іншими атомами заліза антифероманітно. Але цей зв'язок слабкіший, ніж при взаємодії атомів одного сорту (заліза) між собою [20]. При певних комбінаціях атомів Fe, Ni, Cr і C в області низьких температур виникають неоднорідності з розорієнтованою магнітною структурою типу «спінове скло» [22]. В сильному магнітному полі магнітні моменти атомів такої неоднорідності орієнтуються по полю, наближаючись до колінарного ферромагнетизму, який існує в α -структурі. При цьому збільшується і об'єм цієї неоднорідності, який теж наближається до об'єму α -фази в межах цієї неоднорідності. Тобто, магнітна неоднорідність перетворюється в зародок нової фази, якщо вона менше критичного об'єму або в «центр», якщо вона дорівнює критичному об'єму, вище якого спостерігається довільний ріст кристала мартенситу.

Висновки

1. В сталях і сплавах заліза мартенситне $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення здійснюється двома різними шляхами:

- як звичайне фазове перетворення першого роду, яке підлягає узагальненим рівнянням Клапейрона-Клаузіуса;

- як магнітне фазове перетворення першого роду, яке не підлягає узагальненим рівнянням Клапейрона-Клаузіуса.

2. Зародження α - мартенситу відбувається на двох різних типах зародків:

- дислокаційних зародках, які виникають на існуючих в аустеніті структурних дефектах, що мають підвищену енергію;

- магнітних неоднорідностях з розорієнтованою магнітною структурою.

3. Зародки обох типів мають розміри (по об'єму) одного порядку величини.

Список літератури

1. Ошкарёв С. П. К вопросу об атермическом и изотермическом мартенситах [Текст] / С. П. Ошкарёв // Успехи физики металлов. – 2011. – Т. 12. – С. 471–479.

2. Ошкарёв С. П. К вопросу о природе мартенситообразования в углеродистых сталях [Текст] / С. П. Ошкарёв // Успехи физики металлов. – 2011. – Т. 12. – С. 269–293.

3. Лысак, Л. И. Физические основы термической обработки стали [Текст] / Л. И. Лысак, Б. И. Николин. – К. : Техніка, 1975. – 304 с.

4. Закалка стали в магнитном поле [Текст] / [М. А. Кривоглаз, В. Д. Садовский, Л. В. Смирнов, Е. А. Фокина]. – М. : Наука, 1977. – 120 с.

5. К вопросу о влиянии магнитного поля на мартенситное превращение в стали [Текст] / В. Д. Садовский, Н. М. Родигин, Л. В. Смирнов и др. // ФММ – 1961. – Т. 12. – № 2. – С. 302–304.

6. Золотаревский И. В. Мартенситное превращение в системах на основе составов Fe-Ni в сильных магнитных полях [Текст] / И. В. Золотаревский // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2020. – № 2. – С. 22–29. DOI: 10.15588/1607-6885-2020-2-3.

7. Zolotarevsky I. V. Martensitic Transformation in Fe-Ni Alloys with Addition of Chromium, Manganese, and Carbon in High Magnetic Fields [Text] / I. V. Zolotarevsky, M. O. Schetininam, O. I. Zolotarevsky // Physics of Metals and Metallography. – 2021. – Vol. 122. – N 2, – P. 127–133. DOI: 10.1134/S0031918X21020113.

8. Золотаревський І. В. Інварні аномалії і мартенситне перетворення в сталях і стопах на основі Fe-Ni в сильному магнітному полі та без нього [Текст] / І. В. Золотаревський // Металофізика і новітні технології. – 2022. – Т. 44. – № 2. – 159–174. DOI: 10.15407/mfint.44.02.0159

9. Kaufman L. Thermodynamics and Kinetics of Martensitic Transformations [Text] / L. Kaufman, M. Cohen // Progress in Metal Physics. – 1958. – V. 7. – P. 165–246. doi.org/10.1016/0502–8205(58)90005–4.

10. Ольшанецкий, В. Е. О физической трактовке мартенситной точки [Текст] / В. Е. Ольшанецкий, В. Л. Снежной // ФММ. – 1973. – Т. 36. – № 4. – С. 894–896.

11. Куценко Ю. Н. Магнитострикция гетерогенных структур [Текст] / Ю. Н. Куценко, В. Г. Каниболоцкий, И. В. Золотаревский // – Днепропетровск : Лира ЛТД, 2006. – 200 с.

12. К методике определения малых содержаний альфа-фазы в аустенитных сталях [Текст] / В. Л. Снежной, Ф. Д. Мирошниченко, В. Г. Каниболоцкий, А. И. Столяренко // Заводская лаборатория. – 1970. – № 9. – С. 1083–1086.

13. Золотаревский И. В. О возможности определения магнитной восприимчивости парамагнитной матрицы, содержащей ферромагнитные включения [Текст] / И. В. Золотаревский, В. Л. Снежной // Заводская лаборатория. – 1978. – № 7. – С. 822–824.

14. О характере изменения намагниченности аустенитной стали под действием сильного импульсного магнитного поля [Текст] / И. Г. Факидов, Л. Д. Ворончихин, Э. А. Завадский, А. М. Бурханов // ФММ. – 1965. – Т. 19. – № 6. – С. 852–857.

15. Ворончихин Л. Д. Суперпарамагнетизм аустенитных сталей [Текст] / Л. Д. Ворончихин, Э. А. Завадский, И. Г. Факидов // ФММ. – 1965. – Т. 20. – № 5. – С. 793–795.

16. Золотаревский И. В. Влияние объемной магнито-стрикции на мартенситное превращение в сплавах железа. Магнитный фазовый переход первого рода [Текст] / И. В. Золотаревский // Металофізика і новітні технології. – 2015. – Т. 37. – № 5. – С. 625–636.

17. Золотаревский И. В. Влияние магнитного состояния аустенита на мартенситное превращение в сплавах Fe-Ni в сильном магнитном поле и без него [Текст] / И. В. Золотаревский, С. В. Лоскутов, М. О. Щетинина // ФММ. – 2018. – Т. 119. – № 8. – С. 794–801.

18. Золотаревский И. В. О магнитострикции парапроцесса аустенитных сплавов вблизи мартенситной точки [Текст] / И. В. Золотаревский, В. Л. Снежной, Л. М. Шейко // ФММ. – 1979. – Т. 47. – № 6. – С. 1312–1313.

19. Кэй Дж. Таблицы физических и химических постоянных [Текст] / Дж. Кэй, Т. Леби. – М. : ГИФМЛ, 1962. – 248 с.

20. Седов В. Л. Антиферромагнетизм гамма-железа. Проблема инвара [Текст] / В. Л. Седов – М. : Наука, 1987. – 288 с.

21. Георгиева И. Я. О влиянии углерода на точку Кюри аустенита железоникелевых сплавов [Текст] / И. Я. Георгиева, О. П. Максимова // ФММ. – 1967. – № 3. – С. 574–576.

22. Ольшанецкий В. Ю. Про особливості фазових переходів в термодинамічній системі Fe-Ni [Текст] / В. Ю. Ольшанецкий, І. В. Золотаревський // Нові матеріали і технології в металургії і машинобудуванні. – 2022. – №. 2. – С. 107–109. DOI 10.15588/1607-6885-2022-2-17.

Одержано 10.03.2023

ON α - MARTENSITE NUCLEATION IN STEELS AND IRON ALLOYS

Zolotarevsky I. Ph. D., Associate Professor of the Department of Physics, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: zolotarevsky.i@gmail.com, ORCID: 0000-0001-5512-3102

Ol’shanetskii V. Dr. Sc., Professor, Head of the Department of Physical Material Science, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: olshan@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-9485-4896

Purpose. To investigate the possibility of martensite nucleation on magnetic (concentration) inhomogeneities of chrome-nickel steels austenite.

Research methods. Generalization of experimental and theoretical studies of the strong magnetic field effect on the martensitic transformation in steels and iron alloys, taking into account the magnetic state of austenite

Results. The analysis of the magnetic state of austenite and the abnormally large strong magnetic field effect on the martensite point displacement in 40X2H20 steel indicates that the transformation of austenite into martensite in it is a “magnetic first order phase transition”.

Scientific novelty. Some features of the martensitic transformation in steels and iron alloys are explained. It is assumed that martensite during the “magnetic $\gamma \rightarrow \alpha$ - transition” originates on magnetic inhomogeneities with a disoriented magnetic structure of the spin glass type. Forced magnetostriction during paraprocess and spontaneous magnetostriction below the Curie point lead to the emergence of collinear ferromagnetism with a change in the coordination number from 12 to 8. High all-round pressure leads to the occurrence of collinear antiferromagnetism and the γ -phase stabilization. In paramagnetic austenite the nucleation of α -martensite occurs on dislocation nuclei, the sizes of which have the same order of magnitude (by volume) as the magnetic inhomogeneities in the Fe-Ni system.

Practical value. The results obtained in the work expand the concept of martensitic transformation in steels and provide grounds for explaining some kinetic features in them.

Key words: invar alloys, superparamagnetism, magnetic (concentration) inhomogeneities, $\gamma \rightarrow \alpha$ - transformation, magnetic first order and second order transitions, strong pulsed magnetic fields, martensite nuclei.

References

1. Oshkadzorov, S. P. (2011). K voprosu ob atermicheskom i izotermicheskom martensitah [To the question of athermal and isothermal martensites]. Uspehi fiziki metallov, 12, 471–479.

2. Oshkadzorov, S. P. (2011). K voprosu o prirode martensitoobrazovaniya v uglerodistykh staljah [On the nature of martensite formation in carbon steels]. Uspehi fiziki metallov, 12, 269–293.

3. Lysak, L. I., Nikolin, B. I. (1975). Fizicheskie osnovy termicheskoy obrabotki stali [Physical Foundations of Steel Heat Treatment]. Kiev: Tehnika, 304.

4. Krivoglaз, M. A., Sadovskij, V. D., Smirnov, L. V., Fokina, E. A. (1977). Zakalka stali v magnitnom pole [Hardening of steel in a magnetic field]. Moscow: Science, 120.

5. Sadovskij, V. D., Rodigin, N. M., Smirnov, L. V., Filonchik, G. M., Fakidov I. G. (1961). K voprosu o vlijanii

magnitnogo polja na martensitnoe prevrashhenie v stali [On the influence of the magnetic field on the martensitic transformation into steels]. FMM, 12, (2), 302–304.

6. Zolotarevskij, I. V. (2020). Martensitnoe prevrashhenie v sistemah na osnove sostavov Fe-Ni v sil'nyh magnitnyh poljah [Martensitic transformation in systems based on Fe-Ni compounds in strong magnetic fields]. Novye materialy i tehnologii v metallurgii i mashinostroenii, 2, 22–29. DOI 10.15588/1607-6885-2020-2-3.

7. Zolotarevsky, I. V., Schetinina, M. O., Zolotarevsky, O. I. (2021). Martensitic Transformation in Fe-Ni Alloys with Addition of Chromium, Manganese, and Carbon in High Magnetic Fields. Physics of Metals and Metallography, 122, (2), 127–133. DOI: 10.1134/S0031918X21020113.

8. Zolotarevskij, I. V. (2022). Invarni anomalii i martensytnye peretvorennja v staljah i stopah na osnovi Fe-Ni v syl'nomu magnitnomu poli ta bez n'ogo [Invariant anomalies and martensitic transformation in steels and feet based on

Fe-Ni in a strong magnetic field and without it]. *Metalofizyka i novitni tehnologii*, 44, (2), 159–174. DOI: 10.15407/mfint.44.02.0159

9. Kaufman, L., Cohen, M. (1958). Thermodynamics and Kinetics of Martensitic Transformations. *Progress in Metal Physics*, 7, 165-246. doi.org/10.1016/0502-8205(58)90005-4.

10. Ol'shanetskii, V. E., Snezhnoj, V. L. (1973). O fizicheskoj traktovke martensitnoj točki [On the physical interpretation of the martensitic point]. *FMM*, 36, (4), 894-896.

11. Kucenko, Ju. N., Kanibolockij, V. G., Zolotarevskij, I. V. (2006). Magnitostrikcija geterogennyh struktur [Magnetostriction of heterogeneous structures]. Dnepropetrovsk: Lira LTD, 200.

12. Snezhnoj, V. L., Miroschnichenko, F. D., Kanibolockij, V. G., Stoljarenko, A. I. (1970). K metodike opredelenija malyh sodержanij al'fa-fazy v austenitnyh stal'jah [On the method of determining the small contents of the alpha phase in austenitic steels]. *Zavodskaja laboratorija*, 9, 1083-1086.

13. Zolotarevskij, I. V., Snezhnoj, V. L. (1978). O vozmozhnosti opredelenija magnitnoj vospriimchivosti paramagnitnoj matricy, sodержashhej ferromagnitnye vkljucheniya [On the possibility of determining the magnetic susceptibility of a paramagnetic matrix containing ferromagnetic inclusions]. *Zavodskaja laboratorija*, 7, 822–824.

14. Fakidov, I. G., Voronchihin, L. D., Zavadckij, Je. A., Burhanov, A. M. (1965). O haraktere izmeneniya namagnichennosti austenitnoj stali pod dejstviem sil'nogo impul'snogo magnitnogo pol'ja [On the nature of the change in the magnetization of austenitic steel under the influence of a strong pulsed magnetic field]. *FMM*, 19, (6), 852-857.

15. Voronchihin, L. D., Zavadskij, Je. A., Fakidov, I. G. (1965). Superparamagnetizm austenitnyh stalej [Superparamagnetism of austenitic steels]. *FMM*, 20, (5), 793–795.

16. Zolotarevskij, I. V. (2015). Vlijanie ob'emnoj magnitostrikcii na martensitnoe prevrashhenie v splavah zheleza. Magnitnyj fazovyj perehod pervogo roda [Effect of bulk magnetostriction on martensitic transformation in iron alloys. Magnetic phase transition of the first kind]. *Metallofizika i novejsie tehnologii*, 37, (5), 625–636.

17. Zolotarevskij, I. V., Loskutov, S. V., Shhetinina, M. O. (2018). Vlijanie magnitnogo sostojanija austenita na martensitnoe prevrashhenie v splavah Fe–Ni v sil'nom magnitnom pole i bez nego [Influence of the magnetic state of austenite on martensitic transformation in Fe–Ni alloys with and without a strong magnetic field]. *FMM*, 119, (8), 794–801.

18. Zolotarevskij, I. V., Snezhnoj, V. L., Shejko, L. M. (1979) O magnitostrikcii paraprocessa austenitnyh splavov vblizi martensitnoj točki [On the magnetostriction of the paraprocess of austenitic alloys near the martensitic point]. *FMM*, 47, (6), 1312–1313.

19. Kjej, Dzh., Lebi, T. (1962). Tablicy fizicheskikh i himicheskikh postojannyh [Tables of physical and chemical constants]. Moskva: GIFML, 248.

20. Sedov, V. L. (1987) Antiferromagnetizm gamma-zheleza. Problema invara [Antiferromagnetism of gamma iron. Invar problem]. Moskva: Nauka, 288.

21. Georgieva, I. Ja., Maksimova, O. P. (1967). O vlijanii ugleroda na točku Kjuri austenita zhelezonikelevyh splavov [About the impact of coal on the point of Cura austenite of iron-nickel alloys]. *FMM*, 24, (3), 574-576.

22. Ol'shanetskii, V. Ju., Zolotarevskij, I. V. (2022). Pro osoblyvosti fazovyh perehodiv v termodinamichnij sistem Fe-Ni [About the features of phase transitions in the thermodynamic system Fe-Ni]. *Novi materialy i tehnologii v metalurgii i mashynobuduvanni*, 2, 107–109. DOI: 10.15588/1607-6885-2022-2-17.

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, ORCID: 0000-0002-3117-2687
- Ольшанецький В. Ю. д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: olshanolshan@gmail.com, ORCID: 0000-0002-9485-4896
- Беліков С. Б. д-р техн. наук, професор, професор кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: belikov@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-9510-8190
- Кононов В. В. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри технології машинобудування Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: kononov1705@gmail.com, ORCID: 0000-0002-0479-1386
- Хвостак В. В. аспірант кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: khvostak@ukr.net

НАУКОВІ ПІДХОДИ ДО ОПТИМІЗАЦІЇ ОСНОВНИХ КРИТИЧНИХ ТЕМПЕРАТУР ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ РІВНООСНОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ

Мета роботи. Полягає у встановленні закономірностей впливу легувальних елементів на теплофізичні характеристики жароміцних нікелевих сплавів рівноосної кристалізації, що дозволяє оптимізувати процеси виготовлення та термічного оброблення.

Методи дослідження. Експериментальні значення оброблялися математичними методами з отриманням кореляційних залежностей типу «параметр-властивість», що оптимально їх описують. Для експериментально-теоретичних досліджень температурної здатності сформовано робочу вибірку сплавів, що складається з відомих промислових жароміцних нікелевих сплавів для рівноосного лиття вітчизняного та закордонного виробництва.

Отримані результати. Встановлено закономірності впливу хімічного складу жароміцних нікелевих сплавів рівноосної кристалізації на теплофізичні характеристики. Отримані співвідношення, що дозволяють врахувати критерії конкуренції (кооперації) хімічних елементів та отримати діаграми, за допомогою яких можна визначити критичні температури.

Наукова новизна. Раніше отримані і нові співвідношення $K\gamma'$, $K\gamma$, KMC та $KM23C6$ дозволяють врахувати критерії конкуренції (кооперації) хімічних елементів у складі жароміцних нікелевих сплавів рівноосної кристалізації. Завдяки цим співвідношенням отримана діаграма, за допомогою якої можна встановити теплофізичні характеристики жароміцних сплавів.

Практична цінність. Запропоновані ефективні рішення по встановленню основних критичних температур жароміцних сплавів рівноосної кристалізації, що дало змогу оптимізувати температури виробництва, термічної обробки та експлуатації. Отримані розрахункові значення критичних температур мали задовільну збіжність з результатами отриманими диференціально-термічним аналізом.

Ключові слова: жароміцні нікелеві сплави рівноосної кристалізації, хімічний склад, діаграма, критичні температури.

Вступ

На сучасному етапі в галузі розробки нових жароміцних матеріалів, використання тільки експериментальних методів досліджень перестає задовольняти вимогам, щодо темпу і якості їх розробки. Підвищення

ефективності наукових досліджень можливо лише завдяки збільшенню частки автоматизованих методик, які дозволяють швидко прогнозувати і об'єктивно оці-

нювати за багатьма критеріями властивості жароміцних матеріалів. У періодичній літературі розрахунок властивостей на основі хімічного складу ливарних жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) розглянуто лише з урахуванням γ' -утворюючих елементів [1–10]. Необхідність дослідження особливостей впливу всіх легувальних елементів на властивості потрібно для збільшення точності прогнозування їхніх характеристик [11–15].

Мета роботи

Встановлення закономірностей впливу легувальних елементів на теплофізичні властивості є актуальною проблемою сучасного матеріалознавства високо-температурних матеріалів.

Матеріал і методика досліджень

Для експериментально-теоретичних досліджень температурної здатності сформовано робочу вибірку сплавів, що складається з відомих промислових ЖНС для рівноосного лиття вітчизняного та закордонного виробництва, таких марок: ЖС6У, ЖС6К, ВЖЛ12У, ВЖЛ12Е, М1900, ІН 100, WAZ16, U500, U700, ЖСЗДК, ЖСЗЛС, ВХ4Л, ЧС88У, ЧС104, RENE77, ІН939, ІН738LC, СМ681, RENE220, NFP1916, ЧС70С, СМ939WELDABLE. Вибірку сплавів було здійснено з позиції різноманітності хімічних складів (систем легування), які за вмістом основних елементів мають широкий діапазон легування.

Отримані значення оброблялися математичними методами з отриманням кореляційних залежностей типу «параметр-властивість» з отриманням рівнянь математичних регресійних моделей, що оптимально описують ці залежності. Залежності мають досить високий критичний коефіцієнт кореляції $R^2 \geq 0,85$.

Результати досліджень та їх обговорення

Одночасна присутність кількох легувальних елементів в складі ливарних жароміцних нікелевих сплавів має більш ефективний вплив на жароміцність, ніж еквівалентна кількість одного елемента. В залежності від впливу на механізм зміцнення ливарних ЖНС, елементи можна класифікувати і розділити на такі основні групи: розчинно-дисперсійні зміцнювачі (Al, Ti, Ta, Hf); твердорозчинні зміцнювачі (Co, Cr, Mo, W, Re); карбідоутворювальні елементи (Ti, Ta, Hf, Nb, V, W, Mo, Cr); мікролегувальні домішки різного типу. Такий поділ є досить умовним, оскільки елементи-зміцнювачі можуть розчинятися не лише в γ -твердому розчині, а і у інтерметалідній γ' -фазі з утворенням сполуки типу $(Ni, Cr)_3(Al, Ti, Mo, W, Nd, Ta)$. Однак, автори вважають, що при дотримуванні такої класифікації створюється більш цілісна картина.

Вважається, що оптимізація властивостей ливарних ЖНС полягає у підвищенні сумарного вмісту γ' -утворювальних елементів, при збалансованому сумарному легуванні твердорозчинними зміцнювачами (однак з припущення, що їх внесок у зміцнення є значно меншим). Згідно термодинамічних позицій залежність властивостей систем у двофазному рівноважному стані ($\gamma+\gamma'$) від концентраційних факторів забезпечують ефект кооперації (конкуренції). Тому, виходячи з вище зазначеного, були виконані відповідні залежності $K\gamma'$ і $K\gamma$, розрахункові значення яких визначають концентраційний масштабний фактор, що припадає на одиничний інтервал довільно вибраних осей. Числові позначення на цих осях враховують як конкуренцію, так і кооперацію різних груп елементів в ливарних ЖНС

стан яких не є рівноважним, і відповідає залежності

$$K_{\gamma'} = 5 \frac{\sum(Al+Ti+Nb+Ta+Hf)}{\sum(Cr+W+Mo+Re+Co+Ru)}, \quad (1)$$

де Al, Ti, Nb, Ta, Hf, Cr, W, Mo, Re, Co, Ru – відповідний вміст елементів в сплаві.

Співвідношення $K\gamma$ використані для визначення температури плавлення ливарних ЖНС, оскільки при цих температурах основним фактором, що впливає на критичну температуру є процес дифузії (швидкість якого залежить від твердорозчинних зміцнювачів). Для оцінки цього процесу були використані співвідношення типу

$$K_{\gamma} = \frac{\sum(Cr+W+Mo+Re+Co+Ru)}{\sum(Al+Ti+Nb+Ta+Hf)}, \quad (2)$$

де Al, Ti, Nb, Ta, Hf, Cr, W, Mo, Re, Co, Ru – відповідний вміст елементів в сплаві, % мас.

Встановлення залежностей між температурами карбідних ліквідусів та хімічним складом сплаву дає можливість збільшити стійкість їхньої карбідної складової. З'ясовано, що до карбідоутворювальних елементів в ливарних ЖНС відносяться Ti, Ta, Hf, Nb, W, Mo та Cr. Так, до елементів, які утворюють карбіди МС-типу відносять Ti, Ta, Hf і Nb, а до елементів, що утворюють $M_{23}C_6$ карбіди – Cr, W та Mo. Звісно, що усі ці елементи повністю 100 % не йдуть на утворення карбідів, оскільки деяка їх частка знаходиться в γ' та γ фазах. Отже зрозуміло, що уся сума цих елементів не дасть достовірної картини. Тому, виходячи з того, що приблизно 2/3 танталу і 1/3 ніобію йде на утворення карбідів МС, враховуючи, що карбіди титану є найпоширенішими в сплавах даного класу, та беручи до уваги конкуренцію і кооперацію хімічних елементів було запропоновано співвідношення

$$K_{MC} = Ti^2 + Hf + \frac{2}{3}Ta + \frac{1}{2}Nb, \quad (3)$$

де Ti, Ta, Hf і Nb – відповідний вміст елементів в сплаві, % мас.

Карбіди типу $M_{23}C_6$ в більшості випадків мають основним елементом хром, однак хром повинен знаходитись в γ твердому розчині для підвищення корозійної стійкості сплавів. Збільшення температури рекристалізації ливарних ЖНС відбувається завдяки введенню вольфраму, який повинен розчинятися в нікелю і таким чином знаходитись в твердому розчині. Враховуючи вище наведене, запропоновано співвідношення для встановлення температури ліквідусу карбідів типу $M_{23}C_6$:

$$K_{M_{23}C_6} = \frac{2}{3}Cr + Mo + \frac{1}{2}W, \quad (4)$$

де Cr, Mo і W – відповідний вміст елементів в сплаві, % мас.

Вище наведені співвідношення 1–4 дають змогу встановити основні теплофізичні властивості ливарних ЖНС без попередніх експериментів методом диференціального термічного аналізу, а також розрахувати ширину температурного інтервалу для ефективного гомогенізуючого відпалу в залежності від вмісту легувальних елементів в сплаві.

Зв'язок температур повного розчинення γ' - фази, локального плавлення евтектики і солідусу разом із запропонованим співвідношенням $K\gamma'$ (рис. 1) адекватно описують регресивні математичні моделі (табл. 1). Підвищення теплофізичних характеристик сплавів зі збільшенням параметра $K\gamma'$ зв'язується зі збільшенням легування сплавів як γ' - утворювальними елементами, так і елементами, що знаходяться в γ - твердому розчині.

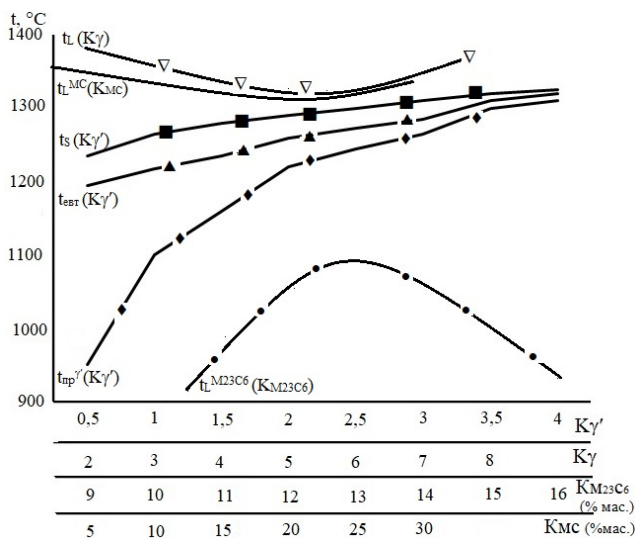


Рисунок 1. Діаграма залежності теплофізичних властивостей від значень структурних К-факторів ливарних ЖНС рівноосної кристалізації

Однак зв'язок співвідношення $K\gamma'$ з температурою ліквідусу є неоднозначним, бо початкова залежність цього фактору мала низький коефіцієнт критичної кореляції ($R^2 \geq 0,1$). Це пояснюється тим, що при температурах, близьких до температури плавлення, в структурі присутній дві фази (рідина і γ -твердий розчин). При цьому температура ліквідусу пов'язана з термодинамічною стабільністю твердого розчину, на яку впливають тугоплавкі елементи, що в ньому знаходяться, вони переважно розчиняються в γ - твердому розчині і істотно підвищують термодинамічну стабільність фаз в ЖНС через низький коефіцієнта дифузії, що призводить до гальмування рухомості атомів в γ - фазі. Тому, після обробки експериментальних даних, і відповідно вище викладеному, і було запропоновано співвідношення $K\gamma'$, яке дало можливість достатньо точно визначити температуру ліквідус і температурний інтервал кристалізації ЖНС. На рисунку 1 наведено залежності температури ліквідус і інтервалу кристалізації

від співвідношення $K\gamma'$, на яких простежується екстремум в інтервалі значень 4,5...5 $K\gamma'$, що відповідає взаємозв'язку γ - утворюючих елементів до γ' - утворюючих у співвідношенні як 5:1. З підвищенням значення $K\gamma'$ спостерігається деяке збільшення температури ліквідус, але максимальні значення при цьому не спостерігаються. Протилежна поведінка має місце в інтервалі гомогенізації ЖНС при значеннях $K\gamma' > 5$ (при цьому $\Delta t_{кр}$ значно збільшується і досягає майже максимальних значень).

Таблиця 1 – Математичні залежності критичних температур від К-факторів у ЖНС

Критичні температури (за К- факторами)	Математичні залежності
Температура повного розчинення γ' - фази	$t_{np}^{\gamma'} = 150,56 \ln(K\gamma') + 1120,3$ ($R^2=0,88$)
Температура евтектичного перетворення $\gamma+\gamma'$	$t_{sem}^{\gamma+\gamma'} = -5,3757(K\gamma')^2 + 57,694(K\gamma') + 1165,8$ ($R^2=0,87$)
Температурний інтервал гомогенізуючого відпалу	$\Delta t_{гом} = 84,603(K\gamma')^{-1,295}$ ($R^2=0,90$)
Температура солідус	$t_s = 38,458 \ln(K\gamma') + 1265,4$ ($R^2=0,87$)
Температура ліквідус	$t_L = 3,6863(K\gamma')^2 - 38,472(K\gamma') + 1443,6$ ($R^2=0,85$)
Температурний інтервал кристалізації	$\Delta t_{кр} = 5,3508(K\gamma')^2 - 44,467(K\gamma') + 159,7$ ($R^2=0,85$)
Карбідний ліквідус МС	$t_L^{MC} = 0,0677 K_{MC}^2 - 2,928 K_{MC} + 1352$ ($R^2=0,81$)
Карбідний ліквідус $M_{23}C_6$	$t_L^{M_{23}C_6} = 1,4953 K_{M_{23}C_6}^3 - 77,845 K_{M_{23}C_6}^2 + 1265,9 K_{M_{23}C_6} - 5517$ ($R^2=0,87$)

Для сплавів рівноосної кристалізації у певному концентраційному інтервалі побудовані залежності карбідних ліквідусів від отриманих співвідношень K_{MC} та $K_{M_{23}C_6}$ (рис. 1), що враховують вміст карбідоутворюючих елементів в жароміцних сплавах. На цих залежностях спостерігаються екстремуми при $K_{MC} \approx 20$ і $K_{M_{23}C_6} \approx 13$ одиниць, які пояснюються збільшенням титану в карбідах МС-типу і утворенню евтектичних карбідів. А для карбідів типу $M_{23}C_6$ наявність екстремуму можна пояснити максимальним насиченням легувальними елементами.

Отже, використовуючи встановлену діаграму можна оцінити основні критичні температури і ширину інтервалів гомогенізації та кристалізації, що істотно впливають на технологічність сплавів при формуванні бездефектної структури.

Результати встановлення теплофізичних характеристик ЖНС рівноосної кристалізації за допомогою діаграми, в подальшому було порівняно з експериментальними даними, отриманими за допомогою диференціального термічного аналізу (ДТА). Для підтвердження встановлених закономірностей були обрані промислові жароміцні нікелеві сплави, розроблені в Національному університеті «Запорізька політехніка» ЗМІ-3У і ЖСЗЛС-М середнього рівня легування. В

таблиці 2, представлено результати встановлення теплофізичних властивостей сплавів ЗМІ-3У і ЖСЗЛС-М в порівнянні з експериментальними даними.

Таблиця 2 – Порівняння теплофізичних характеристик ливарних ЖНС, встановлених з використанням діаграми та диференціально-термічним методом

Метод отримання результатів	Критичні температури, °C					
	$t_{pp}^{\gamma'}$	$t_{gem}^{\gamma+\gamma'}$	t_S	t_L	Δt_{som}	Δt_{sp}
ЖСЗЛС-М						
Встановлені за діаграмою	107	1200	1281	1349	129	67
Експериментальні значення	107	1202	1280	1348	132	68
ЗМІ-3У						
Встановлені за діаграмою	1160	1233	1260,7	1354,3	72,9	93,6
Експериментальні значення	1165	1235	1255	1350	68	79

З аналізу таблиці 2 видно, що встановлені за діаграмою та експериментальними даними результати мають непогану збіжність, з похибкою, що не перевищує 5°C. Таким чином, отримана діаграма дає можливість встановлювати теплофізичні характеристики, що залежать від системи легування сплаву, як при розробці нових складів ЖНС рівноосної кристалізації, так і при удосконаленні відомих промислових композицій в рамках марочних складів.

Висновки

1. На основі термодинамічного підходу вперше використані співвідношення $K_{\gamma'}$, K_{γ} , K_{MC} та K_{M23C6} за допомогою яких, можна оцінити критерії конкуренції (кооперації) хімічних елементів для багатокомпонентних композицій рівноосних жароміцних нікелевих сплавів.

2. Отримана діаграма для встановлення основних критичних температур жароміцних нікелевих сплавів рівноосної кристалізації з використанням отриманих співвідношень, що показують вплив легувальних елементів на фазові перетворення в сплавах.

3. Встановлено, що отримані залежності K_{γ} до температури ліквідус та інтервалу кристалізації мають параболічний характер з екстремумом в інтервалі значень 4,5...5 K_{γ} , що відповідає взаємозв'язку γ -утворюючих елементів до γ' - утворюючих у співвідношенні 5:1. З підвищенням значення K_{γ} спостерігається деяке збільшення температури ліквідусу, але максимум цього фактору не досягається.

4. Отримані результати показують, що відносини подібної групи елементів практично односпрямовано діють на діаграми рівноваги розглянутих жароміцних сплавів. Задовільний збіг розрахункових та експериментальних результатів дозволяє вважати, що «перетин»

багатовимірних парабол різних гіперповерхонь фазових рівноваг дає можливість отримати бінарний перетин умовних діаграм рівноваги з лініями рівноважних фаз, що відповідають фізичній реальності.

5. Показано перспективний та ефективний напрямок у вирішенні задачі прогнозування термодинамічної стабільності фаз, що впливає на службові характеристики, як при розробці нових жароміцних нікелевих сплавів рівноосної кристалізації, так і при вдосконаленні складів відомих промислових марок.

Список літератури

- Jarosz, K. Mechanistic force modeling in finish face milling of additively manufactured Inconel 625 nickel-based alloy [Text] / K. Jarosz, K.V. Patel, T. Özel // Int J Adv Manuf Technol . – 2020. – Vol. 111, Iss. 1. – P. 1535–1551. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-06222-9>
- Kvasnytska, Y.H. High-Temperature Salt Corrosion of a Heat-Resistant Nickel Alloy [Text] / Y.H. Kvasnytska, L.M. Ivaskevych, O.I. Balytskyi // Mater Sci . – 2020. – Vol. 56. – P. 432–440. <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00447-5>
- Lizi, He. Effect of carbides on the creep properties of a Ni-base superalloy M963 [Text] / He Lizi, X. F. Sun, H. R. Guan // Materials Science and Engineering A. – 2005. – Vol. 397, Iss. 1 – P. 297–304. DOI: 10.1016/j.msea.2005.02.038
- Kitaguchi, H. Microstructure-Property Relationship in Advanced Ni-Based Superalloys [Text] / H. Kitaguchi. – Open access peer-reviewed chapter, 2012. – 210p. DOI: 10.5772/52011
- Balitskii, A.I. Increasing Turbine Hall Safety by Using Fire-Resistant, Hydrogen-Containing Lubricant Cooling Liquid for Rotor Steel Mechanical Treatment [Text] / A.I. Balitskii, M.R. Havrilyuk, V.O. Balitska, V.O. Kolesnikov, L.M. Ivaskevych, // Energies . – 2023. – Vol. 16 – P. 535–553. <https://doi.org/10.3390/en16010535>
- Chen, K. Microstructure and homogenization process of as-cast GH4169D alloy for novel turbine disk [Text] / K. Chen, Sy. Rui, F. Wang, // Int J Miner Metall Mater. – 2019. – Vol. 26 – P. 889–900. <https://doi.org/10.1007/s12613-019-1802-0>
- Akhlaghi, M. 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 [Text] / M. Akhlaghi, M. Jung, SR. Meka, M. Fonović, A. Leineweber, EJ. Mittemeijer // Philosophical Magazine. – 2015. Vol. 95 (36) – P. 4143–4160. <https://doi.org/10.1080/14786435.2015.1115906>
- Avila-Davila, E.O. Evaluation of Microstructural Deterioration for a Directionally Solidified Ni-Based Superalloy by X-ray Computed Tomography [Text] / E.O. Avila-Davila, L.M. Palacios-Pineda, F.O. Canto-Escadajillo // J. of Materi Eng and Perfor. – 2021, - Vol. 30 – P. 727 - 742. <https://doi.org/10.1007/s11665-020-05377-6>
- Zhao, GD. Transformation Mechanism of ($\gamma + \gamma'$) and the Effect of Cooling Rate on the Final Solidification of U720Li Alloy [Text] / GD. Zhao, GL. Yang, F. Liu //

Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.). – 2017. – Vol. 30 – P. 887–894. <https://doi.org/10.1007/s40195-017-0566-7>

10. Ha, J.W. Effects of γ' Precipitation, Dislocation Density, and Grain Size on Stress-Relaxation Properties of INCONEL X-750 Helical Springs / J.W. Ha, B.S. Seong, W. Woo // Metall Mater Trans A. – 2017. – Vol. 48. – P. 3665–3674. <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4113-y>

11. Balyts'kyi, O.I. Influence of Lubricating Liquid on the Formation of the Products of Cutting of 38KhN3MFA Steel [Text] / O.I. Balyts'kyi, V.O. Kolesnikov, M.R. Havrylyuk // Mater Sci. – 2019. – Vol. 54 – P. 722–727. <https://doi.org/10.1007/s11003-019-00238-7>

12. Hlotka, A.A. Prediction of the Thermodynamic Processes of Phase Separation in Single-Crystal Refractory Alloys Based on Nickel [Text] / A.A. Hlotka, S.V. Haiduk // Mater Sci. – 2020. – Vol. 55 – P. 878–883. <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00382-5>

13. Xiaoming, D. Microstructure of Carbides at Grain Boundaries in Nickel Based Superalloys [Text] / D. Xiaoming, Z. Xiaoli, D. Kui, Z. Yizhou, J. Tao, Y. Hengqiang // Journal of Material Science & Technology. – 2012. – Vol. 28. – P. 1031–1038. [https://doi.org/10.1016/S1005-0302\(12\)60169-8](https://doi.org/10.1016/S1005-0302(12)60169-8)

14. Yunrong, Z. Abnormal phases in high w content nickel base superalloys and phase control [Text] / Z. Yunrong, L. Shusuo, Z. Liang, H. Yafang // Superalloys. – 2004. – Vol. 61. – P. 743–751.

15. Hiroto, K. H. Microstructure-Property Relationship in Advanced Ni-Based Superalloys [Text] / K. H. Kitaguchi. - Open access peer-reviewed chapter, 2012. – 210 p.

Одержано 15.02.2023

SCIENTIFIC APPROACHES TO THE OPTIMIZATION OF THE MAIN CRITICAL TEMPERATURES OF NICKEL-BASED SUPERALLOYS OF EQUIAXIAL CRYSTALLIZATION

- Hlotka O. Ph. D., Associate Professor of the Department of Physical Material Science, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: glotka-alexander@ukr.net*, ORCID: 0000-0002-3117-2687
- Ol'shanetskii V. Dr. Sc., Professor, Head of the Department of Physical Material Science, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: olshanolshan@gmail.com*, ORCID: 0000-0002-9485-4896
- Byelikov S. Dr. Sc., Professor, Professor of the Department of Physical Material Science, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: belikov@zp.edu.ua*, ORCID: 0000-0002-9510-8190
- Kononov V. Ph. D., Associate Professor of the Department of Engineering Technologies, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: kononov1705@gmail.com*, ORCID: 0000-0002-0479-1386
- Hvostak V. postgraduate of the Department of Physical Material Science, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: khvostak@ukr.net*

Purpose. It consists in establishing regularities of the influence of alloying elements on the thermophysical characteristics of nickel-based superalloys of equiaxial crystallization, which allows to optimize the manufacturing and heat treatment processes.

Research methods. The experimental values were processed by mathematical methods to obtain correlation dependencies of the “parameter-property” type and establish regression models that optimally describe these dependencies.

Results. The regularities of the influence of the chemical composition of nickel-based superalloys on thermophysical characteristics have been established. We have obtained ratios that allow us to take into account the criteria of competition (cooperation) of chemical elements and obtain diagrams by which it is possible to determine critical temperatures.

Scientific novelty. The established ratios of $K_{\gamma'}$, K_{γ} , K_{MC} and K_{M23C6} allow taking into account the criteria of competition (cooperation) of chemical elements in the chemical composition of nickel-based superalloys of equiaxial crystallization. Thanks to the obtained ratios, a diagram was obtained with the help of which it is possible to establish thermophysical characteristics for the alloys of the specified group.

Practical value. An effective solution for establishing the main critical temperatures of nickel-based superalloys of equiaxial crystallization is proposed, which made it possible to optimize the temperatures of production, heat treatment and operation.

Key words: nickel-based superalloys of equiaxial crystallization, chemical composition, diagram, critical temperatures.

References

1. Jarosz, K., Patel, K.V. & Özel, T. (2020). Mechanistic force modeling in finish face milling of additively manufactured Inconel 625 nickel-based alloy. *Int J Adv Manuf Technol* 111, 1535–1551. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-06222-9>
2. Kvasnytska, Y.H., Ivaskevych, L.M., Balytskyi, O.I. et al. (2020). High-Temperature Salt Corrosion of a Heat-Resistant Nickel Alloy. *Mater Sci* 56, 432–440. <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00447-5>
3. Lizi He, X. F. Sun, H. R. Guan (2005). Effect of carbides on the creep properties of a Ni-base superalloy M963. *Materials Science and Engineering A* 397(1), 297–304. DOI: 10.1016/j.msea.2005.02.038
4. Hiroto Kitaguchi (2012). Microstructure-Property Relationship in Advanced Ni-Based Superalloys. Open access peer-reviewed chapter, 210. DOI: 10.5772/52011
5. Balitskii, A.I.; Havrylyuk, M.R.; Balitska, V.O.; Kolesnikov, V.O.; Ivaskevych, L.M. (2023). Increasing Turbine Hall Safety by Using Fire-Resistant, Hydrogen-Containing Lubricant Cooling Liquid for Rotor Steel Mechanical Treatment. *Energies* 16, 535. <https://doi.org/10.3390/en16010535>
6. Chen, K., Rui, Sy., Wang, F. et al. (2019). Microstructure and homogenization process of as-cast GH4169D alloy for novel turbine disk. *Int J Miner Metall Mater* 26, 889–900. <https://doi.org/10.1007/s12613-019-1802-0>
7. Akhlaghi, M., Jung, M., Meka, SR., Fonović, M., Leineweber, A., Mittemeijer EJ. (2015) 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. <https://doi.org/10.1080/14786435.2015.1115906>
8. Avila-Davila, E.O., Palacios-Pineda, L.M., Canto-Escajadillo, F.O. et al. (2021). Evaluation of Microstructural Deterioration for a Directionally Solidified Ni-Based Superalloy by X-ray Computed Tomography. *J. of Mater Eng and Perform* 30, 727–742. <https://doi.org/10.1007/s11665-020-05377-6>
9. Zhao, GD., Yang, GL., Liu, F. et al. (2017). 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. <https://doi.org/10.1007/s40195-017-0566-7>
10. Ha, J.W., Seong, B.S., Woo, W. et al. (2017). Effects of γ' Precipitation, Dislocation Density, and Grain Size on Stress-Relaxation Properties of INCONEL X-750 Helical Springs. *Metall Mater Trans A* 48, 3665–3674. <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4113-y>
11. Balyts'kyi, O.I., Kolesnikov, V.O., Havrylyuk, M.R. (2019). Influence of Lubricating Liquid on the Formation of the Products of Cutting of 38KhN3MFA Steel. *Mater Sci* 54, 722–727. <https://doi.org/10.1007/s11003-019-00238-7>
12. Hlotka, A.A., Haiduk, S.V. (2020). Prediction of the Thermodynamic Processes of Phase Separation in Single-Crystal Refractory Alloys Based on Nickel. *Mater Sci* 55, 878–883. <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00382-5>
13. Xiaoming, D., Xiaoli, Z., Kui, D., Yizhou, Z., Tao, J., Hengqiang Y. (2012). Microstructure of Carbides at Grain Boundaries in Nickel Based Superalloys. *Journal of Material Science & Technology* 28, 1031–1038. [https://doi.org/10.1016/S1005-0302\(12\)60169-8](https://doi.org/10.1016/S1005-0302(12)60169-8)
14. Yunrong, Z., Shusuo, L., Liang, Z., Yafang, H. (2004). Abnormal phases in high w content nickel base superalloys and phase control. *Superalloys* 61, 743–751.
15. Hiroto K. (2012). Microstructure-Property Relationship in Advanced Ni-Based Superalloys. Open access peer-reviewed chapter, 210.

ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

TECHNOLOGIES OF OBTAINING AND PROCESSING OF CONSTRUCTION MATERIALS

УДК 621.515.5-2

- Пухальська Г. В. канд. техн. наук, доцент кафедри технологія машинобудування Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: puhalska66@gmail.com*, ORCID: 0000-0001-8118-4179
- Субботін С. О. д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри програмних засобів Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: subbotin@zp.edu.ua*, ORCID: 0000-0001-5814-8268
- Леощенко С. Д. аспірант кафедри програмних засобів Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: sergleo.zntu@gmail.com*, ORCID: 0000-0001-5099-5518
- Безхлібний Д. О. аспірант кафедри технологія машинобудування Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: dmitriym713@gmail.com*, ORCID: 0009-0002-3403-4615

ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ МОЖЛИВОСТЕЙ МЕТОДУ ОБРОБКИ КУЛЬКАМИ В МАГНІТНОМУ ПОЛІ ПЕРА ЛОПАТОК, ЩО МАЮТЬ ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ УШКОДЖЕННЯ

Мета роботи. Провести дослідження технологічних можливостей методу обробки кульками в магнітному полі пера лопаток, що мають експлуатаційні пошкодження.

Методи дослідження. Механічний метод для дослідження залишкових напруг, розроблений акад. Давиденковим, експериментальний метод для визначення витривалості лопаток, методи покрокової регресії для побудови регресійних моделей.

Отримані результати. Дослідження геометрії пера лопаток свідчить, що найбільша зміна геометрії лопаток відбувається у периферійній зоні (перетини А7-А7 і А8-А8). Результати вимірювань показують, що з боку корита мікротвердість поверхні суттєво нижча, ніж спинки, а найбільші значення шорсткості зафіксовані в периферійній зоні корита з боку вхідної кромки, що відповідає місцю максимального експлуатаційного пошкодження. Досліджено параметри поверхневого шару та визначено схему та оптимальний режим обробки лопаток сталевими кульками в магнітному полі, що призводить до підвищення межі витривалості на 39 % порівняно з лопатками, що мають напрацювання в експлуатації. Побудовані регресійні моделі частот власних коливань і напрацювання лопаток для двох двигунів, що експлуатувалися в однакових умовах, але мають різне напрацювання. Особливу увагу треба приділяти заходам, які можуть мінімізувати ерозійний знос кромки лопаток та підвищити ресурс роботи двигунів.

Наукова новизна. Запропоновано новий метод обробки пера лопаток кульками в магнітному полі, який дозволяє диференційовано обробляти перо лопатки: тільки кромку або все перо. Також метод дозволяє обробляти перо лопаток з експлуатаційними пошкодженнями, що призводить до підвищення витривалості лопаток.

Практична цінність. Виконані дослідження дозволяють рекомендувати використання методу обробки пера лопаток сталевими кульками в магнітному полі як технологічну операцію для відновлення лопаток компресора, що мають експлуатаційні пошкодження у вигляді вибоїн на вхідних кромках.

Ключові слова: лопатка, ерозія, ушкодження, шорсткість, мікротвердість, кульки, магнітне поле, витривалість, регресійна модель.

Вступ

У проблемі підвищення довговічності авіаційних газотурбінних двигунів важлива роль належить на-

дійності лопаток компресора та вентилятора. Важливу роль відіграє підвищення стійкості лопаток до пошкодження сторонніми предметами. Поверхневе пластичне деформування (ППД), що широко застосо-

вується в двигунобудуванні, являє собою сукупність процесів, що дозволяють, як правило, знизити шорсткість поверхні деталі, створити поверхневий шар зі сприятливими (стискаючими) залишковими напруженнями, отримати в ньому більш однорідну структуру, створити необхідний рельєф поверхні, знизити вплив на опір втоми концентраторів напруг та ін., що в кінцевому рахунку дозволяє підвищити опір втоми матеріалу деталі [1–4].

Практика показує, що інтенсивний наклеп тонкостінних деталей (зокрема тонких кромок лопаток) зазвичай супроводжується «підшаровими» руйнуваннями та різким зниженням меж витривалості. Для підвищення несучої здатності таких деталей необхідно використовувати дуже «м'які» режими ППД, диференціюючи режими в різних зонах, або застосовувати різні види обробок. Підбираючи оптимальну схему та режим зміцнюючої обробки, можна формувати поверхневий шар із заданими параметрами [5]. При обробці лопаток з титанових сплавів необхідно враховувати складність геометрії пера лопаток і наявність тонких кромок.

У зв'язку з цим особливу значущість набуває дослідження технологічних можливостей методу обробки лопаток компресора із експлуатаційними пошкодженнями сталевими кульками в магнітному полі, а також впливу зміцнення на межу витривалості лопаток.

Аналіз досліджень та публікацій

Коли військові гелікоптери та транспортні літаки злітають і вимушено сідають на пустельну або просту злітно-посадкову смугу, пісок і пил викликають ерозію лопатей літака твердими частинками, що призводить до зниження продуктивності компресора і порушення цілісності конструкції, що серйозно впливає на надійність двигуна [6].

У роботі [7] було проведено дослідження ерозійного зносу газотвердогільного потоку лопатки компресора в аеротурбувальному двигуні. У дослідженні було спроектовано та виготовлено стенд для випробування сплаву Ti-6Al-4V на ерозійний знос. Швидкості частинок протестували з використанням велосиметрії зображення частинок при різних тисках повітря. Результати показали, що ділянки зносу зосереджені на притискній поверхні лопатки ротора, а також на поверхнях лопатки статора, що всмоктує і притискує. Максимальна концентрація зносу спостерігалася поблизу передньої кромки 80% прольоту і поблизу передньої і задньої кромок 95% прольоту на лопаті ротора [7].

У роботі [8] зазначається, що швидкість зношування пера робочих лопаток прямо пропорційна концентрації абразивних частинок у повітряному потоці. Вказується, що міжремонтний ресурс двигуна, що експлуатується в умовах високо запиленої атмосфери, набагато менше встановленого конструктором і обмежується ерозією робочих лопаток компресора.

У роботі [9] на підставі статистичного аналізу було встановлено, що максимальний відсоток усунен-

ня двигунів від експлуатації через пошкодження лопаток компресора відбувається саме внаслідок ерозійного зношування робочих лопаток компресора і становить близько 30...35 %, що можна порівняти з усуненням двигуна від експлуатації через попадання сторонніх предметів під час зльоту зі злітно-посадкової смуги – 25...30 %.

Ступінь і характер ерозійного зносу залежать від дисперсного складу та кількості пилу, що засмоктується в двигун [10, 11]. Для подальшої експлуатації вертолітного двигуна небезпечні такі дефекти на лопатках: фреттинг-корозія на хвостовій частині та ерозійне зношування по перу, які призводять до поступового руйнування матеріалу, тобто зниження надійності техніки та виникнення небезпеки помпажу двигуна. Результати досліджень ерозійної дії на лопатки компресора підтверджують нелінійний розподіл зносу за висотою лопатки [12]. Поява вибоїн біля основи лопаток або на вхідних і вихідних крайках небезпечніше, ніж у зовнішніх кінцях лопаток. В авіаційній промисловості діє галузевий стандарт [13], який призначений для визначення механічних пошкоджень, допустимих під час експлуатації або підлягаючих виправленню при різному виді ремонтів, або вимагають заміни пошкоджених лопаток на двигуні. Стандарт чітко визначає величини механічних ушкоджень, допустимих під час експлуатації. Стандарт нормує величини пошкоджень, які підлягають ремонту або не допустимі на лопатках під час експлуатації, а також зони, в яких такі ушкодження не допускаються. Ушкодження відрізняються як розмірами, та й формою, і навіть місцем розташування. Ушкодження від попадання сторонніх предметів створюють серйозну проблему, оскільки вона пов'язана з достроковим зніманням двигунів через пошкодження лопаток вибоїнами, перебиранням двигуна, заміною великої кількості лопаток та балансуванням ротора компресора [14].

Лопатки ротора компресора вертолітного двигуна ТВ3-117 – найбільш навантажені деталі, що піддаються дії статичних, динамічних та циклічних навантажень, тому їх виготовляють з титанових сплавів, що не поступаються іншим легким сплавам до жаростійкості. Вертолітні двигуни експлуатуються в умовах підвищеної запиленості на ґрунтових майданчиках аеродромів, у пустелях, що супроводжується пошкодженням робочих лопаток компресора внаслідок зіткнення з частинками ґрунту. Стикаючись з лопатками, частинки пилу в залежності від їх розмірів, мінералогічного складу, умов зіткнення залишають на них пошкодження у вигляді вибоїн, подряпин, рисок [15]. Найбільша ушкоджуваність лопаток спостерігається в периферійній зоні пера по вхідних та вихідних кромках. Аналіз експлуатації двигунів показав, що I ступінь суттєво відрізняється від інших щаблів за кількістю лопаток, що мають вибоїни. Число лопаток з вибоїнами глибиною не менше 0,3...0,5 мм на I ступені компресора приблизно в 4 рази більше, ніж на будь-якої наступної ступені [16].

Тому проблема ремонту лопаток, що мають експлуатаційні ушкодження, наприклад, із застосуванням обробки пера методами поверхневого пластичного деформування, зокрема сталевими кульками в магнітному полі, дуже актуальна.

Мета роботи

Метою даної роботи є дослідження технологічних можливостей методу обробки пера лопаток кульками в магнітному полі лопаток, що мають експлуатаційні ушкодження. Було проведено дослідження геометрії та частот власних коливань лопаток компресора з титанового сплаву BT8, що надійшли з експлуатації та після обробки сталевими кульками в магнітному полі. Виконано дослідження параметрів поверхневого шару (шорсткість, мікротвердість, залишкові напруги) лопаток, що мають експлуатаційні пошкодження пера. Визначена оптимальна схема та режим обробки. Проведено дослідження параметрів поверхневого шару лопаток компресора зі сплаву BT8, які мали експлуатаційні ушкодження після обробки сталевими кульками в магнітному полі. Досліджено вплив обробки лопаток компресора, які мали експлуатаційні ушкодження пера, сталевими кульками у магнітному полі на витривалість лопаток. Побудовані регресійні моделі частот власних коливань і напруження лопаток.

Матеріал і методика досліджень

Як об'єкт досліджень обрані лопатки I ст. компресора дв. ТВ3-117, виготовлені зі сплаву BT8, які мають експлуатаційне пошкодження пера лопаток двигунів.

Величину мікротвердості визначали як середнє значення по десяти відбиткам правильної форми на поверхнях спинки та корита в зоні вхідної та вихідної кромки лопаток. Навантаження на піраміду становило 1 Н. Вимірювання параметрів шорсткості Ra і Rz виконували за допомогою профілометра «Pertometer M3» вздовж осі лопатки в прикореневій та периферійній частинах лопатки в зоні вхідної та вихідної кромки. Залишкові напруги визначали механічним методом на приладі ПОН-2 - вимірювання прогину консольно закріпленого зразка, вирізаного з лопатки електроерозійним методом при послідовному знятті шарів металу електролітичним поліруванням. Дослідження геометрії профілю пера проводили за допомогою приладу ПОМКЛ. Вимірювання частот власних коливань лопаток проводили на приладі МКАТ-КМ. Вимірювання геометрії пера лопаток були проведені штангенциркулем із цифровим табло точністю до 0,01 мм. Визначення меж витривалості лопаток проводили прискореним методом на базі $N = 2 \cdot 10^7$ циклів із наступним перерахунком із застосуванням коефіцієнта $\alpha = 0,8$ на базу $N = 10^8$ циклів [17]. Для побудови регресійних моделей використовувалися методи покрової регресії.

Результати дослідження та їх обговорення

Дослідження проведено на двох двигунах, що експлуатувалися в однакових умовах, але мають різне напруження і, відповідно, різний ступінь пошкодження лопаток: дв. Д1 – 1971 год. Д2 – 990 год. Характер ушкодження кромки лопаток наведено на рис. 1.



Рисунок 1. Лопатка I-го ступеня дв. ТВ3-117 із пошкодженнями пера

Експлуатаційні пошкодження пера створюють не тільки концентратори напружень, але і призводять до зміни геометрії лопаток [18–21]. Для досліджень із двох двигунів було відібрано по 20 лопаток, які не мають грубих механічних пошкоджень. Дослідження геометрії пера лопаток полягало у вимірі хорди, товщин вхідної та вихідної кромки С1 та С2 у перерізах А2-А2.....А8-А8 (табл. 1, 2). Результати вимірювань свідчать про те, що найбільша зміна геометрії параметрів пера лопаток відбувається у периферійній зоні (перетин А7-А7 і А8-А8). Результати вимірювання величин частот власних коливань лопаток на дв. Д1 та Д2 не перевищують значень, обумовлених технічними умовами. Для подальших досліджень було обрано лопатки дв. Д1, що мають більш велику ступінь експлуатаційних пошкоджень.

На трьох лопатках була виміряна шорсткість поверхні пера в периферійній та прикореневій зонах поблизу вхідної та вихідної кромки з боку спинки та корита. Результати вимірювань представлені у табл. 3. На рис. 2 представлені посередні значення за даними табл. 3.

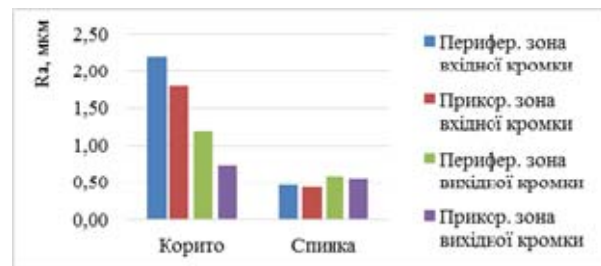


Рисунок 2. Результати вимірювання шорсткості поверхні пера лопаток (посередні значення)

За результатами вимірювань найбільші значення шорсткості зафіксовані у периферійній зоні корита з боку вхідної кромки, що відповідає місцю максимальних експлуатаційних ушкоджень. Параметр Ra досягає 2,1–2,4 мкм. Залишкові напруги визначали на лопатках механічним методом. На рис. 3 представлена еюра, побудована за середніми значеннями величин залишкових напруг, виміряних на двох лопатках.

Таблиця 1 – Результати вимірів геометрії пера лопаток (дв. Д1)

№ п/п	A2- A2	A3- A3	A4- A4	A5- A5	A6- A6	A7- A7	A8- A8
Хорда, мм							
1	26,53	26,91	27,59	28,17	28,30	28,18	27,68
2	26,60	26,77	27,62	28,19	28,36	28,20	27,01
3	26,44	26,83	27,53	28,05	28,23	28,16	27,53
4	26,52	26,92	27,84	28,39	28,30	28,12	27,28
5	26,72	27,16	27,79	28,16	28,23	28,14	27,75
6	26,70	27,07	27,82	28,35	28,28	28,44	27,57
7	26,25	26,65	27,25	27,75	27,93	27,72	27,03
8	26,20	26,60	27,34	27,81	27,92	27,13	27,36
9	26,51	26,85	27,61	28,12	28,25	27,96	27,26
10	26,19	26,58	27,25	27,74	27,88	27,79	27,41
11	26,56	26,98	27,65	27,91	28,00	28,02	27,77
12	25,54	27,14	27,97	28,36	28,32	28,01	27,46
13	26,36	26,76	27,45	28,07	28,20	27,95	27,67
14	26,51	27,00	27,78	28,22	28,25	28,15	27,74
15	26,70	27,03	27,53	28,08	28,02	27,78	27,53
.....
20	26,59	26,95	27,58	28,24	28,41	28,35	27,91
C ₁ , мм							
1	1,39	1,16	0,89	0,70	0,52	0,39	0,35
2	1,37	1,21	0,90	0,71	0,62	0,48	0,39
3	1,53	1,32	0,98	0,80	0,65	0,51	0,43
4	1,25	1,04	0,81	0,59	0,45	0,36	0,33
5	1,35	1,11	0,91	0,70	0,60	0,42	0,43
6	1,57	1,39	0,99	0,77	0,68	0,54	0,39
7	1,46	1,23	0,96	0,77	0,62	0,47	0,38
8	1,42	1,22	0,97	0,73	0,59	0,45	0,35
9	1,42	1,25	0,93	0,82	0,64	0,48	0,41
10	1,41	1,20	0,97	0,81	0,63	0,47	0,38
11	1,48	1,26	0,98	0,73	0,60	0,47	0,38
12	1,46	1,16	0,86	0,71	0,54	0,45	0,38
13	1,47	1,27	0,74	0,96	0,57	0,45	0,38
14	1,31	1,06	0,84	0,68	0,60	0,48	0,42
15	1,43	1,25	0,99	0,79	0,62	0,47	0,39
.....
20	1,57	1,38	1,00	0,76	0,66	0,52	0,43
C ₂ , мм							
1	0,54	0,46	0,42	0,38	0,37	0,33	0,29
2	0,68	0,62	0,44	0,39	0,35	0,30	0,22
3	0,60	0,54	0,40	0,35	0,32	0,28	0,24
4	0,62	0,51	0,45	0,39	0,34	0,27	0,22
5	0,57	0,45	0,38	0,33	0,27	0,25	0,21
6	0,70	0,62	0,45	0,38	0,33	0,30	0,23
7	0,62	0,57	0,44	0,38	0,36	0,33	0,28
8	0,58	0,55	0,50	0,43	0,37	0,37	0,28
9	0,65	0,58	0,44	0,40	0,38	0,37	0,33
10	0,68	0,59	0,51	0,42	0,36	0,33	0,27
11	0,68	0,61	0,43	0,37	0,35	0,35	0,31
12	0,62	0,47	0,40	0,37	0,32	0,30	0,27
13	0,64	0,55	0,41	0,36	0,35	0,32	0,28
14	0,58	0,51	0,44	0,38	0,34	0,29	0,25
15	0,72	0,67	0,55	0,42	0,35	0,33	0,30
.....
20	0,63	0,55	0,42	0,38	0,34	0,31	0,23

Таблиця 2 – Результати вимірів геометрії пера лопаток (дв. Д2)

№ п/п	A2- A2	A3- A3	A4- A4	A5- A5	A6- A6	A7- A7	A8- A8
Хорда, мм							
1	26,44	26,92	27,73	26,80	28,37	28,20	27,85
2	26,65	26,96	27,51	27,98	28,11	28,03	27,72
3	26,66	27,04	28,03	28,48	28,44	28,28	28,03
4	26,97	27,22	27,76	28,17	28,27	28,22	27,88
5	26,58	27,02	27,73	28,19	28,27	28,23	27,90
6	26,83	27,27	28,03	28,34	28,47	28,25	27,94
7	26,65	27,10	28,78	28,21	28,30	28,16	27,60
8	26,54	27,00	27,73	28,26	28,44	28,36	28,15
9	26,59	27,01	27,75	28,20	28,35	28,33	28,14
10	26,53	27,07	27,91	28,22	28,08	27,90	27,58
11	26,71	27,07	27,70	28,09	28,30	28,42	27,43
12	26,88	27,23	27,79	27,09	28,28	28,27	28,11
13	26,71	26,92	27,55	28,07	28,33	28,15	27,99
14	26,70	27,00	27,64	28,09	28,23	28,36	28,18
15	26,55	27,15	27,75	28,18	28,35	28,35	27,95
.....
20	26,63	27,01	27,86	28,22	28,31	28,25	28,00
C ₁ , мм							
1	1,30	1,12	0,88	0,69	0,63	0,54	0,50
2	1,34	1,24	1,02	0,79	0,64	0,56	0,50
3	1,31	1,18	0,87	0,66	0,64	0,60	0,57
4	1,31	1,17	0,94	0,72	0,58	0,53	0,51
5	1,12	1,07	0,87	0,69	0,62	0,56	0,47
6	1,27	1,15	0,91	0,75	0,65	0,58	0,55
7	1,30	1,15	0,90	0,69	0,61	0,52	0,50
8	1,29	1,13	1,00	0,80	0,65	0,52	0,47
9	1,39	1,20	0,98	0,71	0,65	0,57	0,52
10	1,20	1,10	0,90	0,75	0,65	0,60	0,56
11	1,41	1,21	0,91	0,71	0,61	0,57	0,50
12	1,23	1,12	0,98	0,77	0,74	0,67	0,60
13	1,40	1,25	1,05	0,82	0,62	0,53	0,50
14	1,34	1,23	0,95	0,72	0,56	0,53	0,48
15	1,41	1,20	0,92	0,72	0,67	0,62	0,55
.....
20	1,20	1,15	0,95	0,63	0,56	0,58	0,57
C ₂ , мм							
1	0,60	0,55	0,42	0,37	0,32	0,27	0,21
2	0,58	0,53	0,43	0,38	0,31	0,25	0,22
3	0,62	0,52	0,41	0,39	0,27	0,23	0,23
4	0,62	0,54	0,40	0,37	0,28	0,25	0,21
5	0,60	0,52	0,43	0,38	0,27	0,27	0,20
6	0,61	0,53	0,44	0,39	0,29	0,24	0,23
7	0,60	0,51	0,42	0,37	0,30	0,25	0,22
8	0,62	0,52	0,43	0,38	0,29	0,24	0,24
9	0,58	0,48	0,41	0,36	0,28	0,24	0,23
10	0,59	0,48	0,43	0,37	0,31	0,24	0,21
11	0,61	0,50	0,43	0,38	0,30	0,26	0,22
12	0,59	0,49	0,42	0,37	0,32	0,23	0,21
13	0,61	0,52	0,43	0,38	0,31	0,25	0,21
14	0,62	0,51	0,44	0,37	0,32	0,26	0,22
15	0,61	0,52	0,42	0,38	0,29	0,26	0,22
.....
20	0,59	0,44	0,36	0,35	0,31	0,25	0,21

Таблиця 3 – Результати вимірювання шорсткості поверхні пера лопаток

№ лоп.	Параметри шорсткості	Корито			
		Вхідна кромка		Вихідна кромка	
		Перифер. зона	Прикор. зона	Перифер. зона	Прикор. зона
Д1-30	Ra, мкм	2,1	1,7	1,6	0,7
	Rz, мкм	13,4	12,1	9,9	5,5
Д1-31	Ra, мкм	2,1	1,8	0,9	0,8
	Rz, мкм	12,0	11,1	7,1	6,0
Д1-32	Ra, мкм	2,4	1,9	1,1	0,7
	Rz, мкм	14,0	11,5	7,1	4,7
Спинка					
Д1-30	Ra, мкм	0,4	0,4	0,6	0,6
	Rz, мкм	2,7	2,8	3,8	3,4
Д1-31	Ra, мкм	0,6	0,5	0,8	0,7
	Rz, мкм	3,3	3,2	5,2	3,8
Д1-32	Ra, мкм	0,4	0,4	0,4	0,4
	Rz, мкм	2,8	2,9	3,5	3,1

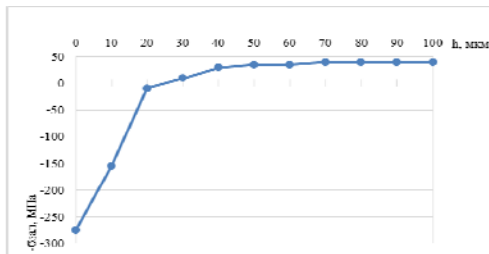


Рисунок 3. Епюра розподілу залишкових напружень

Величина залишкових напруг стиснення на поверхні досягає 270 МПа; а на глибині близько 23 мкм стискаючі напруги переходять у напруги розтягнення. Мікротвердість визначали на лопатці з боку спинки та корита. Результати вимірювань представлені у табл. 4, рис. 4.

Таблиця 4 – Результати досліджень мікротвердості пера лопатки

Спинка H _μ , МПа			Корито H _μ , МПа		
Вхідна кромка	C _{max}	Вихідна кромка	Вхідна кромка	C _{max}	Вихідна кромка
4058	4223	4133	3317	3761	3400

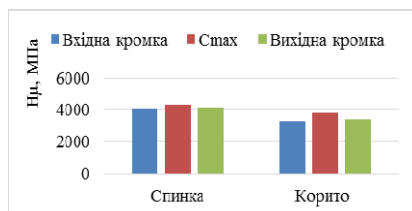


Рисунок 4. Результати вимірів мікротвердості пера лопатки

Результати вимірювань показують, що з боку корита мікротвердість поверхні пера в процесі експлуатації суттєво знижується та значно нижча, ніж на спи-

нці. Це може бути пов'язано з ушкодженнями, що виникають в процесі експлуатації двигунів.

Три партії лопаток, що мають експлуатаційні пошкодження пера (по 5 шт. у партії), були оброблені сталевими кульками в магнітному полі за двома технологічними схемами:

- схема № 1 – по спинці та кориту в зоні вхідної кромки (див. рис. 5);
- схема № 2 (комбінована обробка) – спочатку перо по одному режиму, а потім додатково зона вхідної кромки за іншим режимом (див. рис. 6).



Рисунок 5. Схема №1 обробки пера лопаток (спинка та корито поблизу вхідної кромки)



Рисунок 6. Схема № 2 – комбінована обробка пера лопаток

Режими обробки розрізнялись діаметром кульок та часом обробки. Перша партія лопаток була оброблена за схемою № 1, режим № 1 (див. табл. 5).

Таблиця 5 – Параметри режиму № 1 обробки пера лопаток

Параметри режиму обробки			
Позначення режиму обробки	№ лопаток	d, мм	τ, хв
№ 1	1,2,3,4,5	0,35	30

Другу партію лопаток було оброблено за схемою № 2: перо – режим № 2 (табл. 6), додатково зона поблизу вхідної кромки – за режимом № 3 (табл. 6). Третю партію лопаток обробляли за схемою № 2: перо - режим № 4 (табл. 6), додатково зона вхідної кромки – за режимом № 5 (табл. 6).

Після обробки пера лопаток сталевими кульками в магнітному полі виконано вимір хорди, C1 та C2 у перерізах A2-A2.....A8-A8. Як видно з результатів вимірювань зміна параметрів геометрії пера лопаток після обробки сталевими кульками в магнітному полі незначна: хорда в перерізі A2-A2 – до 0,07 мм, в перерізі A8-A8 – в межах 0,02–0,05 мм, розмір C1 – до 0,07 мм та C2 – в межах 0,05–0,1 мм.

Таблиця 6 – Параметри режимів обробки пера лопаток

Параметри режиму обробки			
Позначення режиму обробки	№ лопаток	<i>d</i> , мм	τ , хв
№ 2	7,8,9,10,12	0,68	30
№ 3	7,8,9,10,12	0,35	20
№ 4	14,16,17,19,20	1,6	30
№ 5	14,16,17,19,20	0,35	30

Результати вимірювання величин частот власних коливань лопаток і товщини профілю після обробки сталевими кульками магнітному показують, що обробка лопаток сталевими кульками в магнітному полі практично не змінює частоту власних коливань лопаток – зміни в межах 6 Гц, що не перевищує значення, що обумовлені технічними умовами. Товщина профілю пера в результаті обробки не змінюється.

На двох лопатках з кожної партії була виміряна шорсткість поверхні пера в периферійній та прикореневій зонах поблизу вхідної та вихідної кромки з боку спинки та корита. Результати вимірювань представлені у табл. 7. На рис. 7 та 8 представлені посередні значення за даними табл. 7.

Таблиця 7 – Результати вимірювання шорсткості поверхні пера лопаток

№ схеми, № режиму	Умовний № лопатки	Параметр шорсткості	Вхідна кромка		Вихідна кромка	
			Перифер. зона	Прикор. зона	Перифер. зона	Прикор. зона
Корито						
№1, №1	Д1-5	Ra, мкм	0,9	0,6	1,0	0,5
		Rz, мкм	4,3	3,9	7,1	3,7
	Д1-2	Ra, мкм	0,9	0,7	1,0	0,5
		Rz, мкм	4,5	3,8	6,3	4,2
№2, №2+№3	Д1-7	Ra, мкм	1,6	1,02	0,9	0,2
		Rz, мкм	8,1	5,5	6,2	1,8
	Д1-9	Ra, мкм	1,98	1,0	0,7	0,2
		Rz, мкм	9,9	6,2	5,0	1,8
№2, №4+№5	Д1-17	Ra, мкм	1,0	0,5	0,6	0,4
		Rz, мкм	6,2	2,7	4,8	2,0
	Д1-19	Ra, мкм	1,0	0,6	0,5	0,4
		Rz, мкм	6,2	3,9	4,0	1,8
Спинка						
№1, №1	Д1-5	Ra, мкм	0,3	0,3	0,3	0,6
		Rz, мкм	1,6	1,5	2,4	3,7
	Д1-2	Ra, мкм	0,3	0,5	0,3	0,6
		Rz, мкм	1,8	2,4	2,4	5,0
№2, №2+№3	Д1-7	Ra, мкм	0,3	0,3	0,2	0,2
		Rz, мкм	1,5	1,7	1,7	1,1
	Д1-9	Ra, мкм	0,2	0,4	0,2	0,2
		Rz, мкм	1,3	2,2	1,4	1,0
№2, №4+№5	Д1-17	Ra, мкм	0,4	0,3	0,3	0,4
		Rz, мкм	1,9	1,8	1,6	2,1
	Д1-19	Ra, мкм	0,4	0,3	0,3	0,4
		Rz, мкм	2,0	1,7	2,0	1,9

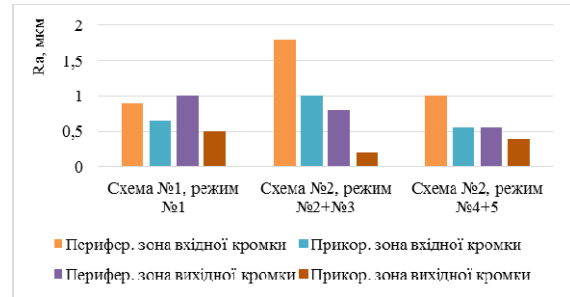


Рисунок 7. Результати вимірювання шорсткості поверхні пера лопаток (посередні значення, корито)

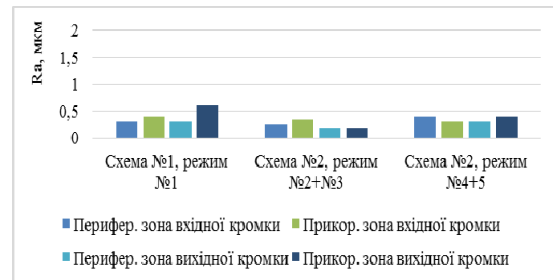


Рисунок 8. Результати вимірювання шорсткості поверхні пера лопаток (посередні значення, спинка)

Як очевидно з табл. 7 найбільше зниження параметрів шорсткості спостерігається в периферійній та прикореневій зоні корита з боку вхідної кромки та забезпечується при обробці пера лопаток за схемою № 1, режим № 1 (обробка тільки вхідної кромки) та за схемою № 2 (комплексна обробка), режими № 4+№ 5 – спочатку перо, а потім зона вхідної кромки.

Мікротвердість пера лопатки після обробки кульками в магнітному полі визначали посередині пера лопатки з боку корита на вхідній кромці та по S_{max} . Результати вимірювань представлені у табл. 8, рис. 9.

Таблиця 8 – Результати досліджень мікротвердості пера лопатки

№ режиму	Корито			
	Вхідна кромка		S_{max}	
	H_u , МПа	$d_{0.01}$, мкм	H_u , МПа	$d_{0.01}$, мкм
1	4302	20,8	3644	31,9
2,3	4265	20,9	3800	22,1
4,5	4481	20,3	4196	21,0

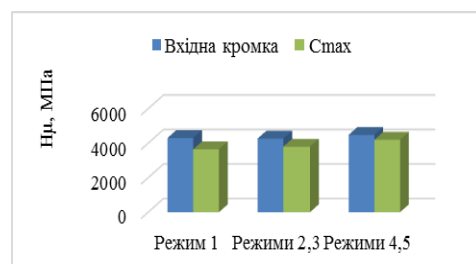


Рисунок 9. Результати досліджень мікротвердості пера лопатки

Як видно з табл. 8 комплексна обробка лопаток за схемою № 2 – режим № 4 + режим № 5 забезпечує найбільше підвищення мікротвердості поверхні у зоні вхідної кромки – до 4481 МПа, що має позитивно позначитися на експлуатаційних характеристиках лопаток.

Дослідження впливу обробки сталевими кульками у магнітному полі на витривалість лопаток, що мали експлуатаційні пошкодження пера були проведені на лопатках, відібраних з двох двигунів: умовні номери Д10 (напрацювання 797 год) та Д11 (напрацювання 850 год), що мали пошкодження пера в експлуатації (вибоїни глибиною 0,5 мм), що перевищують допустимі норми. Дослідження геометрії пера лопаток полягало у вимірі хорди в перерізах А2-А2 та А8-А8, тобто. у перерізах, що наочно характеризують ступінь зносу пера. Ступінь зносу профілю пера лопаток не дозволяє їх подальшу експлуатацію без відновлювального ремонту. Результати вимірювання величин частот власних коливань лопаток на двигунах Д10 і Д11 відповідають технічним вимогам креслення.

Дві партії лопаток, що мали експлуатаційні ушкодження пера (по 12 шт. у партії), були оброблені сталевими кульками в магнітному полі за двома технологічними схемами, які показали найкращі характеристики поверхневого шару за попередніми дослідженнями.

Першу партію лопаток (дв. Д11) було оброблено за схемою № 1, режим № 1: по спинці та кориту в зоні вхідної кромки ($d_{ш} = 0,35$ мм, $\tau = 30$ хв).

Другу партію лопаток (дв. Д10) було оброблено за схемою № 2: перо – режим № 4 ($d_{ш} = 1,6$ мм, $\tau = 30$ хв), додатково зона поблизу вхідної кромки – за режимом № 5 ($d_{ш} = 0,35$ мм, $\tau = 30$ хв).

Результати випробувань на втому представлені у табл. 9–12.

Таблиця 9 – Результати випробувань лопаток (дв. Д11) у стані надходження з експлуатації (вихідні лопатки)

№ п/п	Рівень навантаження σ , МПа	Кількість циклів, $N \times 10^6$	Результати випробувань	Примітка
1	500	20,0	Не зр.	-
2	500	1,85	Зруйн.	$l = 17$ мм, спинка
3	470	12,61	Зруйн.	$l = 22$ мм, вх. кромка
4	440	20,0	Не зр.	-
5	440	20,0	Не зр.	-
6	440	20,0	Не зр.	-
7	440	2,05	Зруйн.	$l = 28$ мм, спинка
8	410	20,0	Не зр.	-
9	410	20,0	Не зр.	-
10	410	20,0	Не зр.	-
11	410	20,0	Не зр.	-
12	410	20,0	Не зр.	-
13	410	20,0	Не зр.	-

Відповідно до методики межа витривалості з урахуванням 10^8 циклів становитиме $410 \times 0,8 = 328$ МПа.

Таблиця 10 – Результати випробувань лопаток, зміцнених за схемою № 1 (реж. № 1)

№ п/п	Рівень навантаження σ , МПа	Кількість циклів, $N \times 10^6$	Результати випробувань	Примітка
1	530	20,0	Не зр.	-
2	560	20,0	Не зр.	-
3	590	0,56	Зруйн.	$l = 23$ мм, спинка
4	560	1,12	Зруйн.	По кориту у радіусі переходу
5	530	20,0	Не зр.	-
6	530	20,0	Не зр.	-
7	530	20,0	Не зр.	-
8	530	20,0	Не зр.	-
9	530	20,0	Не зр.	-

Відповідно до методики межа витривалості з урахуванням 10^8 циклів становитиме $530 \times 0,8 = 424$ МПа.

Таблиця 11 – Результати випробувань лопаток (дв. Д10) у стані надходження з експлуатації (вихідні лопатки)

№ п/п	Рівень навантаження σ , МПа	Кількість циклів, $N \times 10^6$	Результати випробувань	Примітка
1	500	12,44	Зруйн.	$l = 23$ мм, вх. кромка
2	470	15,34	Зруйн.	$l = 28$ мм, вих. кромка
3	440	20,0	Не зр.	-
4	440	20,0	Не зр.	-
5	440	16,05	Зруйн.	$l = 40$ мм, спинка
6	410	20,0	Не зр.	-
7	410	20,0	Не зр.	-
8	410	20,0	Не зр.	-
9	410	20,0	Не зр.	-
10	410	20,0	Не зр.	-
11	410	20,0	Не зр.	-

Відповідно до методики межа витривалості з урахуванням 10^8 циклів становитиме $410 \times 0,8 = 328$ МПа.

Межа витривалості лопаток, зміцнених сталевими кульками в магнітному полі за схемою № 1 (реж. № 1) – по спинці та кориту в зоні вхідної кромки – збільшилася на 29 %, а зміцнених за схемою № 2 (реж. № 4 + реж. № 5) – комбінована обробка – на 39% порівняно з лопатками, які мають напрацювання в експлуатації.

Таблиця 12 – Результати випробувань лопаток, зміцнених за схемою № 2 (реж. № 4+реж. № 5)

№ п/п	Рівень навантаження σ , МПа	Кількість циклів, $N \times 10^6$	Результати випробувань	Примітка
1	570	20,0	Не зр.	-
2	600	20,0	Не зр.	-
3	630	19,0	Зруйн.	$l = 31$ мм, вх. кромка
4	600	17,27	Зруйн.	$l = 32$ мм, вх. кромка
5	570	20,0	Не зр.	-
6	570	20,0	Не зр.	-
7	570	20,0	Не зр.	-
8	570	20,0	Не зр.	-
9	570	20,0	Не зр.	-

Відповідно до методики межа витривалості з урахуванням 10^8 циклів становитиме $570 \times 0,8 = 456$ МПа.

З наведених результатів випливає, що обробка за схемою № 2 (реж. № 4+реж. № 5) – комбінована обробка пера лопатки є оптимальною і призводить до підвищення межі витривалості на 39% порівняно з лопатками, які мають напрацювання в експлуатації.

Також були побудовані регресійні моделі частот власних коливань і напрацювання лопаток для двох двигунів, що експлуатувалися в однакових умовах, але мають різне напрацювання: дв. Д1 – 1971 год. та Д2 – 990 год. Спочатку було здійснено відбір інформативно значимих ознак (для цього використовувалися методи покрової регресії). Відбір ознак дозволяє відкинути малоінформативні ознаки, які ускладнюють модель, знижують її інтерпретабельність, інколи ж і вносять помилкові (зашумлені) дані, які знижують точність моделі. Після цього, використовуючи відібрані групи ознак, будувалися регресійні моделі. Як регресійні моделі були обрані лінійні регресійні моделі. Оскільки попередньо було виконано відбір ознак, моделі будувалися значно швидше і відрізняються порівняльною простотою.

У вихідних даних $x_1, x_4, x_7, x_{10}, x_{13}, x_{16}, x_{19}$ – В, величина хорди в різних перерізах; $x_2, x_5, x_8, x_{11}, x_{14}, x_{17}, x_{20}$ – С1-товщина вхідної кромки; $x_3, x_6, x_9, x_{12}, x_{15}, x_{18}, x_{21}$ – С2 – товщина вихідної кромки; x_{22} – НВ – твердість вихідної лопатки, HRC; x_{23} – $\sigma_{0,2}$ – межа пластичності вихідного матеріалу, МПа; x_{24} – σ_b – межа міцності, МПа; y_1 – Т1 – величина напрацювання загальна, год; y_2 – Т2 – величина напрацювання до 1 ремонту, год; y_3 – частота власних коливань лопаток, Гц.

Були збудовані лінійні регресійні моделі. Так для першого двигуна були отримані такі моделі:

$$y_1 = 5493,3 + 787,81x_3 - 174,09x_{13} - 15979x_{15} + 907,93x_{16} - 3533,5x_{17} + 19309x_{18} - 735x_{19} - 4496,7x_{20} - 5967x_{21};$$

точність моделі: 0,0065.

$$y_2 = 1730,8 + 248,21x_3 - 54,85x_{13} - 5034,5x_{15} + 286,06x_{16} - 1113,3x_{17} + 6083,6x_{18} - 231,58x_{19} - 1416,8x_{20} - 1880x_{21};$$

точність моделі: 0,006.

$$y_3 = 1015,7 + 71,182x_6 - 0,85927x_{16} + 46,001x_{17} - 160,38x_{18} - 11,27x_{19} - 161,8x_{20} + 70,668x_{21};$$

точність моделі: 0,0058.

Для другого двигуна були отримані такі моделі:

$$y_1 = -6329,7 + 104,18x_5 + 577,55x_{16} - 887,97x_{17} - 6417x_{18} - 194,56x_{19} + 426,08x_{20} - 8265,3x_{21};$$

точність моделі: 0,005.

$$y_2 = -2883,5 + 47,46x_5 + 263,1x_{16} - 404,52x_{17} - 2923,3x_{18} - 88,633x_{19} + 194,1x_{20} - 3765,3x_{21};$$

точність моделі: 0,006.

$$y_3 = 989,16 - 3,2178x_4 - 17,851x_{16} - 57,823x_{17} - 132,7x_{18} + 10,239x_{19} + 24,261x_{20} - 22,105x_{21};$$

точність моделі: 0,0056.

Для загальної вибірки даних по двох двигунах були отримані наступні моделі:

$$y_1 = 15976 + 111,95x_{13} + 1444,9x_{14} - 2869,8x_{15} + 213,64x_{16} - 3010,7x_{17} + 3429x_{18} - 780,91x_{19} - 2449,6x_{20} - 1397x_{21};$$

точність моделі: 0,006.

$$y_2 = 6146 + 39,731x_{13} - 31,269x_{14} - 1359,9x_{15} + 38,801x_{16} - 472,48x_{17} + 788,81x_{18} - 254,39x_{19} - 411,03x_{20} - 532,82x_{21};$$

точність моделі: 0,006.

$$y_3 = 1236,9 - 31,607x_{13} + 58,769x_{14} - 66,747x_{15} + 17,876x_{16} - 64,156x_{17} + 47,107x_{18} - 6,5416x_{19} - 79,377x_{20} + 51,834x_{21};$$

точність моделі: 0,005.

Отримані регресійні моделі показують, що найбільший вплив на ресурс роботи двигуна здійснюють товщини вхідної та вихідної кромки лопаток у верхніх перерізах А6-А6.....А8-А8. На частоту власних коливань лопаток також найбільше впливає геометрія вхідної та вихідної кромки лопаток у перерізах А7-А7.....А8-А8.

Висновки

1. Проведено дослідження геометрії та частот власних коливань пера лопаток компресора з титанового сплаву ВТ8, що надійшли з експлуатації. Результати вимірювань свідчать про те, що найбільша зміна геометрії параметрів лопаток відбувається у периферійній зоні.

2. Виконано дослідження параметрів поверхневого шару (шорсткість, мікротвердість, залишкові напруження) лопаток, що мають експлуатаційні пошкодження пера.

3. Проведено дослідження геометрії пера, частот власних коливань, а також параметрів поверхневого шару пера лопаток компресора зі сплаву ВТ8, які мали експлуатаційні ушкодження після обробки сталевими кульками в магнітному полі. Зміна параметрів геометрії пера лопаток після обробки сталевими кульками в магнітному полі незначна: від 0,02–0,05 мм до 0,07–0,1 мм. Обробка дозволяє знизити шорсткість поверхні до 0,3–0,6 мкм на кромках у зоні корита та суттєво підвищити мікротвердість.

4. Визначена схема та оптимальний режим обробки лопаток сталевими кульками у магнітному полі: обробка пера лопаток спочатку кульками діаметром 1,6 мм, $\tau = 30$ хв; потім додатково зона поблизу вхідної кромки кульками діаметром 0,35 мм, $\tau = 30$ хв.

5. Досліджено вплив обробки лопаток компресора зі сплаву ВТ8, які мали експлуатаційні ушкодження пера, сталевими кульками у магнітному полі на витривалість лопаток. Обробка за оптимальним режимом призводить до підвищення межі витривалості на 39 % порівняно з лопатками, які мають напруження в експлуатації.

6. Отримані регресійні моделі показують, що при експлуатації вертольотних двигунів найбільший вплив на ресурс роботи двигуна та частоту власних коливань лопаток впливає геометрія вхідної та вихідної кромки лопаток у перерізах А6-А6.....А8-А8. Тому особливу увагу треба приділяти заходам, які можуть мінімізувати ерозійний знос кромки лопаток та подовжити ресурс роботи двигунів.

7. Метод обробки кульками в магнітному полі забезпечує «м'яку» обробку без перенаклепу тонких крайок пера лопаток. Виконані дослідження дозволяють рекомендувати використання методу обробки пера лопаток сталевими кульками в магнітному полі як технологічну операцію для відновлення лопаток компресора, що мають експлуатаційні пошкодження у вигляді вибоїн на вхідних кромках, при ремонті лопаток компресора.

Список літератури

1. Биргер И.А. Остаточные напряжения [Текст] / И. А. Биргер. – М. : Машиностроение, 1963. – 346 с.

2. Сулима А. М. Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин [Текст] / А. М. Сулима, В. А. Шулов, Ю. Д. Ягодкин. – М. : Машиностроение, 1988. – 238 с.

3. Кузнецов Н. Д., Технологические методы повышения надежности деталей машин: справочник [Текст] / Н. Д. Кузнецов, В. И. Цейтлин, В. И. Волков. – М. : Машиностроение, 1993. – 304 с.

4. Петухов А. Н. Сопротивление усталости деталей ГТД [Текст] / А. Н. Петухов – М. : Машиностроение, 1993. – 240 с.

5. Пухальская Г. В. Исследование технологических возможностей метода обработки лопаток компресора стальными шариками в магнитном поле [Текст] / Г. В. Пухальская, О. Л. Лукьяненко // Вестник двигателестроения. – № 1. – 2013. – С. 83–87.

6. Di, Wang. Solid Particle Erosion [Текст] / Wang Di, Yang Zhen // Advances in Turbomachinery. 2023 DOI: 10.5772/intechopen.109383

7. Li, Chao. Study on the erosive wear of the gas-solid flow of compressor blade in an aero-turboshaft engine based on the Finnie model [Текст] / Chao Li, Guangfu Bi, Jian Li, Zezhong Liu // Tribology International 2021. – № 163. – С. 1057–1077. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2021.107197>

8. Перельман Р. Г. Эрозионная прочность дета-

лей двигателей и энергоустановок летательных аппаратов [Текст] / Р. Г. Перельман. – М. : Машиностроение, 1980. – 245 с.

9. Шпилев К. М. Эксплуатация летательных аппаратов в горно-пустынной местности [Текст] / К. М. Шпилев. – М. : Военное издательство, 1991. – 224 с.

10. Максимов Н. А. Двигатели самолетов и вертолетов. основы устройства и летной эксплуатации [Текст] / Н. А. Максимов, В. А. Секистов – М. : Воениздат, 1977. – 343 с.

11. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки компресора и вентилятора. ч. 1 [Текст] / В. А. Богуслаев, Ф. М. Муравченко, П. Д. Жеманюк и др. – Запорожье: Мотор Сич, 2003. – 396 с.

12. Гумеров А. В. Моделирование эрозионного износа лопатки компресора [Текст] / А. В. Гумеров, Р. Г. Акмалетдинов // Вестн. Самар. гос. аэрокосм. ун-та. – 2011. – № 3 (27). – С. 233–239.

13. ОСТ 1 00304-79 Лопатки газотурбинных двигателей Нормирование поврежденных лопаток компресоров от попадания посторонних предметов. [Текст] – Введ. 01.07.79.

14. Петухов А. Н. Сопротивление усталости деталей ГТД [Текст] / А. Н. Петухов – М. : Машиностроение, 1993. – 233 с.

15. Детонационное нанесение покрытий на детали авиадвигателей и технологического оснащения с последующей магнитно-абразивной обработкой [Текст] / [Богуслаев В.А., Долматов А. И., Жеманюк П. Д. и др.] – Запорожье : Дека, 1996 – 366 с.

16. Отделочно-упрочняющая обработка деталей ГТД [Текст] / [Богуслаев В. А., Яценко В. К., Жеманюк П. Д. и др.]. – Запорожье, изд. ОАО «Мотор Сич», 2005. – 559 с.

17. Лопатки газотурбинного двигателя (ГТД). Методы испытаний на усталость. (ОСТ 1.00870-77.) [Текст] – Введ. 07.78.

18. Бабенко О. Н. Анализ результатов исследования частот и форм собственных колебаний рабочей лопатки 1 ступени КНД [Текст] / О. Н. Бабенко, Т. И. Прибора // Вестник двигателестроения. – № 2. – 2018. – С. 91–98.

19. Двирник Я. В. Влияние пылевой эрозии на газодинамические характеристики осевого компресора ГТД [Текст] / Я. В. Двирник, Д. В. Павленко // Вестник двигателестроения. – № 1. – 2017. – С. 56–66.

20. Эрозионная стойкость лопаток компресора вертолетных ГТД с различными типами покрытий [Текст] / В. С. Ефанов, А. Н. Прокопенко, А. В. Овчинников, Ю. Н. Внуков // Вестник двигателестроения. – № 1. – 2017. – С. 120–123.

21. Павленко Д. В. Закономерности изнашивания рабочих лопаток компресора вертолетных двигателей, эксплуатирующихся в условиях запыленной атмосферы [Текст] / Д. В. Павленко, Я. В. Двирник // Вестник двигателестроения. – №1. – 2016. – С. 42–51.

Одержано 02.03.2023

STUDY OF THE TECHNOLOGICAL POSSIBILITIES OF THE BALL PROCESSING METHOD IN THE MAGNETIC FIELD OF BLADES WITH OPERATIONAL DAMAGE

- Pukhalska G. PhD, Associate Professor, Associate Professor of the Department of Machinery Engineering Technology, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: puhalska66@gmail.com, ORCID: 0000-0001-8118-4179
- Subbotin S. Dr. Sc., Professor, Head of the Department of Software Tools, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: subbotin@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0001-5814-8268
- Leoshchenko S. Post-graduate student of the Department of Software Tools, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: sergleo.zntu@gmail.com, ORCID: 0000-0001-5099-5518
- Bezkhlibnyi D. Post-graduate student of the Department of Mechanical Engineering Technology, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: dmitriym713@gmail.com, ORCID: 0009-0002-3403-4615

Purpose. To conduct a study of the technological possibilities of the method of treatment with balls in the magnetic field of the pen of vanes that have operational damage.

Research methods. A mechanical method for the study of residual stresses, developed by acad. Davydenkov, an experimental method for determining the endurance of blades, stepwise regression methods for building regression models.

Results. The study of the geometry of the blade feathers shows that the biggest change in the geometry of the blades occurs in the peripheral zone (intersections A7-A7 and A8-A8). The measurement results show that the microhardness of the surface on the side of the trough is significantly lower than on the backs, and the highest values of roughness are recorded in the peripheral zone of the trough on the side of the entrance edge, which corresponds to the place of maximum operational damage. The parameters of the surface layer were studied and the scheme and optimal mode of processing blades with steel balls in a magnetic field was determined, which leads to a 39% increase in the endurance limit compared to blades that have experience in operation. Regression models of self-oscillation frequencies and blade run-in were built for two engines operated under the same conditions, but with different run-in. Special attention should be paid to measures that can minimize erosive wear of blade edges and increase the service life of engines.

Scientific novelty. A new method of processing the blade feathers with balls in a magnetic field is proposed, which allows differential processing of the blade feathers: only the edge or the entire feather. Also, the method allows you to process blade feathers with operational damage, which leads to increased durability of blades.

Practical value. The conducted studies allow us to recommend the use of the method of processing blade feathers with steel balls in a magnetic field as a technological operation for the restoration of compressor blades that have operational damage in the form of potholes on the inlet edges.

Key words: blade, erosion, damage, roughness, microhardness, balls, magnetic field, endurance, regression model.

References

1. Birger, I.A. (1963). Ostatochnye napryazheniya [Finishing tires]. Moscow: Mashinostroenie, 346 p. [in Russian].
2. Sulima, A.M., Shulov, V.A., Yagodkin, Yu.D. (1988). Poverhnostnyj sloj i ekspluatacionnye svoystva detalej mashin [Surface and exclusion facilities of machines]. Moscow: Mechanical engineering, 238, [in Russian].
3. Kuznetsov, N.D., Tsitlin, V.I., Volkov, V.I. (1993). Tehnologicheskie metody povysheniya nadezhnosti detalej mashin: spravochnik [Technological methods of output of the reliability of machines: the senior] Moscow: Mechanical engineering, 304, [in Russian].
4. Petukhov, A.N. (1993). Soprotivlenie ustalosti detalej GTD [Consumption of GTE details]. Moscow: Mechanical engineering, 240, [in Russian].
5. Pukhalska, G.V., Lukyanenko, O.L. (2013). Issledovanie tehnologicheskikh vozmozhnostej metoda obrabotki lopatok kompresora stalnimi sharikami v magnitnom pole [Sent a technological wazing of the method of gaping the blades of the compressor with steel layers in the magnetic field] [Vestnik dvigatelestroeniya]. Bulletin of motor, 1, 83–87, [in Russian].
6. Di, Wang, Zhen, Yang (2023). Solid. “Particle Erosion”. Advances in Turbomachinery. DOI: 10.5772/intechopen.109383
7. Li, Chao, Bi, Guangfu, Li, Jian, Zezhong, Liu (2021) Study on the erosive wear of the gas-solid flow of

compressor blade in an aero-turboshaft engine based on the Finnie model. *Tribology International*, 163, 1057 – 1077. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2021.107197>

8. Perelman, R.G. (1980). Eroziionnaja prochnost detalej dvigatelej i energoustanovok letatelnyh apparatov [Erosion strength of engine parts and aircraft power plants], Moscow, Mechanical engineering, 245, [in Russian].

9. Shpilev, K.M. (1991). Jekspluatacija letatelnyh apparatov v gorno-pustynnoj mestnosti [Operation of aircraft in the mountain-desert area], Moscow, Military publishing house, 224, [in Russian].

10. Maximov, N.A., Sekistov, V.A. (1977). Dvigateli samoletov i vertoletov. [Engines of aircraft and helicopters]. Osnovy ustrojstva i letnoj ekspluatcii. [Fundamentals of the device and flight operation]. Moscow : Military publishing house, 343.

11. Boguslaev, V.A., Muravchenko, F.M., Zhemaniuk, P.D. et al. (2003). Tehnologicheskoe obespechenie ekspluatacionnyh harakteristik detalej GTD [Technological removal of the exclusive characteristics of GTD parts]. Lopatki kompressora i ventilyatora [Compressor blades and fan]. Part 1. Zaporizhzhia: Motor Sich, 396.

12. Gumerov, A. V., Akmaledtinov, R. G. (2011). Modelirovanie eroziionnogo iznosa lopatki kompressora [Modeling of erosion wear of the compressor blade]. [Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo aerokosmicheskogo universiteta]. *Bulletin of the Samara State Aerospace University*, 3 (27), 233–239 [in Russian].

13. OST 1 00304-79 Lopatki gazoturbinnnyh dvigatelej [blades of gas turbine motors] Normirovanie povrezhdenij lopatok kompressorov ot popadaniya postoronnih predmetov [Normiatrics have arranged blades of compressor shoes from the hit of outstanding objects]. Introduction. 01.07.79, [in Russian].

14. Petukhov, A.N. (1993). Soprotivlenie ustalosti detalej GTD [Consumption of GTE details]. Moscow : Mechanical engineering. 233, [in Russian].

15. Boguslaev, V.A., Dolmatov, A.I., Zhemaniuk, P.D. etc. (1996). Detonacionnoe nanesenie pokrytij na

detali aviadvigatelej i tehnologicheskogo osnasheniya s posleduyushej magnitno-abrazivnoj obrabotkoj [Detonational application is covered on details of aviators and technological equipment with the following magnetic-abrasive intercostal]. Zaporizhzhia: Deca, 366, [in Russian].

16. Boguslaev, V.A., Yatsenko V.K., Zhmanyuk P.D., etc. (2005). Otdelochno-uprochnyayushaya obrabotka detalej GTD [Oblulo-reversing of the details of GTE]. Zaporizhzhia, out. OAO “Motor Sich”, 559, [in Russian].

17. Lopatki gazoturbinnogo dvigatelya (GTD). Metody ispytaniy na ustalost. The blades of the gas turbine motor (GTD). Methods are sophisticated. (OST 1.00870-77.) Introduction. 07.78. [in Russian].

18. Babenko O.N., Prybora T.I. (2018). Analiz rezultatov issledovaniya chastot i form sobstvennyh kolebanij rabochej lopatki 1 stupeni KND [Analysis of the result of the frequencies and forms of core robes of blades 1 degrees KND] [Vestnik dvigatelestroeniya]. *Bulletin of motor*, 2, 91–98, [in Russian].

19. Dvirnik Ya.V., Pavlenko. D.V. (2017). Vliyanie pilevoj erozii na gazodinamicheskie harakteristiki oseвого kompressora GTD [Intelligent erosion on gas -dudy characteristics of the hazel compressor GTD] [Vestnik dvigatelestroeniya]. *Bulletin of motor*, 1, 56–66, [in Russian].

20. Efanov V.S., Prokopenko A.N., Ovchinnikov A.V., Vnukov Y.N. (2017). Eroziionnaya stojkost lopatok kompressora vertoletnyh GTD s razlichnymi tipami pokrytij [The erosion stands of the blades of the compressor of the helicopter GTD with different types are covered] [Vestnik dvigatelestroeniya]. *Bulletin of motor*, 1, 120–123, [in Russian].

21. Pavlenko D.V., Dvirnik Ya.V. (2016). Zakonomernosti iznashivaniya rabochih lopatok kompressora vertoletnyh dvigatelej, ekspluatiruyushihsvya v usloviyah zapylennoj atmosfery [The legislability of the competing blades of the compressor of the helicopter engines, excluding in the lifting atmosphere] [Vestnik dvigatelestroeniya]. *Bulletin of motor*, 1, 42–51. [in Russian].

УДК 669.1:539.538:539.4.019.3:537.621.4

Сажнев В. М. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри машин і технології ливарного виробництва Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: sajhnev@zpu.edu.ua, ORCID: 0000-0002-2095-4958

Сніжної Г. В. д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри мікро- та наноелектроніки Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: snow@zpu.edu.ua, ORCID: 0000-0003-1452-0544

ВПЛИВ ВУГЛЕЦЮ І НЕГАТИВНОЇ ТЕМПЕРАТУРИ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ І ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ АУСТЕНІТНОЇ ВИСОКОМАРГАНЦЕВОЇ СТАЛІ

Мета роботи. Полягає у встановленні впливу вуглецю і марганцю, концентрацій модифікаторів, температури випробувань на фізико-механічні властивості і зносостійкість аустенітної високомарганцевої сталі Г13Л.

Методи дослідження. Визначення ударної в'язкості проводили на маятниковому копрі МК-30А, мікротвердості – на приладі ПМТ-3. Для визначення щільності був застосований метод гідростатичного зважування. Мікроструктурний аналіз та дослідження неметалевих включень проводили на металографічному та електронному мікроскопах. Корозійну стійкість визначали в модельному середовищі з рН9, що відповідало виробничим умовам збагачувальних процесів чорної і кольорової металургії.

Отримані результати. Встановлено, що найкращі показники властивостей сталі 110Г13Л забезпечуються при середніх значеннях концентрацій вуглецю і марганцю в межах стандарту. Для деталей, які працюють при низьких ударних навантаженнях, доцільним є застосування аустенітних зносостійких сталей з концентраціями марганцю на нижньому, а вуглецю на верхньому рівнях в межах стандартного хімічного складу.

Наукова новизна. Уточнені і отримані нові залежності впливу вуглецю, модифікування на структуру, неметалеві включення і фізико-механічні властивості високомарганцевої сталі. Межа міцності сталі з підвищенням вмісту вуглецю монотонно зростає, а залежності, що описують змінення показників пластичності, ударної в'язкості і твердості мають екстремальний характер.

Практична цінність. Запропоновано раціональний метод модифікування для підвищення експлуатаційних характеристик сталей. Досліджено вплив температури випробувань на ударну в'язкість сталі при зміненнях концентрацій вуглецю, як основного показника надійності роботи деталей машин при низьких температурах.

Ключові слова: високомарганцева сталь, модифікування, аустеніт, мартенсит, карбід, межа міцності, ударна в'язкість, зносостійкість.

Вступ

Високомарганцева сталь Г13Л використовуються для виготовлення деталей у гірничорудному устаткуванні, машинобудуванні та ін. Усі ці деталі піддаються зношуванню, при цьому кожна деталь працює в специфічних умовах. Одна зношується при великих динамічних або статичних навантаженнях, інша – при навантаженнях, що вигинають, а третя – піддається тільки абразивному стиранню. Можливо поєднання двох і більше типів руйнівної дії на одну і ту ж деталь. Всім цим діям протистоїть унікальна здібність високомарганцевої сталі зміцнюватись при зовнішніх навантаженнях [1, 2]. На сьогодні, виробництво зносостійких деталей повинно забезпечувати максимальну економічну ефективність, враховуючи високу вартість марганцевих феросплавів. Цю проблему вирішують двома шляхами: використанням економлегованих сталей перлітного класу або варіюванням хімічним складом і технологічними засобами при виробництві виливків з високомарганцевої сталі аустенітного класу. Дослідження і розробка рекомендацій по

раціональному хімічному складу сталі, її комплексному модифікуванню для різних умов експлуатації, забезпечити надійність роботи деталей при зниженні витрат марганцевих феросплавів і є актуальними.

Діючими стандартами і технічними умовами на сталь 110Г13Л, не зважаючи на те, що рівень її міцності і пластичних властивостей, а також зносостійкість в значній мірі визначаються хімічним складом, допускаються достатньо широкі коливання меж вмісту основних елементів [3, 4]. Зниження в сталі концентрацій як вуглецю, так і марганцю, приводить до зниження стабільності аустеніту і при певних хімічних складах в сталі можуть одночасно бути присутніми структури, відмінні від аустеніту [5, 6], що стає причиною значних змін властивостей сталі. А враховуючи, що статичні і динамічні навантаження на швидкозношуваних змінних деталях різних машин значно відрізняються, то разом із зниженням стабільності аустеніту це впливає на зміцнення поверхневого шару деталей, яка є найважливішим чинником їх зносостійкості. Відомо [7–9], що загальний ефект зміцнення складається із зміцнення від пластичної деформації

твердого розчину, від фазових перетворень при розпаді твердого розчину, від зміцнення нових фаз. При цьому ступінь впливу кожного фактора визначається умовами експлуатації і хімічним складом сталі.

Диференційований підхід до вмісту в сталі основних елементів хімічного складу в залежності від умов експлуатації дозволить підвищити ефективність її використання. Як відомо, одним із способів підвищення якісних властивостей сталей є модифікування. Найбільш широке застосування для модифікування сталі 110Г13Л отримали титан, ванадій, кальцій, РЗМ [1], але концентрації їх в сталі за даними різних авторів значно відрізняються. Достатньо висока холодостійкість високомарганцевої сталі дозволяє нормально працювати деталям при низьких температурах. В таких умовах важливим показником роботоздатності стає відсутність аварійних поломок деталей, яка забезпечується в першу чергу рівнем ударної в'язкості сталі. Тому представляло інтерес дослідження впливу модифікаторів на структуру, неметалеві включення, властивості і залежність ударної в'язкості високомарганцевої сталі при негативних температурах випробувань.

Мета роботи

Мета роботи – встановити залежності фізико-механічних властивостей і зносостійкості від вмісту основних хімічних елементів, концентрацій модифікаторів, температури випробувань. Для досягнення поставленої мети досліджено вплив вуглецю, марганцю, модифікування, негативних температур на структуру, фазовий склад, властивості в залежності від умов експлуатації високомарганцевої сталі 110Г13Л.

Матеріал і методика досліджень

Випробування проводили на литих зразках (без механічної обробки), загартованих у воді з температури 1050 °С. Сталі виплавляли в індукційній тигельній печі з основною футеровкою. Концентрація марганцю в сталях варіювалася в межах 13,05–13,60 %, вуглецю 0,8–2,2 %. Вміст інших елементів основного хімічного складу підтримувався на середньому рівні в межах держстандарту для сталі 110Г13Л. Хімічний склад досліджуваних сталей наведено у табл. 1. Розкислення сталей проводили алюмінієм із розрахунку його залишкового вмісту в металі 0,015–0,020 %. Концентрації модифікаторів склали: титан 0,05–0,15 %, ванадій 0,10–0,15 %, кальцій 0,05–0,1 % (в перерахунку на металевий із сілікокальцію), РЗМ 0,02–0,04 %.

Випробування на розрив проводили на машині марки УРМ-50. Для визначення ударної в'язкості зразки з U-образним надрізом випробували на маятниковому копрі МК-30А. Вимірювання твердості проводили на приладі Бринеля, мікротвердості – на приладі ПМТ-3. Визначення ударно-абразивної зносостійкості проводили в лабораторному кульовому млині за відношенням втрат маси еталонних та дослідних зразків. Для визначення щільності був застосований метод гідростатичного зважування.

Корозійну стійкість визначали в модельному середовищі з рН9, що відповідало виробничим умовам збагачувальних процесів чорної і кольорової металургії. Мікроструктурний аналіз та дослідження неметалевих включень проводили на металографічному мікроскопі МИМ-8 та електронному мікроскопі УЭМВ-100К.

Результати досліджень та їх обговорення

Межі вмісту основних хімічних елементів, які встановлені держстандартом для зносостійкої аустенітної сталі 110Г13Л, вміщують в себе оптимальні концентрації марганцю та вуглецю сталі Гадфільда і охоплюють ще достатньо широкі інтервали, що приводить до значних змін у стабільності аустеніту і, відповідно, у властивостях сталі. Крім того, в сучасних умовах при виготовленні виливків із сталі 110Г13Л найчастіше плавки проводять методом переплаву відходів, з використанням відпрацьованих деталей, як основного компонента шихти. При цьому, після розплавлення шихти в дуговій печі, вміст марганцю в металі знижується нижче нижнього рівня хімічного складу сталі 110Г13Л, а вуглецю, навпаки, піднімається на верхній рівень, а інколи і вище нього. Тому компенсувати недолік марганцю треба металевим марганцем, або низьковуглецевим феромарганцем, що значно підвищує собівартість сталі. В результаті, щоб знизити вартість, виливки виготовляють із сталей з марганцем на нижньому рівні, або нижче, а вуглецю – на верхньому, або вище, тобто далеко від класичного складу сталі Гадфільда.

Результати досліджень впливу вуглецю на фізико-механічні властивості та ударно-абразивну зносостійкість високомарганцевої сталі наведені на рис. 1. Дослідження показали, що межа міцності сталі з підвищенням вмісту вуглецю монотонно зростала (рис. 1а), що пояснюється підвищенням її здібності до зміцнення при зростанні концентрації вуглецю.

Криві, що описують змінення показників пластичності, ударної в'язкості і твердості мали екстремальний характер. Спочатку, за рахунок підвищення стабільності аустеніту і зменшення кількості мартенситних фаз при заростанні вмісту вуглецю [4], пластичні характеристики (рис. 1б, в), ударна в'язкість (рис. 1г) і твердість (рис. 1д) зростали. Наявність двох типів мартенситів деформації (ϵ і α') в високомарганцевих сталях підтверджується в роботах [10–12]. Після перевищення концентрації вуглецю інтервалу 1,2–1,3 %, який дуже близько підходить до межі розчинності вуглецю в аустеніті, криві пластичних характеристик і ударної в'язкості змінювали нахил в протилежному напрямі, а твердість навпаки збільшувалася. Показник зносостійкості сталі при ударно-абразивному зношуванні в кульовому млині (рис. 1е) монотонно зростав аналогічно межі міцності.

Залишкові карбіди, які не піддаються розчиненню гартуванням [1] при високих концентраціях вуглецю, по-перше, самі негативно впливають на фізико-механічні властивості сталі, а по-друге, впливають на

рух дислокацій і, відповідно, на перебудову решітки [4]. Тому в високомарганцевій сталі із стабільним аустенітом процес деформаційного двійникування є домінуючим механізмом зміцнення [13].

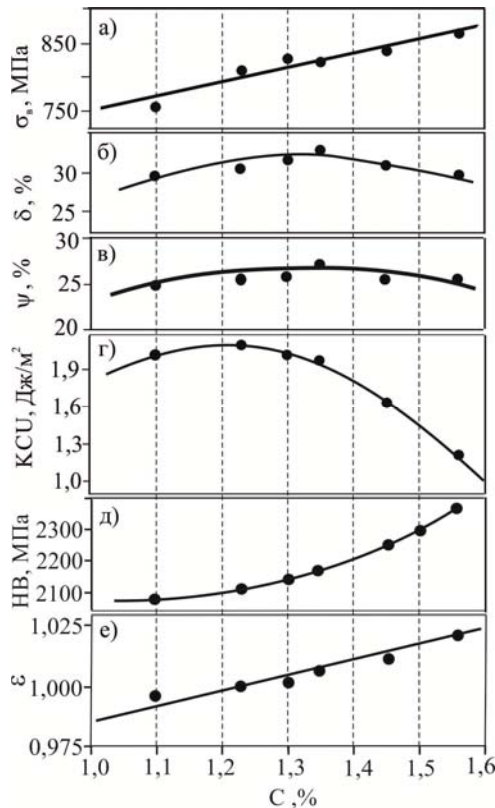


Рисунок 1. Залежність фізико-механічних властивостей сталей Г13Л від вмісту вуглецю:

- a* – межа міцності σ_s ; *b* – відносне видовження δ ;
- v* – відносне звуження Ψ ; *z* – ударна в'язкість КСУ;
- d* – твердість НВ; *e* – зносостійкість при випробуваннях у кульовому млині

Подібні результати досліджень ударно-абразивної зносостійкості сталі з 10 % марганцю по зрівнянню із сталлю 110Г13Л були отримані в роботі [14], автори якої показали, що підвищення зносостійкості сталі з метастабільним аустенітом досягається також додатковим економлегуванням. Дослідження мікротвердості сталі до і після зношування у шаровому млині підтвердили зміцнення поверхневого шару при зношуванні (рис. 2).

Зміцнення поверхневого шару пояснюється формуванням у метастабільному аустеніті при низькому вмісті вуглецю мартенсито-аустенітної структури, а при більших концентраціях вуглецю у стабільному аустеніті – взаємодією атомів вуглецю з дислокаціями, дефектами пакування, двійникуванням, формуванням коміркованої дислокаційної субструктури.

Металографічні дослідження (рис. 3) показали, що структура досліджуваних сталей у литому стані представляла собою аустеніт з включенням великих карбідів. Збільшення вмісту вуглецю більше 1,5 % приводило до утворення суцільної сітки карбідів, розташованих переважно по границям зерен.

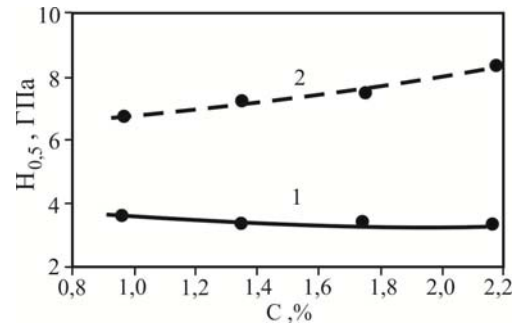


Рисунок 2. Мікротвердість поверхневих шарів зразків сталей Г13Л до і після зношування у кульовому млині: 1 – до зношування; 2 – після зношування

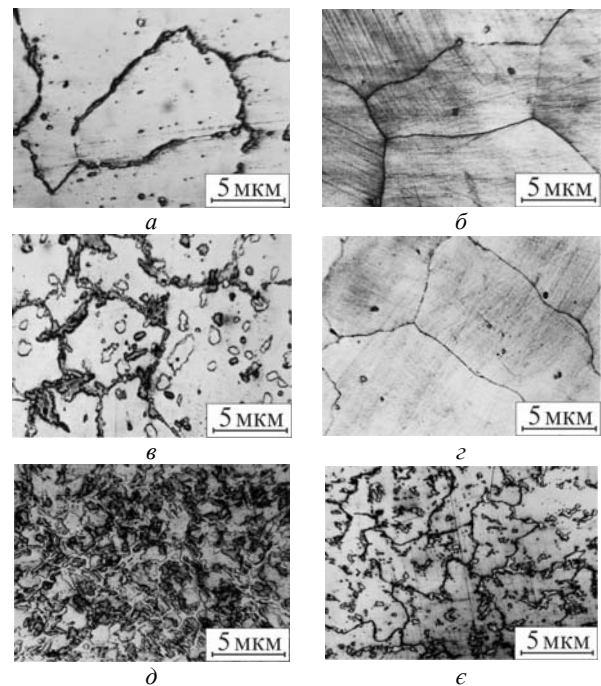


Рисунок 3. Мікроструктура досліджуваних сталей Г13Л:

- a, v, d* – в литому стані; *b, z, e* – в загартованому стані; *a, b* – концентрація вуглецю 0,9%; *v, z* – концентрація вуглецю 1,3%; *d, e* – концентрація вуглецю 1,6%

Вплив різних модифікаторів досліджували в умовах порційної розливки рідкого металу. Для кожного варіанту обробки визначали механічні властивості: ударно-абразивну зносостійкість, глибинний показник корозії, вміст кисню та азоту в сталі, проводили металографічний і мікрофрактографічний аналіз.

Результати випробувань високомарганцевих сталей представлено в таблиці 2. Дослідження показали, що найбільш ефективно підвищення механічних властивостей та ударно-абразивної зносостійкості високомарганцевих сталей забезпечували: титан при його вмісті в металі 0,05–0,15 %, ванадій – 0,10–0,15 % та сумісні присадки алюмінію, титана і ванадію з остаточним вмістом у вказаних межах. Суттєве підвищення механічних властивостей було отримано також при модифікуванні кальцієм в кількості 0,05–0,1 % (в перерахунку на металевий).

Глибинний показник корозії мав незначні зміни в залежності від вмісту модифікаторів, і, що особливо слід відмітити, зниження концентрації марганцю в сталі не приводило до підвищення корозійної стійкості, на відміну від результатів досліджень корозійного поведіння аустенітної TWIP сталі Fe-Mn-Al-Si в розчині хлориду. При збільшенні вмісту марганцю в безвуглецевій аустенітній сталі TWIP збільшується швидкість корозії [15], зростає схильність аустеніту до виникнення фазової суміші ϵ - і α' - мартенситів [16].

Металографічні дослідження сталі 110Г13Л з добавками алюмінію, титану, кальцію, РЗМ та ванадію показали, що природа і форма неметалевих включень безпосередньо зв'язана з вмістом елемента-модифікатора. В сталі, розкисленій алюмінієм, були виявлені глобулярні включення алюмомарганцевих силікатів (рис. 4а). Добавки кальцію і РЗМ приводили до подрібнення і зменшення загальної кількості глобулярних включень. Позитивний вплив цих елементів проявився також в зниженні кисню в металі (див. табл. 2). Величини зерен при добавках кальцію і РЗМ не змінювалися. Модифікування титаном і ванадієм привело утворення нітридів (рис. 4в) і карбонітридів (рис. 4 д). При сумісному модифікуванні алюмінієм, титаном і ванадієм були отримані комплексні включення розмірами 0,5–5,0 мкм (рис. 4ж), які вміщували алюміній, титан, ванадій і азот. Такі включення ідентифікувалися як нітриди алюмінія, титана, ванадія, а також як карбонітриди ванадія. Присадки титану і ванадію в 1,3–1,5 разів подрібнювали зерна аустеніту і робили позитивний вплив на рівномірність розподілу карбідів (Fe, Mn)₃C.

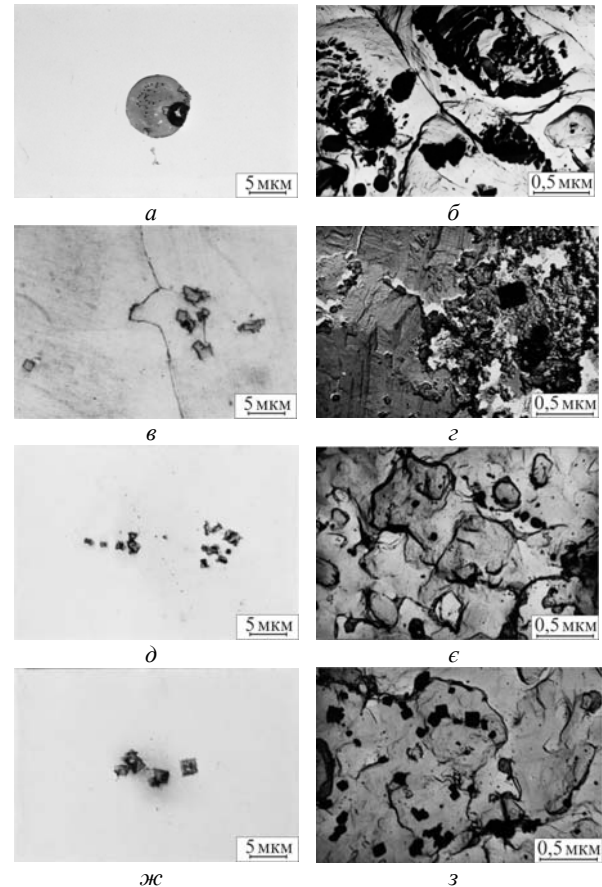


Рисунок 4. Неметалеві включення в модифікованій високомарганцевій сталі:

- а – алюмомарганцевий силікат в сталі, модифікованій алюмінієм (0,015 % Al); б – плівковий нітрид алюмінію (0,015 % Al); в, з – нітрид титану (0,015 % Al + 0,08 % Ti); д – карбонітрид ванадію (0,015 % Al + 0,15 % V); е – нітрид ванадію (0,015 % Al + 0,15 % V); ж, з – нітриди алюмінію, титану і ванадію (0,015 % Al + 0,08 % Ti + 0,15 % V)

Таблиця 1 – Хімічний склад і вміст газів у високомарганцевій сталі 110Г13Л

№	Вміст елементів, мас. %										Присадка Ca, %	Вміст газів, %	
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Al	Ti	РЗМ	V		O ₂	N ₂
1	1,36	13,10	0,66	0,090	0,027	0,29	0,013	–	–	–	–	0,0080	0,0096
2	1,36	13,15	0,68	0,090	0,022	0,30	0,018	0,150	–	–	–	0,0075	0,013
3	1,38	13,15	0,70	0,090	0,023	0,30	0,018	–	–	–	0,10	0,0076	0,013
4	1,30	13,05	0,68	0,090	0,013	0,30	0,016	–	0,03	–	–	0,0050	0,013
5	1,38	13,1	0,70	0,090	0,018	0,28	0,018	–	–	0,15	–	0,0090	0,010
6	1,38	13,63	0,68	0,090	0,021	0,30	0,015	0,075	–	0,15	–	0,0064	0,011

Таблиця 2 – Вплив модифікування на властивості високомарганцевої сталі 110Г13Л

№	Модифікатор	Механічні властивості						Ударно-абразивна зносостійкість, ε	Густина d, г/см ³	Швидкість корозії П, мм/рік
		σ _{0,2} , МПа	σ _в , МПа	δ, %	ψ, %	КCU, МДж/м ²	НВ, МПа			
1	Al	406	810	32,7	29,4	2,12	1870	1,01	7,8050	0,0002
2	Al+Ti	411	834	33,4	29,7	2,33	2020	1,06	7,8116	0,0003
3	Al+Ca	407	842	34,9	30,9	2,24	1920	1,03	7,8110	0,0002
4	Al+РЗМ	398	826	31,4	29,6	2,04	1960	1,07	7,8188	0,0003
5	Al+V	417	831	33,7	30,1	2,31	2070	1,08	7,8160	0,0003
6	Al+Ti+V	426	851	34,1	31,3	2,35	2120	1,10	7,8139	0,0002

Мікрофрактографічні дослідження дозволили встановити, що на властивості високомарганцевої сталі найбільший вплив роблять дрібнодисперсні нітридні включення. В зламах сталі, розкисленій алюмінієм, були виявлені плівкові нітриди алюмінію (рис. 4б), навкруги яких отримала розвиток зона крихкого руйнування. В сталі, модифікованій алюмінієм і титаном, основну масу нітридних включень склали нітриди титану правильної кубічної форми, розмірами 5–20 мкм (рис. 4з). При модифікуванні алюмінієм і ванадієм в сталі були виявлені дрібнодисперсні включення розмірами 0,5–2,0 мкм (рис. 4е). Мікрорентгеноспектральним аналізом цих включень встановлена наявність в них ванадію. При модифікуванні алюмінієм і титаном або алюмінієм і ванадієм в зламах практично були відсутні плівкові нітриди алюмінію. При сумісному модифікуванні алюмінієм, титаном і ванадієм були отримані комплексні включення розмірами 0,5–5,0 мкм, що вміщували алюмінії, титан, ванадій і азот (рис. 4з).

Комплексне модифікування високомарганцевої сталі алюмінієм, титаном і ванадієм сприяло переведенню плівкових включень в об'ємні, що виділялися в рідкій сталі. Ці включення діяли як модифікатори, утворюючи центри кристалізації. Структура сталі помітно подрібнювалась, при цьому послаблювалася дія фосфідної евтектики [1].

Дослідження показали, що раціональними методами модифікування можна досягти підвищення експлуатаційних характеристик нестабільних сталей.

Дослідження впливу температури випробувань на ударну в'язкість високомарганцевої сталі проводили на литих зразках сталі 110Г13Л, загартованих у воді з температури 1050 °С. Ударну в'язкість (КСУ) визначали при температурах +20°С, -20°С, -40°С, -60°С. Охолоджуюче середовище – суміш спирту з рідким азотом. Результати досліджень впливу температури випробувань і концентрацій в сталі марганцю і вуглецю наведені на рис. 5, 6.

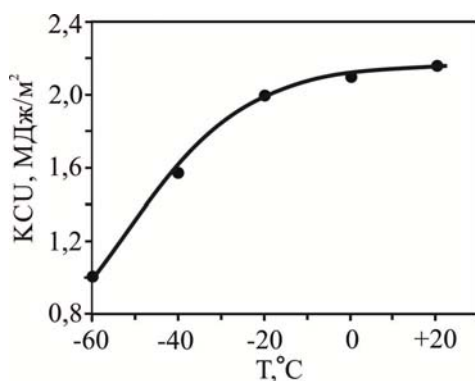


Рисунок 5. Залежність ударної в'язкості високомарганцевих сталей 110Г13Л від температури випробувань

Дослідження впливу модифікування сталі 110Г13Л на ударну в'язкість при низьких температурах (табл. 3) показало, що модифікатори істотно не впливають на її холодостійкість.

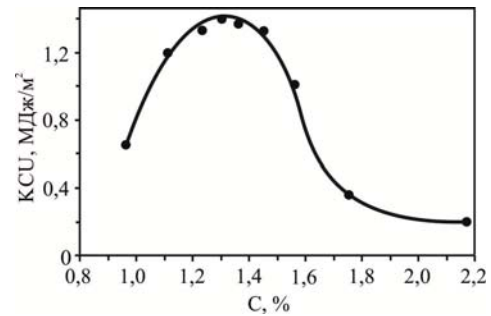


Рисунок 6. Вплив вуглецю на ударну в'язкість сталі 110Г13Л при -40 °С

Таблиця 3 – Ударна в'язкість модифікованих сталей 110Г13Л при різних температурах випробувань.

Розкислювач, модифікатор	КСУ, МДж/м² при t °С			
	+20	-20	-40	-60
Al	2,12	1,97	1,55	0,99
Al, Ti	2,33	2,04	1,58	1,00
Al, Ca	2,24	2,08	1,59	1,05
Al, PЗМ	2,04	2,19	1,80	1,21
Al, V	2,31	1,98	1,53	1,00
Al, Ti, V	2,35	1,63	1,32	0,99

Висновки

1. Уточнені і отримані нові залежності впливу вуглецю на фізико-механічні і службові властивості високомарганцевої сталі.

2. Рекомендовано для деталей, які працюють при значних ударних навантаженнях і для яких найважливішим показником надійності роботи є ударна в'язкість, підтримувати вміст основних елементів на рівні середніх значень держстандарту для сталі 110Г13Л. Для деталей, що працюють при низьких ударних навантаженнях, допустима концентрація марганцю на нижньому рівні держстандарту, а вуглецю – на верхньому, що є актуальним при проведенні плавки сталі методом переплаву відпрацьованих деталей.

3. Рекомендовано метод комплексного модифікування високомарганцевої сталі алюмінієм, титаном і ванадієм, який забезпечує переведення плівкових нітридів алюмінію в тугоплавкі комплексні нітриди алюмінію, титану і ванадію компактної форми. Ці включення діють як модифікатори-коагулятори, утворюючи центри кристалізації, що сприяє подрібненню структури і підвищенню властивостей сталі.

4. Досліджено вплив низьких температур на ударну в'язкість високомарганцевої сталі.

Список літератури

1. Давыдов Н. Г. Высокомарганцевая сталь / Давыдов Н. Г. – М. : Металлургия, 1979. – 176 с.
2. Sabzi M. Hadfield manganese austenitic steel: a review of manufacturing processes and properties. / M. Sabzi, M. Farzam // Materials research express. – 2019. – Vol. 6. – N 10. – P. 1–15. DOI: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab3ee3>

3. Гудремон Э. Специальные стали / Гудремон Э. – М. : Металлургия, 1966. – Т. 1. – 736 с.
4. Богачев И. Н. Структура и свойства железомарганцевых сплавов / И. Н. Богачев, В. Ф. Еголаев. – М. : Металлургия, 1973. – 296с.
5. Bleck W. New insights into the properties of high-manganese steel / W. Bleck // International journal of minerals, metallurgy and materials. – 2021. – Vol. 28. – No. 5. – P. 782–796. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12613-020-2166-1>
6. Influence of austenitization temperature on microstructural developments, mechanical properties, fracture mode and wear mechanism of Hadfield high manganese steel / H. R. Jafarian, M. Sabzi, S. H. Mousavi Anijdan and al. // Journal of materials research and technology. – 2021. – Vol. 10. – P. 819–831. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.12.003>
7. Ol'shanetskii V. E. Structural and magnetic stability of austenite in chromium-nickel and manganese steels with cold deformation / V. E. Ol'shanetskii, G. V. Snezhnoi, V. N. Sazhnev // Metal science and heat treatment. – 2016. – Vol. 58. – N 5. – P. 311–317. DOI: [10.1007/s11041-016-0009-5](https://doi.org/10.1007/s11041-016-0009-5)
8. Сніжної Г. В. Вплив хімічних компонентів на механічні та магнітні властивості високомарганцевих сталей / Г. В. Сніжної, В. М. Сажнев, В. Ю. Ольшанецький // Авіаційно-космічна техніка та технологія. – 2015. – № 8(125). – С. 22–26.
9. Snizhnoi, G. V. Impact of magnetic state of austenite on the phase and structure transformations of wear-resistant Fe-C-Mn-Cr steels under plastic deformation / G. V. Snizhnoi, S.V. Bobyr // Metallofizika i noveishie tekhnologii. – 2012. – Vol. 34 – N 10. – P. 1355–1365.
10. Сніжної Г. В. Наукові основи впливу магнетного стану структури на властивості австенітних сталей : дис. ... докт. техн. наук: 05.02.01 / Сніжної Геннадій Валентинович. – Запоріжжя, 2018. – 390 с.
11. Armağana O. Effects of thermal and deformation on martensitic transformation and magnetic properties in Fe-17%Mn-4.5%X (X = Co and Mo) alloys / O. Armağana, U. Sarib, Ç. Yücela, T. Kırmıdı // Micron. – 2017. – Vol. – 103. – P. 34–44. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.micron.2017.09.007>
12. Seol J. B. Influence of carbon content on the microstructure, martensitic transformation and mechanical properties in austenite/ε-martensite dual-phase Fe-Mn-C steels / J. B. Seol, J. E. Jung, Y. W. Jang, C. G. Park // Acta materialia. – 2013. – N 61. – P. 558–578. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.09.078>
13. Li D. The role of Mn on twinning behavior and tensile properties of coarse- and fine-grained Fe-Mn-C twinning-induced plasticity steels / D. Li, L. Qian, C. Wei, S. Liu, F. Zhang, J. Meng // Materials science and engineering: A. – 2020. – Vol. 789. – id. 139586. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139586>
14. Плюта В. Л. Економнолеговані зносостійкі сплави: проблеми та перспективи / В. Л. Плюта, О. М. Нестеренко, С. В. Бобир // Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії: Зб. наук. тр. ІЧМ НАН України. – 2008. – Вип. 17. – С. 231–239.
15. Fajardoa S. Effect of Mn additions on the corrosion behaviour of TWIP Fe-Mn-Al-Si austenitic steel in chloride solution / S. Fajardoa, I. Llorente, J. A. Jiméneza and al. // Corrosion science. – 2019. – Vol. – 154. – P. 246–243. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.04.026>
16. Ольшанецький В. Ю. Про закономірності формування мартенситних фаз у марганцовистому аустеніті при деформації стисканням / В. Ю. Ольшанецький, Г. В. Сніжної, В. М. Сажнев // Нові матеріали та технології у металургії та машинобудуванні. – 2012. – № 2. – С. 8–14.

Одержано 15.03.2023

THE EFFECT OF CARBON AND NEGATIVE TEMPERATURE ON THE PHYSICAL, MECHANICAL AND OPERATIONAL PROPERTIES OF AUSTENITIC HIGH-MANGANESE STEEL

- Sazhnev V. Ph. D., Associate Professor of the Department of Machines and Technologies of Foundry Production, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: sajhnev@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-2095-4958
- Snizhnoi G. Dr. Sc., Professor, Head of the Department of Micro- and Nanoelectronics, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: snow@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0003-1452-0544

Purpose. It consists in determining the influence of carbon and manganese, concentrations of modifiers, test temperatures on the physical and mechanical properties and wear resistance of austenitic highmanganese steel Г13Л.

Research methods. Determination of impact viscosity was carried out on the МК-30А pendulum probe, microhardness – on the PMT-3 device. The hydrostatic weighing method was used to determine the density. Microstructural analysis and study of non-metallic inclusions were carried out using metallographic and electron microscopes. Corrosion resistance was determined in a model environment with pH9, which corresponded to the production conditions of beneficiation processes of ferrous and non-ferrous metallurgy.

Results. It was established that the best indicators of the properties of steel 110Г13Л are provided at average values of carbon and manganese concentrations within the standard. For parts that work under low shock loads, it is

advisable to use austenitic wear-resistant steels with lower manganese concentrations and higher carbon concentrations within the standard chemical composition.

Scientific novelty. *New dependences on carbon influence, structural modification, non-metallic inclusions, and physical and mechanical properties of high-manganese steel were clarified and obtained. The strength limit of steel increases monotonically with increasing carbon content, and the dependences describing changes in plasticity, impact toughness, and hardness are extreme in nature.*

Practical value. *A rational method of modification to improve the operational characteristics of steels is proposed. The influence of the test temperature on the impact toughness of steel with changes in carbon concentrations was studied, as the main indicator of the reliability of machine parts at low temperatures.*

Key words: *highmanganese steel, modification, austenite, martensite, carbide, yield strength, impact toughness, wear resistance.*

References

1. Davydov, N.G. (1979). *Vysokomargancevaya stal* [Highmanganese steel]. Moscow, Russia: Metallurgiya Publ., [in Russian].
2. Sabzi, M., Farzam, M. (2019). Hadfield manganese austenitic steel: a review of manufacturing processes and properties, *Materials research express*, 6, 0, 1–15. doi: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab3ee3>
3. E. Gudremon, *Specialnye stali* 1966. [Special steels]. Moscow, Russia: Metallurgiya Publ., 1. [in Russian].
4. Bogachev, I. N., Egolaev, V. F., (1973). *Struktura i svoystva zhelezomargancevykh splavov* [Structure and properties of ferromanganese alloys]. Moscow, Russia: Metallurgiya Publ. [in Russian].
5. Bleck W., (2021). New insights into the properties of high-manganese steel”, *International journal of minerals, metallurgy and materials*, 28(5), 782–796. doi: <https://doi.org/10.1007/s12613-020-2166-1>
6. Jafarian, H.R., Sabzi, M., Mousavi Anijdan, S.H., Eivani, A.R., Park, N. (2021). Influence of austenitization temperature on microstructural developments, mechanical properties, fracture mode and wear mechanism of Hadfield high manganese steel, *Journal of materials research and technology*, 10, 819–831. doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.12.003>
7. Ol’shanetskii, V.E., Snezhnoi, G.V., Sazhnev, V.N. (2016). Structural and magnetic stability of austenite in chromium-nickel and manganese steels with cold deformation, *Metal science and heat treatment*, 58(5), 311–317. DOI: 10.1007/s11041-016-0009-5
8. Snizhnoi, H.V., Sazhniev, V.M., Olshanetskyi, V. Yu. (2015). Vplyv khimichnykh komponentiv na mekhanichni ta mahnitni vlastyvoli vysokomarhantsevykh stalei [The influence of chemical components on the mechanical and magnetic properties of high-manganese steels], *Aviatsiino-kosmichna tekhnika ta tekhnolohiia* [Aerospace engineering and technology], 8(125), 22–26. [in Ukrainian].
9. Snizhnoi, G.V., Bobyr, S.V. (2012). Impact of magnetic state of austenite on the phase and structure transformations of wear-resistant Fe-C-Mn-Cr steels under plastic deformation, *Metallofizika i noveishie tekhnologii*, 34(10), 1355–1365.
10. Snizhnoi, G. V. (2018). Naukovi osnovy vplyvu mahnitnoho stanu struktury na vlastyvoli austenitnykh stalei [Scientific basis of the influence of magnetic state of the structure on the properties of austenitic steels], Sc.D. dissertation, Zaporizhzhia Polytechnic National University, Zaporizhzhia, Ukraine. [in Ukrainian].
11. Armağana, O., Sarıb, U., Yücela, Ç., Kırındı, T. (2017). Effects of thermal and deformation on martensitic transformation and magnetic properties in Fe-17%Mn-4.5%X (X = Co and Mo) alloys, *Micron*, 103. 34–44, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.micron.2017.09.007>
12. Seol, J.B., Jung, J.E., Jang, Y.W., Park, C.G. (2013). Influence of carbon content on the microstructure, martensitic transformation and mechanical properties in austenite/ε-martensite dual-phase Fe-Mn-C steels, *Acta materialia*, 61, 558–578. doi: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.09.078>
13. Li, D., Qian, L. Wei, C. Liu, S., Zhang, F., Meng, J. (2020). The role of Mn on twinning behavior and tensile properties of coarse- and fine-grained Fe-Mn-C twinning-induced plasticity steels, *Materials science and engineering: A*, 789, id. 139586. doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139586>
14. Pliuta, V.L., Nesterenko, O.M., Bobyr, S.V. (2008). Ekonomnolehovani znosostiiki splavy: problemy ta perspektyvy [Economically alloyed wear-resistant alloys: problems and prospects], *Fundamentalni ta prykladni problemy chornoj metalurhii: Zb. nauk. tr. IChM NAN Ukrayiny* [Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy: Collected scientific works of Institute of Ferrous Metallurgy of the National Academy of Sciences of Ukraine], 17, 231–239. [in Ukrainian].
15. Fajardoa, S., Llorente, I., Jiménez, J.A., Bastidas, J.M., Bastidas, D.M. (2019). Effect of Mn additions on the corrosion behaviour of TWIP Fe-Mn-Al-Si austenitic steel in chloride solution”, *Corrosion science*, 154, 246–243. doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.04.026>
16. Olshanetskyi, V.Yu. Snizhnoi, H.V. Sazhniev, V.M. (2012). Pro zakonmirnosti formuvannia martensytnykh faz u mar-hantsovyistomu austeniti pry deformatsii styskanniam [On regularities of the formation of martensitic phases in manganese austenite during compression deformation], *Novi materialy ta tekhnolohii u metalurhii ta mashynobu-duvanni* [New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering], 2, 8–14. [in Ukrainian].

УДК 669.714

- Петрашов О. С. старший викладач кафедри «Композиційні матеріали, хімія та технології» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: 04rauchen11@gmail.com*, ORCID: 0000-0003-4880-2216
- Капустян О. Є. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри «Інтегровані технології зварювання та моделювання конструкцій» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: aek@zntu.edu.ua*, ORCID: 0000-0002-8979-8076
- Волчок І. П. д-р техн. наук, професор, професор кафедри «Композиційні матеріали, хімія та технології» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: vol-chok@gmail.com*, ORCID: 0000-0003-1580-0556
- Мітяєв О. А. д-р техн. наук, професор, зав. кафедри «Композиційні матеріали, хімія та технології» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: mityaev@zntu.edu.ua*, ORCID: 0000-0001-9034-1359
- Акімов І. В. канд. техн. наук, доцент, доцент «Композиційні матеріали, хімія та технології» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: kafedra_t_met@zntu.edu.ua*, ORCID: 0000-0001-6076-0149

ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СИЛУМІНУ АК7Ч

Мета роботи. Дослідження і вдосконалення розробленої в Національному університеті «Запорізька політехніка» технології підвищення якості вторинних силумінів. В зв'язку з відсутністю в Україні власного виробництва первинного алюмінію підвищення механічних і службових властивостей вторинних алюмінієвих сплавів, одержаних з брухту є актуальною задачею.

Методи дослідження. Об'єктом досліджень був вторинний алюмінієвий сплав АК7ч хімічного складу, %: 6,72 Si, 0,05 Cu, 0,08 Mn, 0,32 Mg, 0,02 Zn, 0,01 Ti, від 0,49 до 1,59 Fe (5 фракції), решта – Al. Для нейтралізації негативного впливу заліза та інших домішок на механічні властивості вторинного сплаву АК7ч використана комплексна технологія (сортування скрапу, рафінування та модифікування рідкого металу). Вміст комплексної модифікуючої присадки МК-1 становив 0,10%; 0,12%; 0,14%; 0,16% та 0,20% відповідно до зростання вмісту заліза. Межу міцності, відносно видовження та твердості визначали за стандартними методами при кімнатній температурі. Втомні випробування виконували на магніострикційній машині на частоті 18 кГц. Контроль частоти коливань проводили за допомогою частотоміру. Оцінювання впливу частоти навантаження на характеристики втоми сплаву виконували за кривими втоми до довговічності з обмеженою границею витривалості.

Отримані результати. Досягнуто підвищення механічних властивостей, в тому числі, опору руйнуванню при високих частотах навантаження.

Наукова новизна. Одержано нові дані щодо впливу заліза на втомну міцність алюмінієвого сплаву АК7ч.

Практична цінність. Одержані результати розширюють можливості використання вторинних алюмінієвих сплавів. Встановлені залежності можуть бути використані при оптимізації складу вторинних силумінів.

Ключові слова: алюмінієвий сплав АК7ч, модифікування, хімічний склад, механічні властивості.

Вступ

Численні деталі сучасних транспортних машин, літальних апаратів, енергетичних установок та інших механізмів піддаються як статистичним так і циклічним навантаженням в процесі експлуатації. Встановлено, що 70...90% аварій пов'язано з втомними руйнуваннями деталей внаслідок зародження та накопичення в них мікротріщин. У зв'язку з цим важливим критерієм надійності і довговічності механізмів і машин є втомна міцність матеріалів, з яких вони виготовлені.

Серед конструкційних матеріалів алюмінієві

сплави, завдяки малій щільності, високій корозійній стійкості та питомій міцності займають друге місце після сплавів на основі заліза. В даний час застосовують два процеси отримання алюмінію та його сплавів: 1) первинного з глинозему методом електролізу; 2) вторинного з лому та відходів виробництва методом переплаву.

Головною перевагою першого методу є висока якість металу, основним недоліком – високі витрати електроенергії (25...35% від собівартості) та вугільних анодів (близько 15 % від собівартості), а також значне забруднення навколишнього середовища. Безперечною перевагою другого процесу – рециклінгу, є до 20

разів менші енергетичні затрати на виробництво і навантаження на доквілля, основним недоліком – нижча якість металу внаслідок забруднення металевими та неметалевими домішками та газами.

Відомо, що основною проблемою вторинних силумінів є нижча якість порівняно зі сплавами, отриманими з первинного алюмінію. Пояснюється це тим що метал, який надходить на переробку, значною мірою забруднений сторонніми матеріалами – пластиком, мастилами, деталями з інших конструкційних матеріалів. У зв'язку з цим, вторинні сплави алюмінію містять велику кількість комплексних інтерметалідних фаз, в першу чергу, залізовмісних з пластинчастою морфологією неметалевих включень, розчинених газів, відрізняються гетерогенністю структури і тому значно поступаються службовими і механічними властивостями первинним.

Аналіз досліджень та публікацій

Аналіз науково-технічної літератури та досвіду виробництва показує, що основними технологічними процесами, що забезпечують високу якість вторинних алюмінієвих сплавів, є:

- сортування скрапу, що забезпечує отримання необхідного складу при мінімумі небажаних домішок (заліза, магнію та ін.) в сплавах, що отримуються (як правило, у вигляді чушок);

- рафінування, легування та модифікування сплавів з метою зниження газоутримання та пористості, управління розмірами та формою структурних складових, підвищення щільності, механічних та службових властивостей.

На Запорізькому заводі кольорових сплавів було впроваджено «Класифікатор брухту алюмінієвих сплавів після переробки» [1], який, на відміну від чинного стандарту ДСТУ 3211:2009, передбачав більш детальну розбивку брухту на класи та підкласи. Це дозволило забезпечити отримання 100 % придатного металу за хімічним складом, зменшити у ньому вміст заліза з 0,7...1,2 до 0,6...0,9 % та інших небажаних домішок, знизити витрати на переплав [1–3]. Також були розроблені високоефективні та низьковитратні «Флюс для обробки алюмінієвих сплавів» [4] та «Модифікатор для алюмінієвих сплавів» [5], до складу яких увійшли KCl, Na₂CO₃, SiC, S, AlF₃. Хлориди K і Na і фторид Al забезпечували утворення на поверхні розплаву захисної плівки та його рафінування від газів та неметалевих включень. Флюс вдували в розплав за допомогою стисненого азоту. В розплаві сірка переходила в газоподібний стан та сприяла його рафінуванню за методом адсорбції. При цьому карбонат натрію Na₂CO₃ дисоціював та уповільнював швидкість окислення сірки, рафінував розплав за допомогою бульбашок CO₂, а також разом із газоподібною сіркою сприяв збільшенню контактної поверхні рідкий метал – шлак. Ультрадисперсний карбід кремнію (розміри частинок порядку 10 мкм) забезпечував достатню кількість центрів кристалізації, що призводило до зменшення довжини вісів

першого порядку дендритів в 3 рази, а також до збільшення їх кількості на площі шліфу в 1,8...2,0 рази.

У зв'язку з постійним зменшенням первинної сировини та невпинним зростанням кількості вторинної, в світі та в Україні в тому числі, проводяться науково-дослідні роботи, головною метою яких є підвищення якості вторинних алюмінієвих сплавів до рівня первинних. Однією з важливих задач в цьому плані є дослідження та підвищення втомної міцності вторинних сплавів.

Раніше випробування на витривалість в основному проводили при частотах навантаження 50...300 Гц на машинах типу МУІ-6000, МВП-10000 та ін. Ці відомі низькочастотні методи втомних випробувань вимагали значних матеріальних та часових витрат. У Білоруському державному технологічному університеті були розроблені та виготовлені дослідницькі стенди, що дозволяють проводити тестування на частотах 0,3; 2,8; 8,8; 18,0 і 44,0 кГц [6–11]. Для проведення дослідження на зазначених частотах використовували магніострикційні стенди, що працюють в автоколивальному режимі. Активними елементами цих установок, що перетворюють електричні коливання на механічні, виступали магніострикційні перетворювачі. Механічні коливання пакета виникають під впливом змінного магнітного поля, що збуджується високочастотними генераторами. Ефективна робота перетворювачів забезпечується оптимальним рівнем підмагнічування постійним магнітним полем. Використання високочастотного обладнання, наприклад 18 кГц, при якому легкі сплави мають ще несуттєве нагрівання (50...60 °С) в умовах знакозмінного вигину, дозволяє скоротити час випробувань в 18000:300 = 60 разів.

Мета роботи

Визначення шляхів підвищення якості широкозастосовуваного вторинного силуміну АК7ч (АЛ9) на підставі дослідження впливу вмісту заліза та модифікування комплексним модифікатором МК-1 [5] на механічні властивості (σ_b , δ , HRB і σ_{-1}).

Матеріал і методика досліджень

В якості шихти використовували відходи виробництва алюмінієвого сплаву АК7ч хімічного складу: 6,72 % Si, 0,05 % Cu, 0,08 % Mn, 0,32 % Mg, 0,02 % Zn, 0,01 % Ti, від 0,49 до 1,59 % Fe (5 фракцій), решта – Al. Експериментальні 5 фракцій сплаву виплавляли в печі опору в футерованому графітом чавунному тиглі. Зростаючий вміст заліза (0,49 %; 0,78 %; 0,96 %; 1,28 %; 1,59 %) в кожній плавці отримували в результаті відповідної присадки залізного порошку ПЖР2 в розплав при температурі 720±10° С. Після нагріву сплаву до температури 720...730° С його обробляли модифікатором МК-1 [5] за допомогою приспособи «дзвоник» і після витримки 3...5 хв заливали в кокіль. Вміст присадки МК-1 становив 0,10 %; 0,12 %; 0,14 %; 0,16 % та 0,20 % зі зростанням вмісту заліза. З нижньої частини злитків, після термічної обробки за режимом Т6, виготовляли зразки для механічних випробувань на розрив

та для втомних випробувань на частоті 18 кГц.

Результати досліджень

Зростання концентрації заліза значно впливало на рівень механічних властивостей сплаву АК7ч (рис. 1). Згідно з результатами випробувань пластичність сплаву знижувалася в 2,5 рази у досліджуваному інтервалі присадок заліза. Настільки суттєве зниження пластичності пояснюється [12] збільшенням в структурі сплаву кількості залізвмісних фаз Al_5SiFe , Al_7Cu_2Fe , Al_3Fe , які мають несприятливу форму та гальмують рух дислокацій. Залежності границі міцності та твердості від вмісту заліза мали вид кривих з максимумами при 1,0...1,2 % Fe. Згідно з результатами досліджень [13, 14] зі збільшенням у силумінах вмісту заліза до 1,0...1,5 % збільшується кількість інтерметалідних фаз, що виступають у ролі бар'єрів для рухомих дислокацій. Це сприяє незначному зміцненню металеві матриці сплаву. При більш високому вмісті заліза з інтерметалідних фаз формується сітка по межах зерен, що окрихчує сплав і викликає зниження границі міцності при деякому підвищенні твердості силуміну.

Як видно з рисунку 1, застосування заліза до певної концентрації позитивно позначилось на властивостях сплаву АК7ч. У зв'язку з цим наступний етап роботи полягав у дослідженні втомної міцності на частоті 18 кГц [6–11].

На рисунку 2 представлена принципова схема високочастотного випробувального стенду на 18 кГц, а на рисунку 3 – креслення зразка для випробувань.

Під дією зворотно-поступальних переміщень вгору-вниз перетворювача і концентратора зразок здійснює згинальні рухи з частотою 18 кГц. Реєстрація змін резонансної частоти коливань системи дозволяла контролювати ступінь втомного пошкодження матеріалу зразка. Зменшення жорсткості та зниження власної частоти моделей, що були досліджені, супроводжувалося розвитком субмікроскопічних, а потім мікроскопічних і макроскопічних тріщин втоми. Падіння частоти коливань призводило до підвищення напруги збудження, котра подається на підсилювач, що давало можливість за допомогою приладу ПСА встановлювати момент відключення системи при досягненні заданого ступеню пошкодження зразку.

Контроль частоти коливань проводили за допомогою частотоміру, що дозволяв визначати динаміку втомного пошкодження зразків. Оцінювання впливу частоти навантаження на характеристики втоми сплаву проводили за кривими втомної довговічності з обмеженою границею витривалості.

Розробниками високочастотних стендів встановлено, що характеристики втомної довговічності досліджених матеріалів, практично не залежать від частоти навантаження. Суттєво впливає лише величина циклічних напруг, тому з їх підвищенням дистанція між кривими втомної довговічності збільшується (рис. 4).

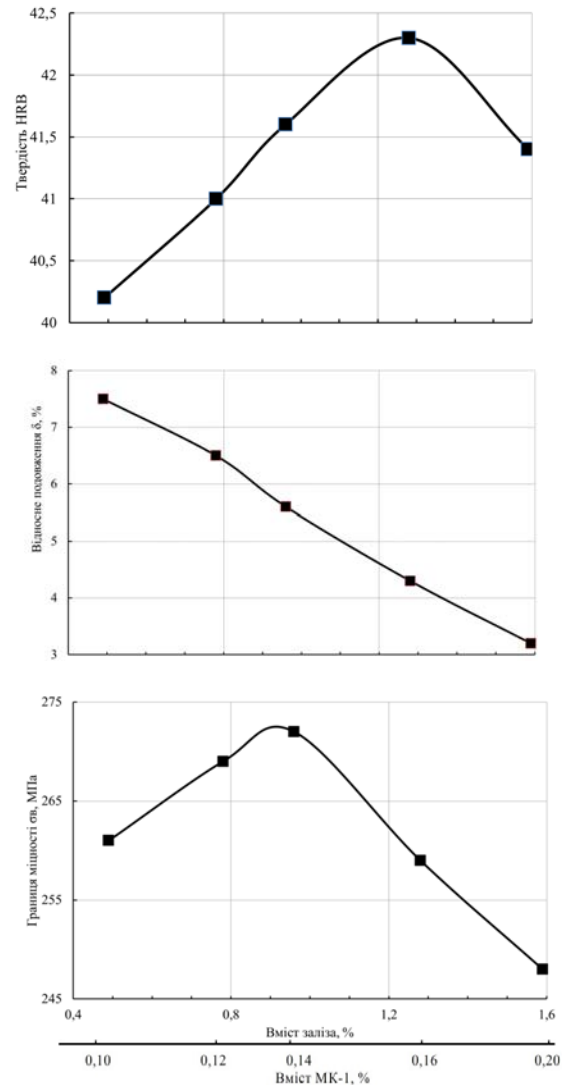


Рисунок 1. Вплив заліза на механічні властивості вторинного сплаву АК7ч

Обговорення

Результати експериментів демонструють, що форма кривих втоми зі збільшенням частоти навантаження не змінюється. Алюмінієві сплави не мають горизонтальної ділянки, як на низьких так і на високих частотах. Криві втоми для різних частот розташовуються практично еквідистантно. Для всіх досліджених матеріалів характерно монотонне підвищення втомної довговічності зі зростанням частоти навантаження, що спостерігається для різних баз випробувань в умовах знакозмінного вигину.

З метою визначення впливу заліза на опір втомному руйнуванню були проведені випробування п'яти фракцій АК7ч (див. рис. 1) при циклічному навантаженні із частотою 18 кГц. Результати досліджень представлені у виді кривих втоми в напівлогарифмічних координатах σ_a -lgN на рисунку 5.

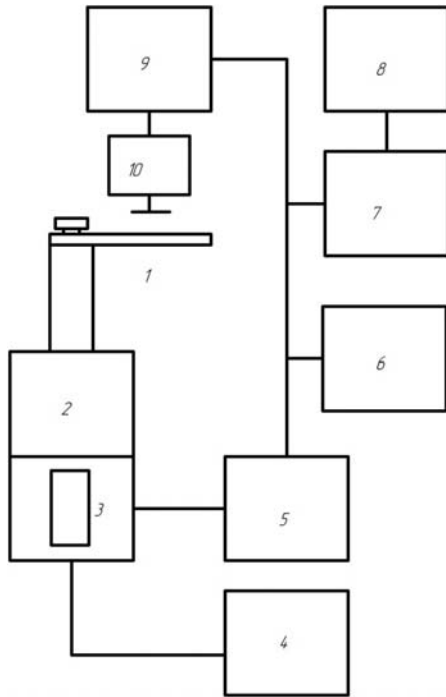


Рисунок 2. Принципова схема високочастотного випробувального стенду [6–11]:

- 1 – зразок; 2 – концентратор; 3 – перетворювач;
 4 – блок підмагнічування; 5 – підсилювач УПВ-5; 6 – осцилограф С1-64; 7 – частотомір ЧЗ-35; 8 – цифродрук Ф30;
 9 – прилад стабілізації амплітуди ПСА; 10 – вібрметр МРТІ

Аналіз графічного представлення результатів випробувань свідчить про незначне зменшення відстані між кривими у процесі збільшення числа циклів знакозмінного вигину. Зі збільшенням вмісту заліза в сплаві у всьому діапазоні баз випробувань мало місце зниження границі витривалості σ_{-1} (рис. 6).

При зростанні концентрації заліза з 0,49 % до 1,59 % зниження для баз випробувань 10^6 і 10^7 циклів було практично однаковим та становило 26...28 % (рис. 6).

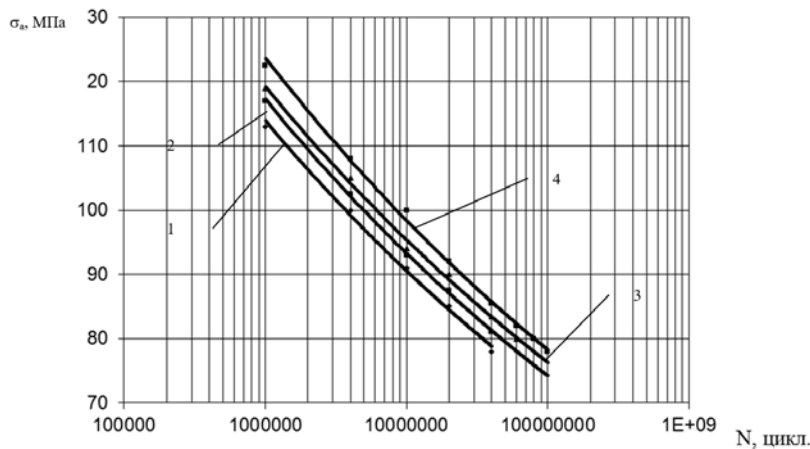


Рисунок 4. Втомні криві сплаву Д16 при знакозмінному вигині:

- 1 – частота випробувань 0,3 кГц; 2 – частота випробувань 3,0 Гц; 3 – частота випробувань 8,8 кГц;
 4 – частота випробувань 18,0 кГц

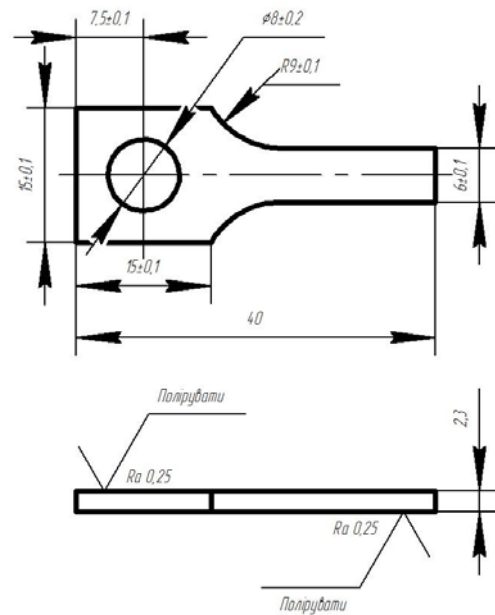


Рисунок 3. Креслення зразка для навантаження знакозмінним вигином з частотою 18 кГц

Висновки

1. Досліджено вплив вмісту заліза та комплексного модифікування на механічні властивості вторинного силуміну АК7ч (АЛ9).
2. Досліджено процеси втомного руйнування сплавів Д16 і АК7ч під дією циклічних навантажень із частотою 18 кГц.
3. Показано, що для досягнення вторинними силумінами рівня механічних властивостей, близького до рівня властивостей первинних сплавів, необхідно застосування комплексної технології, що включає якісне сортування брухту, рафінування та модифікування рідкого металу.

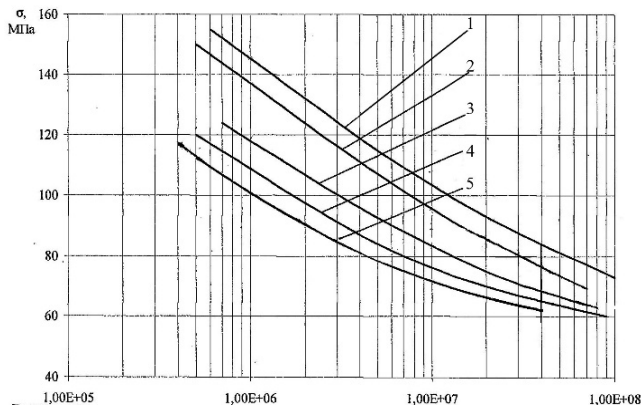


Рисунок 5. Результати втомних випробувань сплаву з різним вмістом заліза на частоті 18 кГц:
1 – 0,49% Fe; 2 – 0,78% Fe; 3 – 0,96% Fe; 4 – 1,28% Fe;
5 – 1,59% Fe

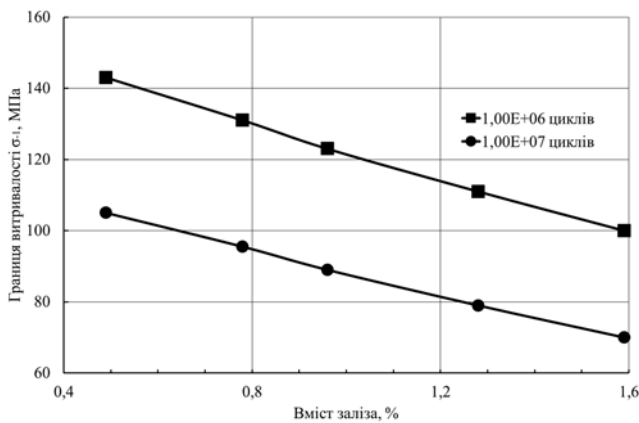


Рисунок 6. Вплив заліза на границю витривалості АК7ч (після термообробки за режимом Т6)

Список літератури

1. Мітяєв О. А. Науково-технологічні основи формування структури фізико-механічних і службових властивостей вторинних силумінів: дис. на здобуття ступеня доктора техн. наук: спец. 05.02.01 «Матеріалознавство» / О. А. Мітяєв. – Запоріжжя. – 2008. – 285 с.
2. Рязанов С. Г. Тенденции и проблемы использования вторичных алюминиевых сплавов / Рязанов С. Г., Митяев, А. А., Волчок, И. П. // Наука і Technologia: Труды VI конференції. – Закарпаття, 2003. – С. 99–102.
3. Рязанов С. Г. Пути повышения качества вторичных алюминиевых сплавов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2001. – № 1. – 70 с.

4. Пат. 58793А Україна, МКИ С22В21/06, С22В9/10. Флюс для обработки алюминиевых сплавов. [Текст] / Волчок И. П., Митяев О. А. Рязанов С. Г. заявник та патентоутримувач Запорізький нац. техн. ун-т. – №2002108362 : заявл. 22.10.2002 ; опубл. 15.08.2003. Бюл. № 8.

5. Пат. 57584А Україна, МКВ С22С 1/06. Модификатор для алюминиевых сплавов [Текст] / Волчок И. П., Митяев О. А. ; заявник та патентоутримувач Запорізький нац. техн. ун-т. – №2002108343: заявл. 21.10.2002 ; опубл. 16.06.2003, Бюл. №6.

6. Блохин А. В. Комплекс оборудования для усталостных испытаний элементов технологического оборудования / А. В. Блохин, Ф. Ф. Царук, Н. А. Гайдук // Труды БГТУ. Сер. II, Лесная и деревообаб. пром-сть. – 2002. – Вып. X. – С. 213–215.

7. Царук Ф. Ф. К методике исследования усталостных свойств конструкционных материалов / Ф. Ф. Царук, С. Е. Бельский, А. В. Блохин // Труды БГТУ. Сер. II, Лесная и деревообаб. пром-сть. – 2003. – Вып. XI. – С. 233–236.

8. Блохин А. В. Развитие комплекса оборудования для усталостных испытаний конструкционных материалов / А. В. Блохин // Труды БГТУ. Сер. II. Лесная и деревообаб. пром-сть, 2004. – Вып. XII. – С. 263–266.

9. О влиянии сил вязкости на движение дислокационного сегмента и распространение упругих колебаний в металлах / В. Р. Соболев, О. Н. Мазуренко, П. Н. Логвинович и др. // Доклады национальной академии наук Беларуси. 2007. – Т. 51. – № 3. – С. 121–124.

10. Температурные механизмы взаимодействия дислокаций с примесями в процессах передачи энергии упругих колебаний / В. Р. Соболев, П. Н. Логвинович, С. Е. Бельский, А. В. Блохин // Инженерно-физический журнал. 2007. Т. 80. № 4. – С. 193–199.

11. Блохин, А. В. Повышение усталостных характеристик литейных алюминиевых сплавов, полученных с использованием вторичного сырья методом термоциклической обработки / А. В. Блохин // Литье и металлургия. – 2009. – №4. С. 72–75.

12. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Л. Ф. Мондольфо [пер. с англ.].— М. : Металлургия, 1979. – 640 с.

13. Лютова О. В. Повышение технологических и механических свойств доэвтектических вторичных силуминов: дис. на здобуття ступеня кандидата техн. наук : спец. 05.02.01 «Матеріалознавство» / О. В. Лютова. – Запоріжжя. – 2012. – 127 с.

14. Підвищення якості вторинних силумінів в умовах сучасного виробництва / І. П. Волчок, О. А. Мітяєв, Р. О. Фролов та ін. / Вісник ХНАДУ, вип. 91. – 2020. – С. 105–110.

Одержано 16.03.2023

RESEARCH AND IMPROVEMENT OF THE MECHANICAL PROPERTIES OF SILUMIN AK7CH

- Petrashov O. Senior lecturer of the of the Department “Composite Materials, Chemistry and Technologies”, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: 04rauchen11@gmail.com, ORCID: 0000-0003-4880-2216
- Kapustian O. Cand. Sc., Associate Professor of the Department “Integrated technologies of welding and modeling of structures”, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: aek@zntu.edu.ua, ORCID: 0000-0002-8979-8076
- Volchok I. Dr. Sc., Professor, Professor of the Department “Composite Materials, Chemistry and Technologies”, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: volchok@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0003-1580-0556
- Mityaev O. Dr. Sc., Professor, Head of the Department “Composite Materials, Chemistry and Technologies”, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: mityaev@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0001-9034-1359
- Akimov I. Cand. Sc., Associate Professor of the Department “Composite Materials, Chemistry and Technologies”, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: kafedra_t_met@zntu.edu.ua, ORCID: 0000-0001-6076-0149

Purpose. Research and improvement of the technology of improving the quality of secondary silumins developed by Zaporizhzhya Polytechnic National University. Due to the lack of own production of primary aluminum in Ukraine, improving the mechanical and service properties of secondary aluminum alloys obtained from scrap is an urgent task.

Research methods. The object of research was the secondary aluminum alloy AK7ч with chemical composition, %: 6.72 Si, 0.05 Cu, 0.08 Mn, 0.32 Mg, 0.02 Zn, 0.01 Ti, from 0.49 to 1.59 Fe (5 fractions), the rest – Al. To neutralize the negative effect of iron and other impurities on the mechanical properties of the secondary alloy AK7ч, a complex technology (sorting of scrap, refining and modification of liquid metal) was used. The content of the complex modifying additive MK-1 was 0.10%; 0.12%; 0.14%; 0.16% and 0.20%, respectively, with increasing iron content. Yield strength, elongation, and hardness were determined by standard methods at room temperature. Fatigue tests were performed on a magnetostriction machine at a frequency of 18 kHz. Control of the frequency of oscillations was carried out using a frequency meter. The influence of the load frequency on the fatigue characteristics of the alloy was evaluated using the fatigue life curves with a limited endurance limit.

Results. An increase in mechanical properties, including resistance to destruction at high load frequencies, has been achieved.

Scientific novelty. New data were obtained on the effect of iron on the fatigue strength of aluminum alloy AK7ч.

Practical value. The obtained results expand the possibilities of using secondary aluminum alloys. The established dependencies can be used in the optimization of the composition of secondary silumins.

Key words: aluminum alloy AK7ч, modification, chemical composition, mechanical properties.

References

- Mityaev, O. A. (2008). Naukovo-tehnolohichni osnovy formuvannya struktury fizyko-mekhanichnykh i sluzhbovykh vlastyvostei vtorynykh syluminiv [Scientific and technological basis of formation of the structure of physical-mechanical and service properties of secondary silumins]. Zaporizhzhia, 285.
- Ryazanov, S. G., Mityaev, A. A., Volchok, I. P. (2003). Trends and problems in the use of secondary aluminum alloys. Proceedings of the VI Conference Nauka i Technologia : Zakopane (Ukraine), 99–102.
- Ryazanov, S. G. (2001). Puti povysheniya kachestva vtorynykh alyuminiyevykh splavov [Ways to improve the quality of secondary aluminum alloys]. *New materials and technologies in metallurgy and machine building*, № 1, 70.
- Volchok, I. P., Mityaev, O. A., Ryazanov, S. G. (2003). Flux for processing aluminum alloys. Patent of Ukraine for useful model. C22B21/06, C22B9/10. № 58793A; declared 22.10.2002; published 15.08.2003, 8.
- Volchok, I. P., Mityaev, O. A. (2003). Modifier for aluminum alloys. Patent of Ukraine for useful model. C22S 1/06. № 57584A; declared 21.10.2002; published 16.06.2003, 6.
- Blokhin, A. V., Tsaruk, F. F., Gaiduk, N. A. (2002). Kompleks oborudovaniya dlya ustalostnykh ispytaniy elementov tehnologicheskogo oborudovaniya [Complex of equipment for fatigue testing of elements of technological equipment]. Proceedings of BSTU. Ser. II, Forestry and woodworking. prom., X, 213–215.
- Tsaruk, F.F., Belsky, S. E., and Blokhin, A. V. (2003). K metodike issledovaniya ustalostnykh svoystv konstruktsionnykh materialov [Towards a Method for Studying

the Fatigue Properties of Structural Materials]. Proceedings of BSTU. Ser. II, Forestry and woodworking. prom., XI, 233–236.

8. Blokhin, A. V. (2004). Razvitie kompleksa oborudovaniya dlya ustalostnykh ispytaniy konstruktsionnykh materialov [Development of a complex of equipment for fatigue testing of structural materials]. Proceedings of BSTU. Ser. II. Forestry and woodworking. Prom., XII, 263–266.

9. Sobol, V. R., Mazurenko, O. N., Logvinovich, P. N., Belsky, S. E., Blokhin, A. V. (2007). O vliyaniy sil vyazkosti na dvizhenie dislokatsionnogo segmenta i rasprostranenie uprugih kolebaniy v metallah [On the influence of viscosity forces on the motion of a dislocation segment and the propagation of elastic vibrations in metals]. Reports of the National Academy of Sciences of Belarus, 51 (3), 121–124.

10. Sobol, V. R., Logvinovich, P. N., Belsky, S. E., Blokhin, A. V. (2007). Temperaturnye mehanizmy vzaimodeystviya dislokatsiy s primesyami v processah peredachi energii uprugih kolebaniy [Temperature mechanisms of interaction of dislocations with impurities in the processes of energy transfer of elastic vibrations]. *Engineering Physics Journal*, 80 (4), 193–199.

11. Blokhin, A. V. (2009). Povyshenie ustalostnykh harakteristik litejnykh alyuminievykh splavov, poluchennykh s ispolzovaniem vtorichnogo syrya metodom termociklicheskoy obrabotki [Improving the fatigue characteristics of cast aluminum alloys obtained using secondary raw materials by thermal cycling]. *Casting and metallurgy*, 4, 72–75.

12. Mondolfo, L. F. (1979). Struktura i svoystva alyuminievykh splavov [Structure and properties of aluminum alloys] [transl. from English]. Moscow, Russia: Metallurgy, 640.

13. Lyutova, O. V. (2012). Povyshenie tehnologicheskikh i mehanicheskikh svoystv doevtekticheskikh vtorichnykh siluminov [Improving the technological and mechanical properties of hypoeutectic secondary silumins]. *Zaporozhye*, 127.

14. Volchok, I. P., Mityaev, O. A., Frolov, R. O. (2020). Pidvyshchennia yakosti vtorynnykh syluminiv v umovakh suchasnoho vyrobnytstva [Improving the quality of secondary silumins in the conditions of modern production]. *KHNADU Herald*, 91, 105–110.

УДК 669.1.017:620.18

- Куницька І. М. канд. техн. наук, старший науковий співробітник Державного підприємства «Український науково-дослідний інститут спеціальних сталей, сплавів та феросплавів (ДП «УкрНДІспецсталь»), e-mail: yaispector@gmail.com, ORCID: 0000-0002-5408-2326
- Ястребова О. Ф. старший лаборант кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: kafedra_fm@zntu.edu.ua
- Рубан В. Т. старший викладач кафедри охорони праці навколишнього середовища Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: rubanopns@gmail.com, ORCID: 0000-0003-2339-1035
- Джус А. В. асистент кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: kafedra_fm@zntu.edu.ua, ORCID: 0000-0002-6474-0732
- Ольшанецький В. Ю. д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: olshan@zr.edu.ua, ORCID: 0000-0002-9485-4896

ОСОБЛИВОСТІ ВИЯВЛЕННЯ ТА ОЦІНЮВАННЯ ЗЕРНА АУСТЕНІТУ В КОНСТРУКЦІЙНИХ ЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ

Мета роботи. Встановлення ефективних та коректних методик виявлення зеренної структури в конструкційних середньовуглецевих сталях з урахуванням рекомендацій сучасних стандартів (ДСТУ ISO, ASTM, ГОСТ) з метою достовірного визначення величини аустенітного зерна, здавання в експлуатацію металу з відомою та необхідною, згідно нормативно-технічної документації (технічних вимог, креслень), якістю.

Методи дослідження. Проведено металографічний аналіз мікроструктури та оцінювання зерна шляхом порівняння зображення, виявленого на полірованих і травлених з використанням різних хімічних реактивів мікрошліфах термopolішуваної сталі 40XH2MA-III з еталонами шкал стандартів.

Отримані результати. Дослідженнями конструкційної легованої сталі 40XH2MA-III встановлено, що найбільш ефективним реактивом, який найкраще виявляє межі вихідних аустенітних зерен в середньовуглецевих легованих сталях є стандартний реактив – насичений водний розчин пікринової кислоти. В результаті травлення у цьому реактиві формується видиме зображення зеренної структури у вигляді чіткого контрасту світлих ділянок тіла зерна та темних ліній меж зерен, що дозволяє виконати коректне порівняння структури із зображеннями еталонів на шкалах.

Наукова новизна. На прикладі термopolішуваної сталі 40XH2MA-III розглянуто шляхи з подальшого розвитку уявлень щодо вибору ефективного хімічного реактиву з метою виявлення та формування видимої, згідно вимог методичних стандартів зеренної структури в конструкційних середньовуглецевих сталях, належного і достовірного оцінювання величини аустенітного зерна з використанням еталонів шкал стандартів.

Практична цінність. Запропонована коректна методика виявлення вихідного аустенітного зерна, яка дозволяє достовірно визначити величину зерна та якість з цього параметру різних конструкційних сталей, у тому числі для виготовлення відповідальних деталей повітряних та космічних літальних апаратів.

Ключові слова: конструкційні леговані сталі, відповідальні деталі, повітряні літальні апарати, розмір аустенітного зерна, межі зерен, мікроструктура, шкали, методика, стандарти, реактиви, розчин пікринової кислоти.

Вступ

Сучасна металографія являє собою комплекс якісних і кількісних методів аналізу структури металевих матеріалів, з використанням сучасного металографічного обладнання, засобів комп'ютерної техніки та тематичного оброблення експериментальних даних.

Важливим етапом металографічного дослідження мікроструктури будь-яких спеціальних сталей та сплавів з метою вивчення впливу хімічного впливу, тер-

мічної обробки на будову металу є підготування зразків. Зразок повинен адекватно відображати стан структури матеріалу. Підготовка зразка включає, насамперед, створення ідеальної дзеркальної поверхні. Наступною окремою операцією, що дозволяє виявити структури матеріала зразка, є металографічне травлення. На полірованій поверхні нетравлених зразків визначають наявність неметалевих включень, які мають забарвлення, деяких карбідів, тріщин. Але для виявлення

структурних складових, чіткого їх розташування в мікроструктурі, отримання зображення зеренної структури проводять металографічне травлення. Зазвичай операція травлення починається з вибору метода травлення (хімічне, електролітичне травлення у розчинах, іонне). Найбільш розповсюдженим є хімічне травлення. Отримання належного зображення мікроструктури в оптичному мікроскопі досягається за рахунок обрання відповідного реактиву. Травлення у розчинах полягає у зануренні зразка в обраний розчин або методом втирання реактиву за допомогою ватного тампону. Операція травлення завершується промивкою і сушінням зразка.

В представленій роботі наводяться результати з дослідження найбільш ефективного хімічного реактиву для виявлення зеренної мікроструктури конструкційних легованих сталей.

Аналіз досліджень та публікацій

Багатолітній досвід металознавчої науки з виявлення мікроструктури відображений в довідниковій літературі із зазначенням складу та кількості реактивів для травлення [1, 2]. Під час травлення полірованих металевих поверхонь хімічними реактивами відбувається диференціація структурних складових, яка є результатом неоднакової швидкості розчинення фаз та створення рельєфу. При збільшенні часу процесу хімічного травлення рельєф стає більш різко вираженим. Завдяки вибору часу травлення, концентрації реактиву можна змінювати його хімічну активність та розчинність металу та регулювати ступінь рельєфу, що забезпечить оптимальні умови спостереження виявлених об'єктів мікроструктури при заданому збільшенні. Реактиви для травлення мікроструктури досить різноманітні. Так, для одного і того ж матеріалу можуть бути використані декілька розчинів, які здатні виявити усі або ж залишити невидимими деякі структурні складові, надати їм різного кольору та ін.

Реактиви для виявлення мікроструктури не завжди можуть витравити межі зерен. Найбільш розповсюдженими реактивами, які використовуються для виявлення розміру вихідного аустенітного зерна, дрібнозернистих структур у середньовуглецевих легованих сталях та інших сталях є розчини з вмістом у складі пікринової кислоти – жовтих кристалів $(\text{NO}_2)_3\text{C}_6\text{H}_2\text{OH}$ [3–12]. Ефективним також вважають змінне використання двох реактивів, один з яких містить пікринову кислоту [3]. Реактиви для витравлення границь зерен наводяться у найбільш вживаних методичних стандартах з оцінювання зерна, таких як ASTM E112, ДСТУ ISO 643:2009, ГОСТ 5639 [13–16]. Отримані зображення зеренної структури повинні забезпечити коректне порівняння розмірів зерен досліджуваного зразка металу з еталонами на шкалах, що і являє собою процедуру оцінювання зерна згідно цих стандартів. Отже, операція травлення мікрошліфа – це відповідальна операція, від якої залежить результат дослідження, контролю металу та встановлення відповідності якісних характеристик структури вимогам тех-

нічних умов, креслень, що є важливим для особливо відповідальних деталей (першої групи контролю) авіаційної та вертолітної техніки, оборонної, транспорту та інших відповідальних галузей промисловості.

Мета роботи

Основною метою цієї роботи є уточнення особливостей та розроблення коректної методики виявлення і оцінювання зеренної мікроструктури конструкційних легованих сталей на прикладі середньовуглецевої сталі 40ХН2МА-Ш.

Матеріал і методика досліджень

Досліджували зразки сталі 40ХН2МА-Ш, відібрані від матеріалу поковки та деталі «Наконечник» на половинках зразків після випробування на ударний згин при кімнатній температурі. Поковки приходили на підприємство «Мотор Січ» термічно обробленими. Режим термічної обробки у стані поставлення: нормалізація, 920 °С та відпуск при 670 °С. Термічну обробку деталі проводили в умовах термічного цеху АТ «Мотор Січ» за режимом: гартування, 850 °С, відпуск, 580 °С. Також, досліджували зразки після термічної обробки в умовах Управління Головного металурга АТ «Мотор Січ», проведеної за наступними експериментальними режимами:

- нормалізація, 920 °С, 1 год 15 хв (три рази), відпуск при 670 °С, 1 год 15 хв, повітря;
- гартування 850 °С, масло, відпуск, 620 °С, повітря.

Зеренну структуру сталі 40ХН2МА-Ш виявляли шляхом хімічного травлення. Порівнювали ефективність двох реактивів. По-перше, використовували підігрітий до 60–70 °С насичений водний розчин пікринової кислоти, тривалість травлення складала 15–20 хв. Потім травлену поліровану поверхню очищували содою, промивали під проточною водою, просушували фільтрувальним папером. Також досліджували вплив другого реактиву – проводили занурення на 3–5 с полірованої поверхні зразка у 7 %-й розчин азотної кислоти в спирті, промивали зразок під проточною гарячою водою та сушили фільтрувальним папером.

Досліджували також сталі 30ХН2ВФМА-Ш, 18ХН4МА-Ш.

Металографічні дослідження зразків проводили за допомогою спостереження зразків у оптичному мікроскопі AxioObserver D1M («Carl Zeiss») при збільшеннях 100–500 крат в умовах Бюро металографічних досліджень Управління Головного металурга АТ «Мотор Січ». Оцінювання розміру зерна відбувалося шляхом порівняння зображення поверхні травлених мікрошліфів з еталонами на шкалах 1 і 2 ГОСТ 5639.

Результати досліджень та їх обговорення

В результаті травлення в розчині пікринової кислоти та наступним оглядом всієї травленої поверхні зразків сталі 40ХН2МА-Ш встановлено, що відбулося виявлення зеренної структури (рис. 1). В металографічному мікроскопі спостерігали чіткі темні меж зерен

на фоні більш світлого тіла аустенітного зерна. Отримана картина відповідає зображенням зерен стандартної шкали 1 ГОСТ 5639 (рис. 2), також основним вимогам стандартів з оцінювання зерна, а саме – оцінювання зерна проводиться на зображеннях з видимими межами зерен [14–16]. Порівняння виявленої структури з еталонними зображеннями шкали 1 ГОСТ 5639 дозволило оцінити величину зерна такою, що відповідає номеру 8–9, тобто середній діаметр зерна дорівнює 15–22 мкм.

Ефективність травлення у використаному реактиві корелює із рекомендаціями стандартів з металографічного методу оцінювання зерна середньовуглецевих сталей. Так, успіх використання пікринової кислоти насамперед залежить від наявності фосфору у

сталі (не менше 0,005 % P). Результати травлення можна покращити відпусканням сталі для виділення атомів фосфору на межі зерен. Досліджувана в представленій роботі сталь 40ХН2МА-Ш, отримана методом шлакового переплаву, є достатньо чистою за фосфором, вміст якого в хімічному складі, все ж таки, достатній для декорування меж зерен загартованого та відпущеного мартенситу. Отже, використання пікринової кислоти для сталі 40ХН2МА-Ш виявилось ефективним з огляду на створення дефектної структури межі зерен – за рахунок викривлення кристалічної ґратки дислокаціями та розташування у цих ділянках атомів фосфору.

Навпаки, травлення зразків сталі 40ХН2МА-Ш в 7 %-му розчині азотної кислоти не призвело до виявлення зеренної структури, межі зерен залишилися невидимі (рис. 3).

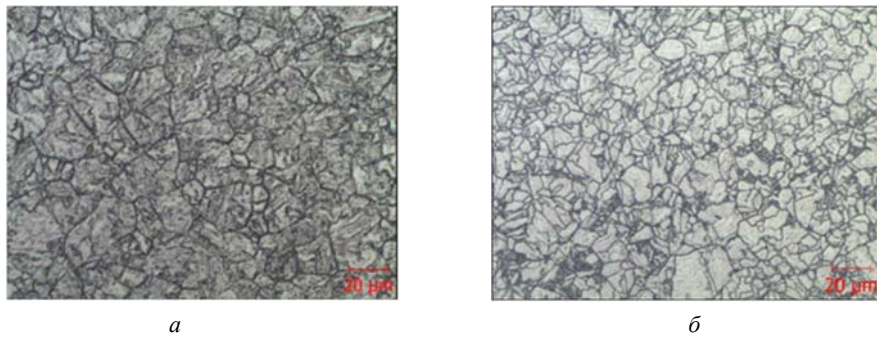


Рисунок 1. Аустенітне зерно в сталі 40ХН2МА-Ш: гартування, 850 °С, відпуск 580 °С (а), нормалізація, 920 °С, 1 год 15 хв (три рази), відпуск, 670 °С, 1 год 15 хв, повітря (б). Травлення в насиченому розчині пікринової кислоти, $\times 500$

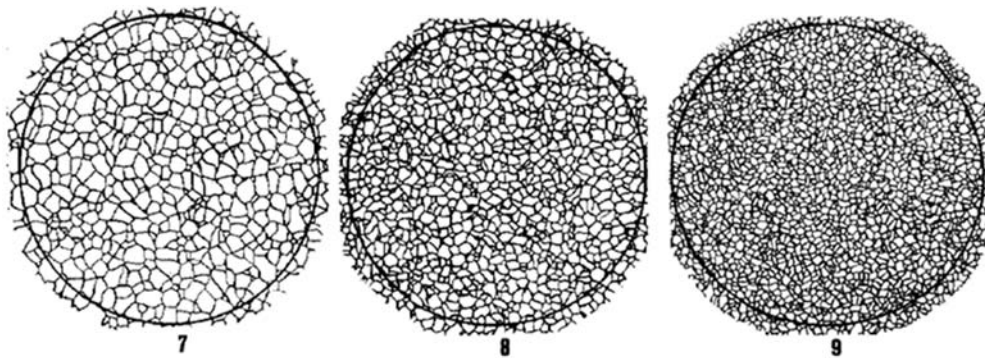


Рисунок 2. Зображення зерна з номером 7 – 9 на еталонах шкали 1 ГОСТ 5639-82, $\times 100$

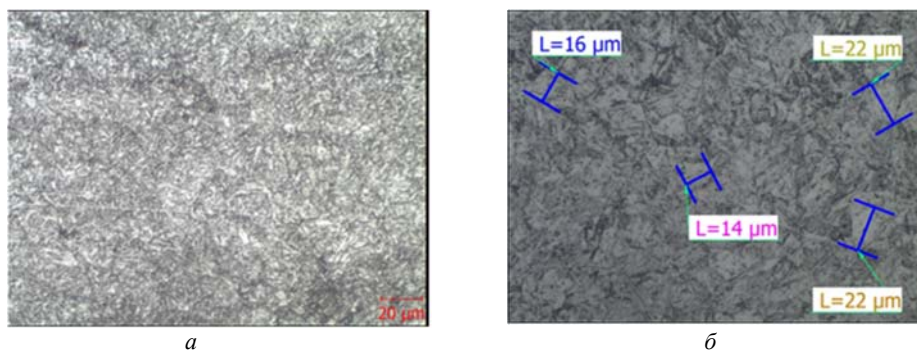


Рисунок 3. Мікроструктура в сталі 40ХН2МА-Ш після травлення в 7 %-му розчині азотної кислоти (зерна та межі зерен не виявлені), $\times 500$

Таким чином, отримані результати підтверджують відомі дані, що розчин азотної кислоти добре виявляє мікроструктуру з відпущеним мартенситом та не витравлює межі зерен в середньовуглецевих сталях. Межі зерен в мартенситній структурі при спостереженні в мікроскопі залишаються невидимі. У цьому разі неможливо виконати належне оцінювання розміру зерна, оскільки відсутня можливість порівняти отримане зображення з еталонами на стандартних шкалах.

Слід зазначити, що деякі дослідники вважають травлення в розчині пікринової кислоти досить тривалим і використовують травлення в розчині азотної кислоти, в результаті, зерно залишається невидимим. Нажаль, оцінювання розміру такого невидимого зерна проводять, необгрунтовано, вимірюванням довжини будь-якої голки мартенситу. Вважають, що розмір мартенситної голки відповідає розміру зерна. Але ж дисперсність мартенситу не завжди характеризує розмір зерна. Наприклад, дрібнодисперсний мартенсит може утворитися на фоні розвинутої субструктури в крупному зерні, наприклад, після гарячої регульованої де-

формації. З металографічної точки зору, описане оцінювання є некоректним, особливо у випадку здавального контролю відповідальних деталей, а результати «оцінювання» не можна вважати достовірними.

Необхідно відмітити, що спеціальне травлення в розчині пікринової кислоти, показало ефективність для виявлення меж зерен в інших легованих сталях, наприклад 30X2H2BFMA-Ш (рис. 4), 30XГСНА, 42ХНМА [3, 6].

Як показано в роботі [3], для низьковуглецевих сталей та сплавів, наприклад МЖ, виявлення меж зерен фериту краще відбувається після багатократного полірування і травлення в суміші з двох частин соляної кислоти HCl і однієї частини H₂O₂ (рис. 5a). Аустенітне ж зерно у сплаві МЖ виявляли методом окислення.

На зображеннях рис. 5 чітко спостерігаються витравлені темні межі феритних і аустенітних зерен.

В даній роботі встановлено, що для виявлення аустенітного зерна в сталі 18X2H4MA-Ш ефективним є травлення у розчині азотної кислоти.

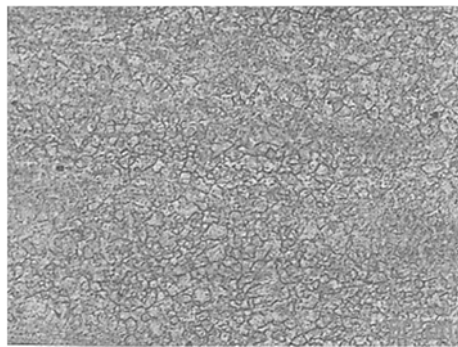
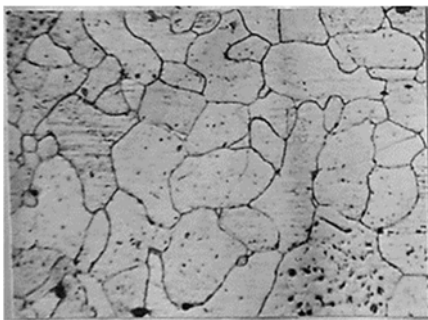
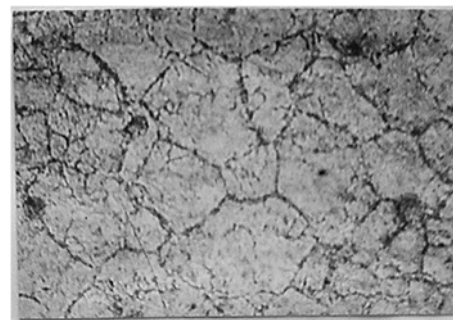


Рисунок 4. Зображення аустенітного зерна в сталі 30X2H2BFMA-Ш після гартування та низького відпуску, травлення в насиченому розчині пікринової кислоти, $\times 100$



a



б

Рисунок 5. Феритне зерно в сплаві МЖ (*a*), аустенітне зерно в сталі 30XГСНА (*б*), $\times 500$ [3]

Отже, отримані практичні результати металографічного дослідження сталей 40ХН2МА-Ш, 30X2H2BFMA-Ш, також 30XГСНА, 42ХНМА тісно корелюють з наведеною в стандартах ГОСТ 5639, ДСТУ ISO 643:2009 металографічною методикою оцінювання величини вихідного аустенітного зерна. Доведено успішність використання розчину пікринової

кислоти для створення видимого зображення меж зерен в термополішуваній середньовуглецевій сталі 40ХН2МА-Ш. Ефективність реактиву (його хімічна активність, швидкість розчинення структурних складових) залежить від хімічного складу сталі та покращується відпусканням після гартування згідно рекомендацій методичних стандартів.

Висновки

1. На основі попереднього багатолітнього досвіду з вивчення впливу хімічних розчинів на виявлення зеренної структури, рекомендацій стандартів з вибору реактивів та за результатами даної роботи встановлено, що для витравлення і формування видимого зображення меж вихідних аустенітних зерен у середньовуглецевих конструкційних сталях найбільш ефективним є водний розчин пікринової кислоти.

2. Успішність використання розчину пікринової кислоти для створення видимого зображення меж аустенітних зерен в термополішуваних легованих сталях залежить від хімічного складу сталі і покращується термічною обробкою.

3. Застосування рекомендованого ГОСТ 5639, ДСТУ ISO 643:2009 та іншими сучасними стандартами розчину пікринової кислоти робить видимим зображення зеренної структури в сталі 40ХН2МА-Ш та можливим оцінювання величини вихідного аустенітного зерна шляхом порівняння зображення з еталонами шкал. Результати оцінювання з позицій металографії у цьому випадку можна вважати достовірними.

4. Оцінювання величини вихідного аустенітного зерна, проведене в роботі для сталі 40ХН2МА-Ш з використанням запропонованої методики дозволяє достовірно визначити якість конструкційної сталі з цього параметру, що є особливо важливим для виготовлення відповідальних деталей повітряних та космічних літальних апаратів.

Список літератури

1. Металлографія заліза. Основи металлографії (с атласом мікрофотографій) / Под ред. Ф. Н. Тавадзе. – М. : Металлургия, 1972. – 240 с.
2. Металлографические реактивы [Текст]. Справочник: Коваленко В. С. – М. : Металлургия, 1970. – 133 с.
3. Спектор Я. И. Склонность стали к хрупкому разрушению в связи с состоянием альфа-фазы [Текст]: дисс. ... кандидата техн. наук / Я. И. Спектор. – М., 1965. – 131 с.
4. Wang J. Effect of Quenching Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of Q1030 Steel. Materials Sciences and Applications [Текст] / J. Wang, Y. Kang, Hao Yu, W. Ge // Materials Sciences and Applications. – 2019. – № 10. – Vol. 10. – P. 665–675. <https://doi.org/10.4236/msa.2019.1010047>.
5. Романов И. Д. Структура и свойства низкоуглеродистой мартенситной стали, закаленной с ковочного нагрева [Текст] / И. Д. Романов, А. А. Шацов,

М. Г. Закирова // Труды Нижегородского государственного технического университета им. Р. Е. Алексеева. – 2014. – № 2 (104). – С. 206–212.

6. Влияние горячей деформации аустенита на кинетические параметры и морфологию выделения феррита в доэвтектоидной стали [Текст] / В. А. Займовский, О. В. Самедов, Л. П. Соркин и др. // ФММ. – 1986. – № 2. – Т. 61. – С. 348–353.

7. Особенности кинетики распада и структурообразования в хромомолибденованадиевой стали при непрерывном охлаждении от различных температур аустенитизации [Текст] / В. А. Луценко, Т. Н. Голубенко, О. В. Луценко, Н. А. Глазунова // Литье и металлургия. – 2016. – 3 (84). – С. 82–86.

8. Jiatao Zhang. Austenite Grain Ultra-refinement of 42CrMo Steel Induced by Electropulsing Treatment [Текст] / АЕМСМЕ. – 2019. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 563 022017. doi:10.1088/1757-899X/563/2/022017.

9. Луценко В. А. Влияние температуры аустенитизации на структурообразование при непрерывном охлаждении хромомолибденовой стали [Текст] / В. А. Луценко, Т. Н. Голубенко, О. В. Луценко // Литье и металлургия. – 2017. – 3 (88). – С. 13–16.

10. Costa L. L. Microstructure evolution of 42CrMo4 during hot forging process of hollow shafts for wind turbines [Текст] / L. L. Costa, A. M. G Brito, A. Rosiak, L. Schaeffer. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2020. – № 106. – P. 511–517.

11. Влияние термического передела на величину действительного зерна конструкционной цементуемой стали 20ХН3А [Текст] / С. П. Руденко, А. Л. Валько, А. А. Шипко, А. Н. Чичин // Литье и металлургия. – 2016. – № 3 (84). – С. 87–93.

12. Чертов В. М. Выявление действительного аустенитного зерна в конструкционной стали [Текст] / Чертов В. М. // Металлург. – 2010. – № 3. – С. 55–56.

13. Журавель І. М. Підвищення точності обчислення усередненого діаметра зерен конструкційних сталей [Текст] / І. М. Журавель // Український журнал інформаційних технологій. – № 1. – 2019. – Т. 1. – С. 17–21. doi.org/10.23939/ujit2019.01.017.

14. ГОСТ 5639-82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна.

15. ДСТУ ISO 643:2009. Сталі. Мікрографічний метод визначення видимого розміру зерна.

16. ASTM E112-13(2021). Standard Test Methods for Determining Average Grain Size.

Одержано 24.03.2023

PECULIARITIES OF REVEALING AND ESTIMATION OF AUSTENITIC GRAIN IN STRUCTURAL ALLOYED STEELS

Kunyc'ka I.	Candidate of technical science, scientific researcher of the State enterprise «Ukrainian Scientific-Research Institute of Special Steels, Alloys and Ferroalloys (DP «UkrNDIspetsstal»), e-mail: yaispector@gmail.com , ORCID: 0000-0002-5408-2326
Yastrebova O.	Senior laboratory assistant of the Department of Physical Material Science, National University «Zaporizhzhia Polytechnic», Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: kafedra_fm@zntu.edu.ua
Ruban V.	Senior teacher of the Department of Labor and Environmental Protection, National University «Zaporizhzhia Polytechnic», Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: rubanopns@gmail.com , ORCID: 0000-0003-2339-1035
Dszus A.	Assistant of the Department of Physical Material Science, National University «Zaporizhzhia Polytechnic», Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: kafedra_fm@zntu.edu.ua , ORCID: 0000-0002-6474-0732
Ol'shanetskii V.	Dr. Sc., Professor, Head of the Department of Physical Material Science, National University «Zaporizhzhia Polytechnic», Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: olshan@zp.edu.ua , ORCID: 0000-0002-9485-4896

Purpose. Establishing effective and correct techniques for detecting the grain structure in structural medium-carbon steels taking into account the recommendations of modern standards (ДСТУ ISO, ASTM, ГОСТ) with the aim of reliably determining the austenitic grain size and putting into operation of metal with the well-known and required, according to the normative technical documentation (technical requirements, drawings) quality.

Research methods. Metallographic analysis of microstructure and evaluation of the austenitic grain size were carried out by comparing the image revealed on polished and etched using various chemical reagents microsections of heat-treatable steel 40KH2MA-III with etalon of scale of standard.

Results. Studies of structural alloyed steel 40XH2MA-III found that the most effective etchant reagent, which best detects initial austenitic grain boundaries in medium-carbon alloyed steels, is a standard reagent - a saturated aqueous solution of picric acid. As a result of etching in this reagent, a visible image of the grain structure is formed in the form of a clear contrast of light areas of the grain body and dark lines of the grain boundaries, which allows a correct comparison of the structure with the images of the standards on the scales.

Scientific novelty. On the example of heat-treatable steel 40XH2MA-III, the ways of further development of ideas regarding the choice of an effective chemical reagent are considered for the purpose of detecting and forming a visible grain structure in accordance with the requirements of methodical standards in structural medium-carbon steels, proper and reliable estimation of austenitic grain size using standard scale.

Practical value. A correct procedure for detecting the initial austenite grain is proposed, which allows to reliably determine the grain size and quality from this parameter of various structural steels including for the production of responsible parts of aircraft and spacecraft.

Key words: structural alloyed steels, responsible parts, aircraft, austenitic grain size, grain boundaries, microstructure, scales, methods, standards, reagents, picric acid solution.

References

1. Metallografija zheleza. Osnovy metallografii (s atlasom mikrofotografij) [Metallography of iron Structure of steels (with atlas of microphotographs)] (1972). Moscow, Metallurgija, 240.
2. Kovaljenko V.S. (1970) Metallograficheskiye reaktivy [Metallographic reagents]. Moscow, Metallurgiya, 133.
3. Spektor Ya. I. (1965). Sklonnost' stali k hrupkomu razrusheniyu v svyazi s sostoyaniem al'fa-fazy [The tendency of steel to brittle fracture due to the state of the alpha phase]. Moscow, 131.
4. Wang J. Effect of Quenching Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of Q1030 Steel. Materials Sciences and Applications [Текст] / J. Wang, Y. Kang, Hao Yu, W. Ge // Materials Sciences and Applications. – 2019. – № 10. – Vol. 10. – P. 665–675. <https://doi.org/10.4236/msa.2019.1010047>.
5. Romanov I. D., Shacov A. A., Zakirova M. G. (2014) Структура и свойства низкоуглеродистой мартенситной стали, закаленной с ковочного нагрева [Structure and Properties of Low-Carbon Martensitic Steel Hardened from Forging Heating]. Proceedings of the Nizhny Novgorod State Technical University. R. E. Alekseeva, 2 (104), 206–212.
6. Zaymovskiy V. A., Samedov O. V., Sorkin L. P., Gurevich Ya. B., Spektor Ya. I. (1986) Vliyanie goryachey deformacii austenita na kineticheskie parametry i morfologiyu vydeleniya ferrite v doevtektoidnoy stali [Influence of hot deformation of austenite on kinetic parameters and morphology of ferrite precipitation in hypoeutectoid steel]

Physics of metals and metal science, 61 (2), 348–353.

7. Lutsenko V. A., Golubenko T. N., Lutsenko O. V., Glazunova N. A. (2016) Osobennosti kinetiki raspada i strukturoobrazovaniya v hromomolibdenovanadievoi stali pri nepreryvnom ohlazhdenii ot razlichnykh temperatur austenitizatsii [Features of the kinetics of decay and formation of structure in chromo-molibdenum-vanadium steel at continuous cooling from different temperatures of austenitization]. Foundry production and metallurgy, 3, 82–86.

8. Jiatao Zhang. Austenite Grain Ultra-refinement of 42CrMo Steel Induced by Electropulsing Treatment [Текст] / AEMCME. – 2019. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 563 022017. doi:10.1088/1757-899X/563/2/022017.

9. Lutsenko V. A., Golubenko T. N., Lutsenko O. V., Shehurdin S. N. (2017). Vliyanie temperatury austenitizatsii na strukturoobrazovaniye pri nepreryvnom ochlazhdenii hromomolibdenovoi stali [Effect of austenitization temperature on structure formation during continuous cooling of chromium-molybdenum steel] Foundry production and metallurgy, 3 (88), 13–16.

10. Costa L. L. Microstructure evolution of 42CrMo4 during hot forging process of hollow shafts for wind turbines [Текст] / L. L. Costa, A. M. G Brito, A. Rosiak, L. Schaeffer. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2020. – № 106. – P. 511–517.

11. Rudenko S.P., Valko A.L., Shipko A.A., Chichin A.N. (2016). Vliyanie termicheskogo peredela na velichinu deystvitelnogo zerna konstruktsionnoy cementuemoy stali 20ChN3A [Influence of the thermal process stage on the size of valid grain of constructional carburized steel grade 20ChN3A] Foundry production and metallurgy, 3 (84), 87–93.

12. Chertov V. M. (2010) Vyyavlenie deystvitelnogo austenitnogo zerna v konstruktsionnoy stali [Identification of actual austenite grain in structural steel] Metallurgist, 3, 55–56.

13. Zhuravel I. M. (2019) Pidvysennya tochnosti obchyslennya userednenogo diametra zeren konstruktsiynykh staley [Increasing the accuracy of calculation of the average diameter of grains of structural steels], Ukrainian Journal of Information Technology, 1 (1), 17–21. <https://doi.org/10.23939/ujit2019.01.017>.

14. GOST 5639-82. Stali i splavy. Metody vyavleniya i opredeleniya velichiny zerna [Steels and alloys. Methods for identifying and determining grain size].

15. DSTU ISO 643:2009. Stali. Mikrografichnyy metod vyznachennya vydymogo rozmiru zerna [Steels. Micrographic determination of the apparent grain size].

16. ASTM E112-13(2021). Standard Test Methods for Determining Average Grain Size.

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

MODELING OF PROCESSES IN METALLURGY AND MECHANICAL ENGINEERING

УДК 537.622.3:620.193.4:669.15

- Нарівський О. Е. д-р техн. наук, технічний директор ТОВ «Укрспецмаш», м. Бердянськ, Україна, e-mail: amz309@ukr.net, ORCID 0000-0002-5608-1474
- Сніжної Г. В. д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри мікро- та наноелектроніки Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: snow@zpu.edu.ua, ORCID 0000-0003-1452-0544
- Субботін С. О. д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри програмних засобів Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: subbotin.csit@gmail.com, ORCID 0000-0001-5814-8268
- Леошенко С. Д. асист. кафедри програмних засобів Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: sedrikleo@gmail.com, ORCID 0000-0001-5099-5518
- Пуліна Т. В. д-р економ. наук, професор, завідувачка кафедри менеджменту Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: pulinatv@ukr.net, ORCID 0000-0002-2672-8281
- Сніжної В. Л. канд. фіз.-матем. наук, доцент, провідний фахівець навчально-наукової лабораторії Запорізького національного університету, м. Запоріжжя, Україна, e-mail: valentinsnezhnoy@gmail.com

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ КОРОЗІЙНОЇ ПОВЕДІНКИ СТАЛЕЙ АУСТЕНІТНОГО КЛАСУ В ХЛОРИДОВІСНИХ СЕРЕДОВИЩАХ ПРИ РОБОТІ ПЛАСТИНЧАСТИХ ТЕПЛООБМІННИКІВ

Мета роботи. Полягає у розробці математичних моделей, які описують залежності критичних температур пітингування сталей AISI 304, 08X18H10, AISI 321, 12X18H10T у модельних оборотних водах з рН 4...8 та концентрацією хлоридів від 350 до 600 мг/л.

Методи дослідження. Розроблені математичні моделі ґрунтуються на лінійних квадратичних регресіях і нейронній мережі прямого поширення сигналу для скороченого набору ознак.

Отримані результати. Встановлено, що критичні температури пітингування досліджуваних аустенітних хромонікелевих сталей зростають при збільшенні рН оборотної води, кількості оксидів розміром до 3,95 мкм, середньої відстані між нітридами титану, вмісту Cr та зменшенні концентрації хлоридів у оборотних водах, середньої відстані між оксидами, середнього діаметра зерна аустеніту.

Наукова новизна. На підставі встановлених залежностей між критичними температурами пітингування корозійнотривких сталей AISI 304, 08X18H10, AISI 321, 12X18H10T їх хімічним складом у межах стандарту та структурною гетерогенністю розроблено механізми їх впливу на пітинготривкість цих конструкційних матеріалів в оборотних хлоридовісних водах. Встановлено, що метастабільні пітинги утворюються в твердому розчині аустеніту сталей в околі оксидів розміром 1,98...3,95 мкм і репасивуються не досягнувши критичних розмірів близько 5 мкм, що сприяє зростанню їх пітинготривкості в оборотних хлоридовісних середовищах.

Практична цінність. Розроблені математичні моделі запропоновано застосовувати для вибору оптимальних плавок аустенітних хромонікелевих сталей для виробництва теплообмінників та прогнозування їхньої пітинготривкості в процесі їх експлуатації в оборотних водах. Виявлено процеси, що сприяють перфорації теплопередаючих елементів теплообмінників при їх експлуатації.

Ключові слова: пластинчасті теплообмінники, оборотні води, пітингова корозія, структура, нейронні мережі.

Вступ

Для дослідження пітингової корозії використовуються різні методи, за допомогою яких досягнуто значного прогресу [1]. У статті [2] повідомляється про покращення тривкості до корозії після плазмового азотування. Висока інтенсивність корозії спостерігається в решітках сепаратора, які піддаються впливу вологості повітря, забрудненого сірководнем [3].

Корозійноотривкі сталі аустенітного класу використовують у виробництві теплообмінного обладнання, враховуючи їх високу корозійну тривкість у багатьох середовищах [4]. На сьогодні широко поширені пластинчасті теплообмінники, тому що вони компактніше кожухотрубчастих, а також мають меншу вагу та ефективнішу теплопровідність внаслідок меншої товщини (0,3...1,0 мм проти 1,0...3,0 мм) теплопередаючих елементів. Однак це підвищує ймовірність перфорації пластинчастих теплообмінників у разі пітингової корозії в оборотних водах, які застосовуються для охолодження технологічних продуктів у хімічній, нафтогазопереробній, енергетичній та ін. галузях промисловості [5-8]. Тому актуальною проблемою є оцінка пітинготривкості конструкційних матеріалів, з яких виробляють теплообмінники, і прогнозування їх корозійної поведінки при експлуатації. У роботах [9, 10] встановлено, що параметри оборотної води і структурна гетерогенність сталей AISI 304, 12X18H10T, 08X18H10, AISI 321 суттєво впливають на їх пітинготривкість в оборотних водах, а вплив їх хімічного складу не є значним і визначається тільки кількістю Сг в їх складі.

Мета роботи

Для визначення ролі хрому та складових структур сталей AISI 304, 12X18H10T, 08X18H10, AISI 321 в їх пітинготривкості та її прогнозуванні були побудовані математичні моделі, які ґрунтуються на лінійних квадратичних регресіях і на двошаровій нейронній мережі прямого поширення сигналу для скороченого набору вхідних ознак.

Матеріал і методика досліджень

Досліджували по п'яти промислових плавок сталей аустенітного класу AISI 304, AISI 321 і по одній 12X18H10T і 08X18H10. Їх хімічний склад представлено в (табл. 1, 2), а структурну гетерогенність визначено раніше в працях [6, 7].

Таблиця 1 – Хімічний склад сталей AISI 304 і 08X18H10 (мас. %)

	№ плавки сталей AISI 304					08X18H10
	1	2	3	4	5	
C	0,071	0,067	0,075	0,050	0,030	0,060
Mn	1,23	1,74	1,65	1,70	1,81	1,34
Si	0,22	0,50	0,43	0,41	0,39	0,32
Cr	17,96	18,22	18,25	18,30	18,10	17,44
Ni	9,34	8,09	8,09	8,10	8,20	9,77
N	0,048	0,046	0,055	0,044	0,039	–
Ti	–	–	–	–	–	–
S	0,001	0,001	0,004	0,002	0,001	0,006
P	0,027	0,028	0,024	0,028	0,034	0,035

Таблиця 2 – Хімічний склад сталей AISI 321 і 12X18H10T (мас.%)

	№ плавки сталей AISI 321					12X18H10T
	1	2	3	4	5	
C	0,035	0,060	0,064	0,030	0,040	0,070
Mn	1,66	1,59	1,22	1,62	1,70	1,70
Si	0,54	0,66	0,52	0,41	0,49	0,49
Cr	17,10	16,43	17,43	17,41	17,70	17,97
Ni	9,10	9,14	9,70	9,24	9,10	10,46
N	0,012	0,011	0,012	0,013	0,013	–
Ti	0,32	0,34	0,41	0,31	0,35	0,46
S	0,001	0,002	0,001	0,002	0,001	0,007
P	0,026	0,027	0,026	0,028	0,026	0,027

Математичні моделі залежності критичної температури пітингування (КТП) досліджуваних сталей залежно від їх хімічного складу, структурної гетерогенності [6, 7] та параметрів оборотних вод (рН 4...8, концентрація хлоридів $C_{Cl} = 350, 400, 500, 550, 600$ мг/л) будували, застосовуючи лінійне квадратичне рівняння регресії [11]:

$$y = \sum_k w_k c_k, \quad (1)$$

де y – критична температура пітингування (КТП) сталей, °С;

w_k – ваговий коефіцієнт складових;

c_k – складова ознак x_i .

Зокрема, вихідною ознакою моделі (1) є КТП сталей AISI 304, 08X18H10, AISI 321, 12X18H10T у модельних оборотних водах, а змінними ознаками x_1 – показники модельних оборотних вод (рН(x_1), вміст хлоридів (x_2)); складові структури сталей (x_3 – об'єм оксидів, rot.%; x_4 – кількість оксидів розміром до 1,98 мкм на 100 полях зору мікроскопа ($\times 320$), од.; x_5 – кількість оксидів розміром від 1,98 до 3,95 мкм на 100 полях зору мікроскопа, од.; x_6 – середня відстань між оксидами, мкм; x_7 – середній діаметр зерна аустеніту, мкм; x_8 – об'єм δ -фериту, rot.%; середня відстань між ними (мкм) та їх хімічний склад (x_9 – вміст вуглецю, мас.%; x_{10} – марганцю; x_{11} – кремнію; x_{12} – хрому; x_{13} – нікелю; x_{14} – азоту; x_{15} – титану; x_{16} – сірки; x_{17} – фосфору) та x_{18} – питома магнітна сприйнятливості, м³/кг.

Раніш було встановлено кореляцію між питомою магнітною сприйнятливостю аустеніту і швидкістю корозії в хлоридовмісних середовищах [12], процентним вмістом хімічних елементів [13].

Нейромережна модель на основі двошарової нейронної мережі прямого поширення сигналу для скороченого набору вхідних ознак (x_1, x_2, x_6, x_{10} і x_{12}) описана формулою (2):

$$y = w_0^{(2,1)} + \sum_{i=1}^{15} w_i^{(2,1)} \psi^{(1,i)} \left(w_0^{(1,i)} + \sum_{j=1}^7 w_j^{(1,i)} x_j^{(1,i)} \right), \quad (2)$$

де $\psi^{(1,i)}(a) = \frac{2}{1 + e^{-2a}} - 1$ – функція активації i -го нейрона першого шару мережі;

$w_j^{(1,i)}$ – ваговий коефіцієнт j -го входу i -го нейрона першого шару мережі;

$w_i^{(2,1)}$ – ваговий коефіцієнт i -го входу єдиного нейрона другого шару мережі.

Вагові коефіцієнти регресійної моделі (1) визначали методом найменших квадратів, а якість математичних моделей оцінювали за сумою квадратів миттєвих помилок [11]:

$$E = \sum_{s=1}^S (y^s - y^{s*})^2, \quad (3)$$

де y^{s*} – розраховане значення вихідної ознаки для s -го екземпляра спостережень (КТП);

y^s – значення вихідної ознаки для S -го екземпляра спостережень (КТП) визначених експериментально [6, 14].

Результати досліджень та їх обговорення

Аналіз додатків C_k , розробленої лінійної квадратичної регресійної моделі (1) з урахуванням встановлених вагових коефіцієнтів w_k (табл. 3) показав, що КТП сталей AISI 304, 08X18H10, AISI 321 і 12X18H10T, які досліджували, збільшується на 54,2 °C з збільшенням рН(x_1) модельних оборотних вод від 4 до 8 (див. п. 1 табл. 3) та знижується на 12,0 °C з зростанням концентрації в ній хлоридів від 350 до 600 мг/л. Така тенденція узгоджується із відомими літературними даними [15–20]. Водночас слід відзначити, що з квадрата додатку x_2^2 (табл. 3, п. 6) з урахуванням його вагового коефіцієнта $w_k = -1,67 \cdot 10^{-5}$ зростання концентрації хлоридів $x_2(C_{Cl})$ у вищезгаданих межах практично не впливає на значення y (КТП) сталей. При цьому для додатку x_1^2 (рН) збільшення рН(x_1) модельних оборотних вод від 4 до 8 сприяє зниженню y (КТП) сталей на 47,3 °C (табл. 3, п. 5).

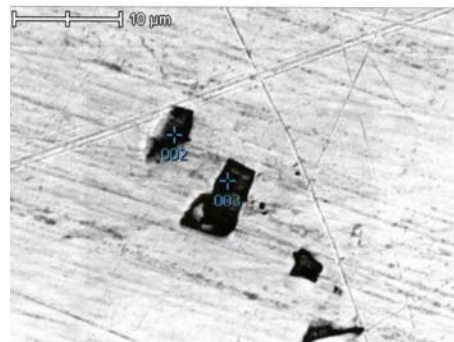
Разом з тим враховуючи, що для додатку x_1 (табл. 3, п. 1) збільшення його значення у вищевказаних межах сприяє зростанню y (КТП) сталей на 54,2 °C, загальна загальновідома тенденція збільшення КТП сталей у хлоридовмісних середовищах не порушується.

Отже, можна констатувати факт, що y (КТП) сталей, що досліджували, у середньому зростає на 6,9 °C зі збільшенням рН(x_1) модельних оборотних вод від 4 до 8. Це узгоджується з експериментальними даними [8, 21].

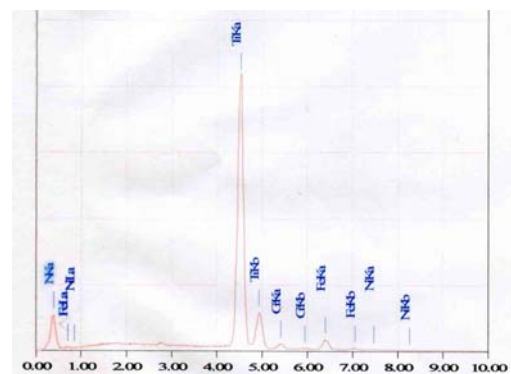
У сталях AISI 304 та 08X18H10 нітриди титану не виявлено, тому що вони, на відміну від сталей AISI 321 та 12X18H10T, не стабілізовані титаном (табл. 1, 2). При цьому в сталях AISI 321 і 12X18H10T вміст титану змінювалося від 0,32 мас.% (плавка 1) до 0,46 мас.% (сталь 12X18H10T), а об'єм нітридів титану – від 0,2336 об.% (плавка 4) до 0,4745 об.% (плавка 1) (рис. 1).

Таблиця 3 – Складові ознак x_i та їх вагові коефіцієнти

№	Додатки, C_k	Ваговий коефіцієнт, w_k
1	x_1	13,54
2	x_2	-0,0481
3	x_8	0,0153
4	x_{19}	-0,0493
5	x_1^2	-0,9845
6	x_2^2	$-1,67 \cdot 10^{-5}$
7	x_3^2	$-8,34 \cdot 10^{-4}$
8	x_4^2	$1,22 \cdot 10^{-4}$
9	x_5^2	$6,9 \cdot 10^{-4}$
10	x_6^2	$-2,76 \cdot 10^{-4}$
11	x_7^2	-0,0014
12	x_8^2	$5,46 \cdot 10^{-6}$
13	x_{10}^2	-0,0076
14	x_{12}^2	0,1735
15	x_{19}^2	$1,02 \cdot 10^{-5}$
16	x_{20}^2	0,0254



а



б

Рисунок 1. Ідентифікація включень нітриду титану в сталі AISI 321:

а – металографія ($\times 1600$); б – енергодисперсійний аналіз

Таким чином, враховуючи дані (табл. 2) щодо вмісту азоту та титану в сталях AISI 321 та 12X18H10T, можна відзначити, що об'єм нітридів титану (x_{19}) у цих сталях не залежить від вмісту в них цих хімічних елементів. До того ж згідно (табл. 3; п. 4, 15) зміна об'єму нітридів титану в цих сталях від 0 об.% сталі AISI 304 і 08X18H10 до 0,4745 об.% плавка 1 сталі AISI 321 не впливає на їх $y(\text{КТП})$ у модельних оборотних водах. При цьому згідно (табл. 3; п. 16) та даних [20] збільшення середньої відстані між нітридами титану від 66 мкм плавка 5 сталі AISI 321 до 91 мкм плавка 2 сприяє зростанню їх $y(\text{КТП})$ на 99 °С. Таким чином виходить, що більше середня відстань між нітридами титану в цих сталях, то менше їх розмір та вище $y(\text{КТП})$, яка характеризує пітінготривкість. Ці результати узгоджуються з даними праць [22, 23] щодо критичного об'єму включень, в околі яких можуть зароджуватися та розвиватися стабільні пітінги.

Об'єм оксидів (x_3) у сталях, що досліджували, змінювався в діапазоні від 0,0027 об.% у сталі 12X18H10T [8] (рис.2) до 0,0324 об.% плавка 4 сталі AISI 304 [21] (рис. 3), тому згідно з (табл. 3; п. 7) вплив цього параметра на $y(\text{КТП})$ практично відсутній.

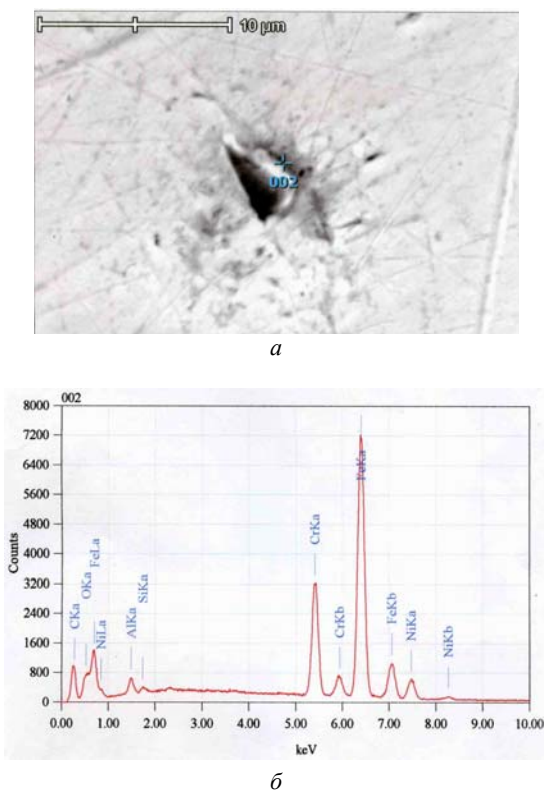


Рисунок 2. Ідентифікація включень оксиду алюмінію в сталі 12X18H10T:

a – металографія ($\times 2800$); *б* – енергодисперсійний аналіз

Аналогічно нітридам титану та оксидам зміна об'єму δ - фериту в цих сталях (x_8) в діапазоні від

0,0138 об.% плавка 3 сталі AISI 304 до 0,372 об.% сталь 12X18H10T [6, 24] практично не впливає на їх $y(\text{КТП})$ у модельних оборотних водах (табл. 3, п. 3, 12). Такі результати узгоджуються з даними праць [9] для сталі AISI 321 та [10] для AISI 304. Водночас згідно з даними (табл. 3, п. 8, 9) $y(\text{КТП})$ сталей, що досліджували зростає на 22,1 °С та 54 °С зі збільшенням у них кількості оксидів розміром до 1,98 мкм (x_4) від 12 одиниць сталь 12X18H10T до 425 плавка 1 сталь AISI 304 та від 1,98 до 3,95 мкм (x_5) від 2-х одиниць сталь 12X18H10T до 280 од. сталь 08X18H10 [26] відповідно. Такі залежності обумовлені тим, що стабільні пітінги утворюються в околі включень, які більші за критичний розмір [22, 23], для сталей аустенітного класу близько 5 мкм [21] (рис. 4).

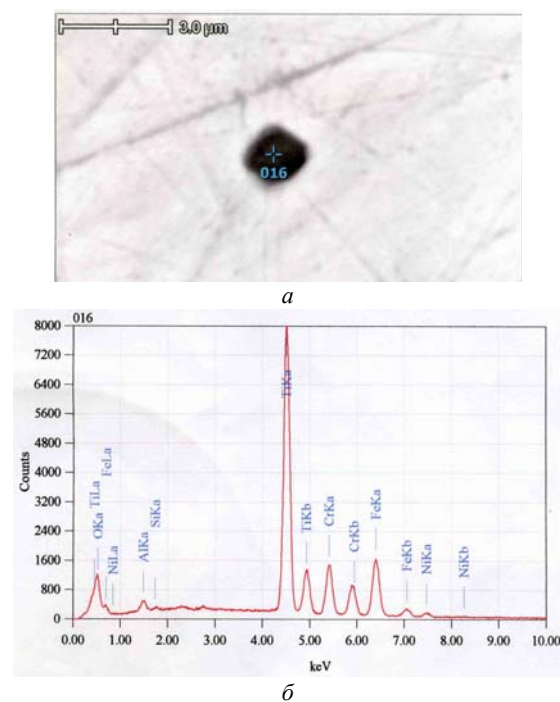


Рисунок 3. Ідентифікація включень оксиду титану у сталі 12X18H10T:

a – металографія ($\times 5300$); *б* – енергодисперсійний аналіз

Аналогічно нітридам титану та оксидам зміна об'єму δ - фериту в цих сталях (x_8) в діапазоні від 0,0138 об.% плавка 3 сталі AISI 304 до 0,372 об.% сталь 12X18H10T [6, 24] практично не впливає на їх $y(\text{КТП})$ у модельних оборотних водах (табл. 3, п. 3, 12). Такі результати узгоджуються з даними праць [9] для сталі AISI 321 та [10] для AISI 304. Водночас згідно з даними (табл. 3, п. 8, 9) $y(\text{КТП})$ сталей, що досліджували зростає на 22,1 °С та 54 °С зі збільшенням у них кількості оксидів розміром до 1,98 мкм (x_4) від 12 одиниць сталь 12X18H10T до 425 плавка 1 сталь AISI 304 та від 1,98 до 3,95 мкм (x_5) від 2-х одиниць сталь 12X18H10T до 280 од. сталь 08X18H10 [26] відповідно. Такі залежності обумовлені тим, що стабільні пітінги утворюються в околі включень, які більші за критичний розмір [22, 23], для сталей аустенітного класу близько 5 мкм [21] (рис. 4).

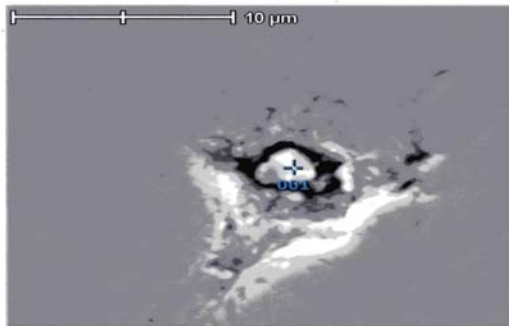
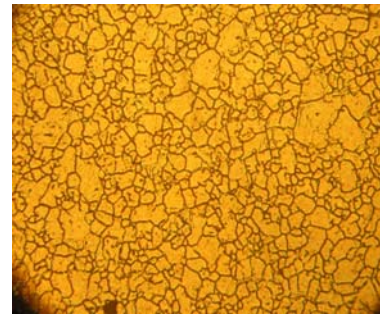


Рисунок 4. Пітінг в околі неметалевого оксидного включення ($\times 6000$)

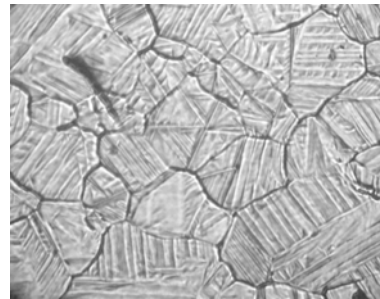
Відповідно у оксидів розмірами до 3,95 мкм утворювалися метастабільні пітінги, які згодом репасивувалися. При цьому відомо [25–27], що більше на поверхні сталей метастабільних пітінгів, то нижче ймовірність їх переходу в стабільний стан. Разом з тим слід зазначити, що стабільні пітінги можуть утворюватися в околі включень розміром значно менше 5 мкм, якщо вони перетинаються з межами зерен аустеніту. При цьому очевидно, що більше середній діаметр зерна аустеніту, то менше ймовірність перетину включень з межами зерен і, відповідно, нижче ймовірність пітінгової корозії та вище КТП сталей, за яких вона розвивається. Аналіз (табл. 3, п. 11) моделі (1) узгоджується з цим твердженням, оскільки встановлено, що $y(\text{КТП})$ сталей, що досліджувалися знижується на умовні 135,5 °C зі збільшенням середнього діаметра зерна аустеніту від 23 мкм (рис. 5а) до 312 мкм (рис. 5б), оскільки що більше середній діаметр зерна, то вище ступінь некогерентності суміжних зерен та вище дефектність їх меж.

Крім того, слід зазначити, що теорія утворення стабільних пітінгів на перетині меж зерен аустеніту сталей з дрібними включеннями узгоджується з результатами аналізу (табл. 3, п. 10) моделі (1), тому що встановлено, що $y(\text{КТП})$ сталей, що досліджуються, знижується на умовні 167,8 °C зі збільшенням середньої відстані між оксидами від 150 до 794 мкм. Адже очевидно, що більше середня відстань між включеннями в сталях, то менше їх розміри та більша кількість. При цьому виходить, що більше кількість оксидів у сталях, то вища ймовірність їх перетину з межами зерен аустеніту та вища ймовірність пітінгової корозії.

Узагальнюючи вищесказане, можна відзначити, що ризик пітінгової корозії сталей знижується зі збільшенням в них кількості оксидів розміром до 3,95 мкм, розташованих у твердому розчині аустеніту, внаслідок перерозподілу щільності анодного струму між великою кількістю метастабільних пітінгів, що зародилися в околі цих оксидів, зниження ступеня некогерентності між суміжними зернами аустеніту внаслідок зменшення їхнього середнього діаметра, а також при зміні кількості дрібних оксидів через зниження середньої відстані між ними.



а



б

Рисунок 5. Зерно аустеніту сталей, що досліджували:

а – 08X18H10 ($\times 190$); б – AISI 321 ($\times 500$)

Дослідження пітінготривкості сталей AISI 304 [10] і AISI 321 [9] показали, що вона, в основному, залежить від параметрів модельних оборотних вод (x_1 , x_2), структурної гетерогенності цих сталей (x_6 , x_7) і меншою мірою від вмісту у них Cr у межах стандарту. При цьому результати аналізу (табл. 3, п. 13, 14) та математичної моделі (1) узгоджуються з даними праць [9, 10, 25], тому що встановлено, що $y(\text{КТП})$ сталей, що досліджуються, практично не змінюється при збільшенні в них вмісту Mn від 1,22 до 1,81 мас.% (табл. 1, 2). Водночас вона зростає на 7,4 °C зі збільшенням у них вмісту Cr від 17,1 до 18,3 мас.% (табл. 1). Пітінготривкість сталей та сплавів, легованих Cr, пов'язують з оксидними плівками, які утворює Cr [25–29]. Крім того, цей елемент впливає на твердофазну дифузію атомів Cr, Ni та Fe до поверхні метастабільних пітінгів та сприяє їх репасивації [24, 25]. При цьому є дані, що Cr [30, 31] і, особливо, марганець [32] підвищують розчинність азоту в корозійно-тривких сталях, а, отже, їх пітінготривкість. Опір аустенітних сталей, легованих азотом, до пітінгової корозії пов'язують із збільшенням стабільності оксидної плівки [33].

Механізми поліпшення пасивної стабільності плівок сталей, легованих азотом, включають:

- утворення іонів амонію [33–35] або нітрат (нітрид) іонів [33–37];
- сегрегацію азоту на поверхні при анодному розчиненні [37–41];
- формування на поверхні зв'язків Cr-Ni [42];
- утворення комплексів аміаку або NO [43] та солей амонію.

Крім того вважають [37, 43, 44], що позитивний ефект азоту обумовлений інгібуючою дією на анодне розчинення сталі. Зокрема, є дані [45], що нітрат-іони

стабілізують пасивну плівку, попереджаючи адсорбцію хлоридів і підвищуючи тривкість аустенітних сталей до пітингової корозії в середовищах, що містять хлориди. Слід зазначити, що запропоновані механізми підвищення пітинготривкості сталей за її легування азотом припускають дію азоту, розчиненого в твердому розчині аустеніту сталей. При цьому результати аналізу математичної моделі (1) (табл. 3) показали, що N у кількості 0,011...0,013 мас.% у плавках сталі AISI 321 та 0,032...0,055 мас.% сталі AISI 304 (табл. 1, 2) безпосередньо не впливають на їх y (КТП), тобто пітинготривкість у модельних оборотних водах. Це пов'язано з його низькою розчинністю в твердому розчині аустеніту сталей. Однак, як згадувалося вище, Cr підвищує його розчинність у твердому розчині. Таким чином азот, розчинений у твердому розчині аустеніту, по одному або декількох з вищезгаданих механізмів захищає аустенітні сталі від пітингової корозії. Таким чином, узагальнюючи вищенаведені дані, можна відзначити, що пітинготривкість аустенітних сталей AISI 304, 08X18N10, AISI 321, 12X18N10T, визначається параметрами оборотних вод (рН(x_1), C_{Cl^-} (x_2)), складових структури (x_4 , x_5 – кількість оксидів розміром до 1,98 і 1,98...3,95 мкм, відповідно, x_7 – діаметр зерна аустеніту; x_6 , x_{20} – середня відстань між оксидами і нітридами титану, відповідно) сталей та вмістом у них Cr. Інші хімічні елементи в сталях (табл. 1, 2), об'єм оксидів і нітрідів титану не впливають на їх y (КТП) і, відповідно, пітинготривкість.

Слід зазначити, що середньоквадратична помилка визначення y (КТП) сталей, що досліджували, застосовуючи математичну модель (1) (табл. 3) становить 3820,4 (середнє значення помилки 0,0028). Таким чином, цю математичну модель можна рекомендувати промисловості для прогнозування пітинготривкості теплообмінного обладнання із застосуванням водооборотних систем, а також для вибору плавков цих сталей з оптимальною пітинготривкістю залежно від умов роботи цієї системи. Крім того, розроблена математична модель може бути корисною при розробці нових марок сталей тривких до пітингової корозії.

Розроблена нейронна мережа прямого поширення сигналу для скороченого набору вхідних ознак (x_1 , x_2 , x_6 , x_{10} і x_{12}) (2) дає можливість отримати значно точніше розрахункові значення y (КТП) для сталей, що досліджували, залежно від параметрів оборотних вод (x_1 , x_2), їх структурного елемента (x_6) та хімічних елементів (x_{10} , x_{12}), ніж математична модель (1). Адже сумарна квадратична помилка для моделі (2) становить 1,7994(3), а середня $|y_{\text{ек}} - y_{\text{рас}}| = 0,0026$. При цьому похибка визначення КТП сталей під час експерименту становить $\pm 0,5$ °С. Недоліком математичної моделі (2) є відсутність можливості оцінити кількісний вплив параметрів модельних оборотних вод, структурної гетерогенності і хімічного складу сталей на їх y (КТП). Значення вагового коефіцієнта j -го входу i -го нейрона першого шару мережі ($w_j^{(1,i)}$) і вагового коефіцієнта i -го входу єдиного нейрона другого шару мережі ($w_i^{(2,l)}$) представлені в (табл. 4).

Таблиця 4 – Значення вагових коефіцієнтів j -го входу i -го нейрона першого шару мережі ($w_j^{(1,i)}$) та i -го входу єдиного нейрона другого шару мережі ($w_i^{(2,l)}$)

$w_j^{(1,i)}$	i	1	2	3	4
j	0	-2,5702	-0,0005	0,0019	4,9133
	1 (x_1)	-1,8387	0,1347	0,2015	-1,9649
	2 (x_2)	0,7325	0,2347	-0,219	0,065
	6 (x_6)	-3,5582	11,3589	0,2667	1,5316
	10 (x_{10})	-20,461	12,6135	0,1583	0,0165
	12 (x_{12})	-20,665	5,4093	0,1532	-0,2049
i	0	1	2	3	4
$w_i^{(2,l)}$	-2,3433	17,5420	-1,0258	0,0047	8,3758

Слід зазначити, що у математичній моделі (1), яка ґрунтується на лінійних квадратичних регресіях, значущими є такі змінні x_i : (x_1 , x_2 – рН модельних оборотних вод, і концентрація у них хлоридів); x_4 , x_5 – кількість у сталях, що досліджували, оксидів розміром до 1,98 мкм та від 1,98 до 3,95 мкм; x_6 , x_{20} – середня відстань між оксидами та нітридами; x_7 – середній діаметр зерна аустеніту та x_{12} – вміст хрому в сталях. На нейронній мережі з урахуванням нейронної мережі прямого поширення сигналу для скороченого набору ознак (2): (x_1 , x_2 , x_6 , x_{10} і x_{12}). У цьому ці ознаки є спільними для обох математичних моделей. Таким чином, виходить, що ці ознаки є найважливішими з точки зору впливу на пітинготривкість сталей. При цьому передбачувані механізми впливу цих ознак на y (КТП) сталей AISI 304, 08X18N10, AISI 321, 12X18N10T описані вище.

Висновки

Розроблено дві математичні моделі, що ґрунтуються на лінійних квадратичних регресіях та на нейронній мережі прямого поширення сигналу для скороченого набору ознак. Їх запропоновано використовувати для вибору оптимальних плавков сталей AISI 304, 08X18N10, AISI 321, 12X18N10T та прогнозування пітинготривкості пластинчастих теплообмінників з них в оборотних водах. Встановлено, що їхня пітинготривкість зростає при збільшенні рН оборотної води, кількості оксидів розміром до 3,98 мкм, середньої відстані між нітридами титану, вмісту Cr та зменшенні концентрації хлоридів в оборотній воді, середньої відстані між оксидами та середнього діаметра зерна аустеніту.

На підставі отриманих залежностей та ґрунтуючись на загальновідомих літературних даних запропоновано механізми впливу параметрів оборотних вод, структурних елементів та хімічного складу сталей, що досліджували, на їхню пітинготривкість в оборотній воді. Зокрема, метастабільні пітинги утворюються у твердому розчині аустеніту сталей в околі оксидів (1,98...3,95 мкм) і репасивуються не досягнувши критичних розмірів близько 5 мкм, що сприяє підвищенню їхньої пітинготривкості. Надрібнячи оксиди (до 1 мкм) на перетині з межами зерен аустеніту сприяють утворенню стабільних пітингів, що обумовлено найбільшим ступенем некогерентності суміжних зерен, що

зростає зі збільшенням середнього діаметра зерна аустеніту. Хром сприяє збільшенню розчинності азоту у твердому розчині аустеніту та реласивації пітінгів під дією аніонів сполук азоту.

Список літератури

1 Хома М. С. Стан і перспективи розвитку досліджень у галузі корозії та протикорозійного захисту конструкційних матеріалів в Україні (за матеріалами наукової доповіді на засіданні Президії НАН України 27 жовтня 2021 р.) / М. С. Хома // Вісник Національної академії наук України. – 2021. – № 12. – С. 99–106. DOI: <https://doi.org/10.15407/vsn2021.12.099>

2. Biehler J. Corrosion properties of polished and shot-peened austenitic stainless steel 304L and 316L with and without plasma nitriding / J. Biehler, H. Hoche, M. Oechsner // *Surface and Coatings Technology*. – 2017. – Vol. 313. – P. 40–46. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.01.050>

3. Lochyński P. Corrosion of the chromium-nickel steel screenings and grit separator / P. Lochyński, M. Domańska, K. Kasprzyk // *Ochrona przed Korozją*. – 2019. – Vol. 62(7). – P. 225–235. DOI: <https://doi.org/10.15199/40.2019.7.2>

4. Зингер Н. М. Пластинчатые теплообменники в системах теплоснабжения / Н. М. Зингер, А. М. Тарадай, Л. С. Бармина. – М. : Энергоатомиздат, 1995. – 270 с.

5. Narivs'kyi O. E. Pitting resistance of 06KhN28MDT alloy in chloride-containing media / O. E. Narivs'kyi, S. B. Belikov // *Materials Science*. – 2008. – Vol. 4. – N 44. – P. 573–580.

6. Міщенко, В. Г. Магнетометричні дослідження корозійної поведінки криці AISI 304 у хлоридовмісних середовищах / В. Г. Міщенко, Г. В. Сніжної, О. Е. Нарівський // *Металлофізика та новітні технології*. – 2011. – Т. 33. – № 6. – С. 769–774.

7. Нарівський О. Е. Характерні особливості селективного розчинення сталі AISI 321 в модельних оборотних водах / О. Е. Нарівський, С. Б. Беліков // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2015. – № 1. – С. 24–31.

8. Нарівський О. Е. Кінетика корозійних процесів та швидкість пітінгування сплаву 06ХН28МДТ у слабких хлоридовмісних розчинах / О. Е. Нарівський // *Наукові нотатки. Міжвуз. збір.* – 2011. – № 31. – С. 214–220.

9. Narivskyi O. E. Influence of chloride-containing media on the pitting resistance of AISI 321 steel / O. E. Narivskyi, S. B. Belikov, T. V. Pulina // *Materials Science*. – 2021. – Vol. 57(4). – N 2. – P. 291–297. DOI: [10.1007/s11003-021-00544-z](https://doi.org/10.1007/s11003-021-00544-z)

10. Наривский А. Э. Коррозионные процессы и скорость роста питтингов сталей AISI 304 и 08X18H10 в модельных оборотных водах / А. Э. Наривский, Н. А. Солидор // *Вісник Приазовськ. держ. техн. ун-ту, Сер. техн. науки*. – 2011. – Т. 23. – № 2. – С. 87–97.

11. Freedman D. A. Statistical models: theory and

practice / D. A. Freedman. – Cambridge University Press, 2005. – 458 p.

12. Snizhnoi G. Dependence of corrosion resistance of austenitic chromium-nickel steels on the magnetic state of austenite. *Stainless Steels*. / G. Snizhnoi // London, UK: IntechOpen, 2022. – P. 41–62. DOI: [10.5772/intechopen.102388](https://doi.org/10.5772/intechopen.102388).

13. Snizhnoi V. Determining the role of individual and combined chemical elements in the pitting corrosion process of austenitic Fe-Cr-Ni steels / V. Snizhnoi, G. Snizhnoi, S. Stepanenko // *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. 2022. – Vol. 3. – N 12 (117). – P. 13–19. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2022.257841>

14. Наривский А. Э. Влияние легирующих элементов и структурной гетерогенности стали ASI321 на селективное растворение металлов из питтингов / А. Э. Наривский Г. Ш. Яр Мухамедова // *Вестник казахского национального университета им. Аль-Фари. Физическая серия*. – 2016. – Т. 56. – № 6. – С. 86–96.

15. Pistorius P. C. Growth of corrosion pits on stainless steel in chloride solution containing dilute sulphate / P. C. Pistorius, G. T. Burstein // *Corrosion Science*. – 1992. – Vol. 33. – N 12. – P. 1885–1897. DOI: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(92\)90191-5](https://doi.org/10.1016/0010-938X(92)90191-5)

16. Pistorius P. C. Aspects of the effects of electrolyte composition on the occurrence of metastable pitting on stainless steel / P. C. Pistorius, G. T. Burstein // *Corrosion Science*. – 1994. – Vol. 36. – N 3. – P. 525–538. DOI: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(94\)90041-8](https://doi.org/10.1016/0010-938X(94)90041-8)

17. Burstein G. T. Cyclic thermometry / G. T. Burstein, J. J. Moloney // *Electrochemistry Communications*. – 2004. – Vol. 6. – N 10. – P. 1037–1041. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.elecom.2004.08.006>

18. Leckie H. P. Environmental factors affecting the critical potential for pitting in 18–8 stainless steel / H. P. Leckie, H. H. Uhlig // *Electrochem. Soc.* – 1966. – Vol. 113. – N 12. – P. 1262–1267. DOI: [10.1149/1.2423801](https://doi.org/10.1149/1.2423801)

19. Abd El Meguid, E. A. The effect of some sulphur compounds on the pitting corrosion of type 304 stainless steel / E. A. Abd El Meguid, N.A. Mahmoud, S.S. Abd El Rehim // *Materials chemistry and physics*. – 2000. – Vol. 63. – N 1. – P. 67–74. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0254-0584\(99\)00206-0](https://doi.org/10.1016/S0254-0584(99)00206-0)

20. Abd El Meguid, E. A. Critical pitting temperature for type 254 SMO stainless steel in chloride solutions / E. A. Abd El Meguid, A. A. Abd El Latif // *Corrosion Science*. – 2007. – Vol. 49. – N 2. – P. 263–275. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2006.06.011>

21. Narivskiy A. E. Determination of pitting resistance steel AISI 304 became in chloride-containing environments which are in work of type heat exchangers / A. E. Narivskiy // *Physicochemical mechanics of materials*. – 2006. – special issue, N 5. – P. 316–320.

22. Park J. O. Effects of temperature and chloride concentration on pit initiation and early pit growth of stainless steel / J.O. Park, S. Matsch, H. Bohni // *J. Electrochem. Soc.* – 2002. – Vol. 149. – N 2. – P. 34–39. DOI: [10.1149/1.1430415](https://doi.org/10.1149/1.1430415)

23. Определение критического размера питтинга на нержавеющей стали / Л. И. Фрейман, А. Р. Басман, Е. А. Пикус, Л. Е. Гуджабидже // Защита металлов. – 1988. – 24, № 4. – С. 614–617.
24. Снежной Г. В. Влияние суммарного содержания углерода и азота на коррозионное поведение сталей AISI 304 и AISI 321 / Г. В. Снежной // Авиационно-космическая техника и технология. – 2016. – № 8. – С. 95–99.
25. Нарівський О. Е. Закономірності корозійного розчинення та швидкість пітингування сплаву 06ХН28МДТ у нейтральних хлоридовмісних розчинах / О. Е. Нарівський // Наукові нотатки. Міжвуз. збір. – 2011. – № 32. – С. 255 – 261.
26. Нарівський О.Е. Оцінка тривкості сплаву 06ХН28МДТ до пітингової та щільної корозії в хлоридовмісних середовищах / О. Е. Нарівський, С. Б. Беліков // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – № 2. – С. 45–53.
27. Розенфельд И. Л. Коррозия и защита сталей. – М. : Металлургия, 1970. – 448 с.
28. Вязовикина Н. В. Использование хроновольтамперометрии для изучения механизма селективного растворения бинарных сплавов хром железо / Н. В. Вязовикина // Электрохимия. – 1992. – № 6. – С. 917–922.
29. Подобаев А. Н. Закономерности анодного растворения Ni-Fe сплавов / А. Н. Подобаев, Л. Э. Джанибахчиева, Я. М. Колотыркин // Электрохимия. – 1996. – № 5. – С. 549–553.
30. Levey, P. R. A mechanistic study of the effects of nitrogen on the corrosion properties of stainless steels / P.R. Levey, A. Van Bennekom // Corrosion. – 1995. – Vol. 51. – N 12. – P. 911–921. DOI: <https://doi.org/10.5006/1.3293567>
31. Gutiérrez de Sainz-Solabarriena, S. Estudio de la susceptibilidad de un acero inoxidable austenítico estabilizado con niobio al dacrado por tenso-corrosión en medio H₂S (SSC) y corrosión intergranular (IGC) en otros medios agresivos / S. Gutiérrez de Sainz-Solabarriena, J. M. San Juan Nucez // Deformación Metálica. – 1996. – N 226. – P. 77–83.
32. Perren R. A. Microstructure and corrosion resistance of super duplex stainless steels / R. A. Perren, P. J. Uggowitzzer, M. O. Speidel // Duplex Stainless Steels 97. Proceedings, 5th World Conference, 21–23 Jct. – Maastricht, Netherlands, – 1997. –Vol. 1. – 897 p.
33. Osozawa K. Passivity and its breakdown on iron and iron based alloys / K. Osozawa, N. Okato // USA-Japan Seminar on Honolulu, NACE, Houston, Texas. – 1976. – 135 p.
34. Jargelius-Petterson R. F. A. Sensitization behaviour and corrosion resistance of austenitic stainless alloyed with nitrogen and manganese / R. F. A. Jargelius-Petterson // ISIJ International. – 1996. – Vol. 36. – N 7. – P. 818–824. DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.36.818>
35. Jargelius-Petterson R. F. A. Electrochemic investigation of the influence of nitrogen alloying on pitting corrosion of austenitic stainless steels / R. F. A. Jargelius-Petterson // Corrosion Science. – 1999. – Vol. 41. – N 8. – P. 1639–1664. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(99\)00013-X](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(99)00013-X)
36. Galvele J. R. Passivity of metals / J. R. Galvele, R. P. Frankenthal, J. Kruger // The Electrochemical Societ. Pennington : NJ. – 1978. – N 28. – P. 285–327.
37. Newman, R. C. A micro-electrode study of the nitrate effect on pitting of stainless steels / R. C. Newman, M. A. Ajjawi // Corrosion Science. – 1986. – Vol. 26. – N 12. – P. 1057–1063. DOI: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(86\)90133-2](https://doi.org/10.1016/0010-938X(86)90133-2)
38. Bandy R. Properties of nitrogen-containing stainless alloy designed for high resistance to pitting / R. Bandy, Van Rooyen // Corrosion. – 1985. – Vol. 41. – N 4. – P. 228–233. DOI: <https://doi.org/10.5006/1.3581995>
39. Grabke H. J. The role of nitrogen in the corrosion of iron and steels / H. J. Grabke // ISIJ International. – 1996. – N 36. – P. 777–786.
40. Newman R. C. The effect of alloyed nitrogen or dissolved nitrate ions on the anodic behaviour of austenitic stainless steel in hydrochloric acid / R. C. Newman, T. Shahrabi // Corrosion Science. – 1987. – Vol. 27. – N 8. – P. 827–838. DOI: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(87\)90040-0](https://doi.org/10.1016/0010-938X(87)90040-0)
41. Sadough Vanini A The role of nitrogen in the passivity of austenitic stainless steels / A. Sadough Vanini, J. P. Audouard, P. Marcus // Corrosion Science. – 1994. – Vol. 36. – N 11. – P. 1825–1834. DOI: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(94\)90021-3](https://doi.org/10.1016/0010-938X(94)90021-3)
42. Ha, H. Y. Effects of Cr₂N on the pitting corrosion of high nitrogen stainless steel / H. Y. Ha, H. Kwon // Electrochimica Acta – 2007. – Vol. 52. – N 5. – P. 2175–2180. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2006.08.034>
43. Lu, Y. C. Surface enrichment of nitrogen during passivation of a highly resistant stainless steel / Y. C. Lu, R. Bandy, C. R. Clayton, R. C. Newman / Electrochemical Society. – 1983. – Vol. 130. – N 8. – P. 1774-1776. DOI: <https://doi.org/10.1149/1.2120091>
44. Willenbruch, R. D. An XPS and electrochemical study of the influence of molybdenum and nitrogen on the passivity of austenitic stainless steel / R. D. Willenbruch, C. R. Clayton, M. Oversluizen and etc. // Corrosion Science. – 1990. – Vol. 31. – P. 179–190. DOI: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(90\)90106-F](https://doi.org/10.1016/0010-938X(90)90106-F)
45. Newman, R. C. Understanding the corrosion of stainless steel / R. C. Newman // Corrosion. – 2001. – Vol. 57. – N 12. – P. 1030–1041. DOI: <https://doi.org/10.5006/1.3281676>

Одержано 14.03.2023

MATHEMATICAL MODELING OF THE CORROSION BEHAVIOR OF AUSTENITIC STEELS IN CHLORIDE-CONTAINING ENVIRONMENTS DURING THE OPERATION OF PLATE HEAT EXCHANGERS

- Narivs'kyi O. Dr. Sc., technical director of Ukrspetsmash LLC, Berdyansk, Ukraine, *e-mail: amz309@ukr.net*, ORCID 0000-0002-5608-1474
- Snizhnoi G. Dr. Sc., Professor, Head of the Department of Micro- and Nanoelectronics, National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: snow@zp.edu.ua*, ORCID 0000-0003-1452-0544
- Subbotin S. Dr. Sc., Professor, Head of the Department of software tools, National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: subbotin.csit@gmail.com*, ORCID 0000-0001-5814-8268
- Leoschenko S. assistant of the Department of software tools, National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: sedrikleo@gmail.com*, ORCID 0000-0001-5099-5518
- Pulina T. Dr. Sc., Professor, Head of the Department of Management, National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: pulinatv@ukr.net*, ORCID 0000-0002-2672-8281
- Snizhnoi V. Ph. D., Associate Professor of, Leading Specialist of the Educational and Scientific Laboratory, Zaporizhzhia National University, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: valentinsnezhnoy@gmail.com*

Purpose. It consists in the development of mathematical models that describe the dependence of the critical pitting temperatures of AISI 304, 08X18N10, AISI 321, 12X18N10T steels in model circulating waters with pH 4...8 and chloride concentration from 350 to 600 mg/l.

Research methods. The developed mathematical models are based on linear square regression and a neural network of direct signal propagation for a reduced set of features.

Results. It was established that the critical pitting temperatures of the studied austenitic chrome-nickel steels increase with an increase in the pH of the circulating water, the number of oxides up to 3.95 μm in size, the average distance between titanium nitrides, the Cr content and a decrease in the concentration of chlorides in the circulating water, the average distance between oxides, and the austenite average grain diameter.

Scientific novelty. Based on the established relationships between the critical pitting temperatures of corrosion-resistant steels AISI 304, 08X18H10, AISI 321, 12X18H10T, their chemical composition within the standard and structural heterogeneity, the mechanisms of their influence on the pitting resistance of these structural materials in circulating chloride-containing waters have been developed. It was established that metastable pitting is formed in a solid solution of austenite of steels around oxides with a size of 1,98...3,95 microns and repassivates before reaching critical dimensions of about 5 microns, which contributes to the growth of their pitting resistance in reversible chloride-containing environments.

Practical value. The developed mathematical models are proposed to be used for the selection of optimal melts of austenitic chrome-nickel steels for the production of heat exchangers and prediction of their pitting resistance during their operation in circulating waters. The processes contributing to the perforation of heat transfer elements of heat exchangers during their operation have been identified.

Key words: plate heat exchangers, circulating water, pitting corrosion, structure, neural networks.

References

1 Khoma, M.S. (2021). Stan i perspektyvy rozvytku doslidzhen u haluzi korozii ta protykoroziiinoho zakhystu konstruk-tsiinykh materialiv v Ukraini [State and prospects of research development in the field of corrosion and corrosion protection of construction

materials in Ukraine], *Visnyk Natsionalnoi akademii nauk Ukrainy* [Visnyk of the National Academy of Sciences of Ukraine], 12, 99–106. [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/visn2021.12.099>

2. Biehler, J. (2017). Corrosion properties of polished and shot-peened austenitic stainless steel 304L and 316L with and without plasma nitriding, *Surface and*

- coatings technology*, 313, 40–46. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.01.050>
3. Lochyński, P. (2019). Corrosion of the chromium-nickel steel screenings and grit separator, *Ochrona przed korozją*, 62(7), 225–235. DOI: <https://doi.org/10.15199/40.2019.7.2>
4. Zynher, N.M., Taradai, A.M., Barmyna, L.S., (1995). *Plastynchatye teploobmenniky v systemakh teplosnabzheniya* [Plate heat exchangers in heating systems]. Moskva, Enerhoatomyzdat. [in Russian].
5. Nariv's'kyi, O.E., Belikov, S.B. (2008). Pitting resistance of 06KhN28MDT alloy in chloride-containing media, *Materials science*, 4(44), 573–580.
6. Mishchenko, V.H., Snizhnoi, H.V., Nariv's'kyi, O.E. (2011). Mahnetometrychni doslidzhennia korozii noi povedinky krytsi AISI 304 u khlorydovmisnykh seredovyshchakh [Magnetometric investigation of corrosion behavior of AISI 304 steel in chloride-containing environment], *Metallofizika i noveishie tekhnologii* [Metal Physics and Advanced Technologies], 33(6), 769–774. [in Ukrainian].
7. Nariv's'kyi, O.E., Bielikov, S.B. (2015). Kharakterni osoblyvosti selektyvnoho rozchynennia stali AISI 321 v modelnykh oborotnykh vodakh [Characteristic features of selective dissolution of AISI 321 steel in model circulating waters], *Novi materialy i tekhnologii v metalurhii ta mashynobuduvanni* [New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering], 1, 24–31. [in Ukrainian].
8. Nariv's'kyi, O.E. (2011). Kinytyka korozii nykh protsesiv ta shvydkist pitynhuvannia splavu 06KhN28MDT u slabokyslykh khlorydovmisnykh rozchynakh [Kinetics of corrosion processes and speed of pitting of the 06KhN28MDT alloy in weakly acidic chloride-containing solutions], *Naukovi notatky* [Scientific notes], 31, 214–220. [in Ukrainian].
9. Nariv's'kyi, O.E., Belikov, S.B., Pulina, T.V. (2021). Influence of chloride-containing media on the pitting resistance of AISI 321 steel, *Materials Science*, 57(4), 2, 291–297. DOI: [10.1007/s11003-021-00544-z](https://doi.org/10.1007/s11003-021-00544-z)
10. Narivskij, A.E., Solidor, N.A. (2011). Korrozionnye processy i skorost rosta pittingov stalej AISI 304 i 08H18N10 v modelnykh oborotnykh vodah [Corrosion processes and growth rate of AISI 304 and 08X18H10 steel pits in model circulating waters], *Visnyk Pryazovsk. derzh. tekhn. un., Ser. tekhn. nauky* [Reporter of the Priazovskyi ntechnical university. Section: Technical sciences], 23, 2, 87–97. [in Russian].
11. Freedman, D.A. (2005). *Statistical models: theory and practice*, Cambridge University Press.
12. Snizhnoi, G. (2022). Dependence of Corrosion Resistance of Austenitic Chromium-Nickel Steels on the Magnetic State of Austenite, *Stainless Steels*. London, UK: IntechOpen, pp. 41-62, DOI: [10.5772/intechopen.102388](https://doi.org/10.5772/intechopen.102388).
13. Snizhnoi, V., Snizhnoi, G., Stepanenko, S. (2022). Determining the role of individual and combined chemical elements in the pitting corrosion process of austenitic Fe-Cr-Ni steels, *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 3(12), 117, 13–19. <https://doi.org/10.15588/1729-4061.2022.257841>
14. Narivskij, A.E., Yar Muhamedova, G.Sh. (2016). Vliyanie legiruyushih elementov i strukturnoj geterogenosti stali ASI321 na selektivnoe rastvorenje metallov iz pittingov [Effect of Alloying Elements and Structural Heterogeneity of Steel ASI321 on Selective Dissolution of Metals from Pittings], *Vesnik kazahskogo nacionalnogo universiteta im.Al-Fari. Fizicheskaya seriya* [Bulletin of the Kazakh National University named after Al-Fari. Physical Series], 56(6), 86–96. [in Russian].
15. Pistorius, P.C., Burstein, G.T. (1992). Growth of corrosion pits on stainless steel in chloride solution containing dilute sulphate, *Corrosion Science*, 33(12), 1885–1897. DOI: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(92\)90191-5](https://doi.org/10.1016/0010-938X(92)90191-5)
16. Pistorious, P.C., Burstein, G.T. (1994). Aspects of the effects of electrolyte composition on the occurrence of metastable pitting on stainless steel, *Corrosion Science*, 36(3), 525–538. DOI: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(94\)90041-8](https://doi.org/10.1016/0010-938X(94)90041-8)
17. Burstein, G.T., Moloney, J.J. (2004). Cyclic thermammetry, *Electrochemistry Communications*, 6(10), 1037–1041. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.elecom.2004.08.006>
18. Leckie, H.P., Uhlig, H.H. (1966). Environmental factors affecting the critical potential for pitting in 18–8 stainless steel, *Electrochem. Soc.*, 113(12), 1262–1267. DOI: [10.1149/1.2423801](https://doi.org/10.1149/1.2423801)
19. Abd El Meguid, E.A., Mahmoud, N.A., Abd El Rehim, S.S. (2000). The effect of some sulphur compounds on the pitting corrosion of type 304 stainless steel, *Materials chemistry and physics*, 63(1), 67–74. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0254-0584\(99\)00206-0](https://doi.org/10.1016/S0254-0584(99)00206-0)
20. Abd El Meguid, E.A., Abd El Latif, A.A. (2007). Critical pitting temperature for type 254 SMO stainless steel in chloride solutions, *Corrosion Science*, 49(2), 263–275. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2006.06.011>
21. Narivskiy, A. E. (2006). Determination of pitting resistance steel AISI 304 became in chloride-constaining enviroments which are in work of type heat exchangers, *Physicochemical mechanics of materials (special issue)*, 5, 316–320.
22. Park, J.O., Matsch, S., Bohni, H. (2002). Effects of temperature and chloride concentration on pit initiation and early pit growth of stainless steel, *J. Electrochem. Soc.*, 149(2), 34–39. DOI: [10.1149/1.1430415](https://doi.org/10.1149/1.1430415)
23. Freiman, L.Y., Basman, A.R., Pykus, E.A., Hudzhabydzhe, L. E. (1988). Opredelenyte krytycheskoho razmera pyttynha na nerzhaveiushchei staly [Determination of the critical size of pitting on stainless steel], *Zashchyta metallov* [Metal protection], 24(4), 614–617. [in Russian].
24. Snezhnoi, H.V. (2016). Vlyianye summarnoho soderzhanyia uhleroda y azota na korrozionnoe povedenye stalei AISI 304 y AISI 321 [Influence of the total content of carbon and nitrogen on the corrosion behavior of AISI 304 and AISI 321 steels], *Avyatyyonno-kosmycheskaia tekhnika y tekhnolohiya* [Aerospace

- Engineering and Technology], 8, 95–99. [in Russian].
25. Narivskiy, O.E. (2011). Zakonomirnosti korozijnogo rozchynennia ta shvydkist pitynhuvannia splavu 06KhN28MDT u neitralnykh khloridovymisnykh rozchynakh [Patterns of corrosion dissolution and speed of pitting of the 06KHN28MDT alloy in neutral chlorine-containing solutions], *Naukovi notatky* [Scientific notes], 32, 255–261. [in Ukrainian].
26. Narivskiy, O.E., Bielikov, S.B. (2007). Otsinka tryvkosti splavu 06KhN28MDT do pitynhovoi ta shchilynnoi korozii v khloridovymisnykh seredovyschchakh [Evaluation of the durability of the 06KHN28MDT alloy to pitting and crevice corrosion in chloride-containing environments], *Novi materialy i tekhnologii v metalurhii ta mashynobuduvanni* [New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering], 2, 45–53. [in Ukrainian].
27. Rozenfeld, Y. L. (1970). Korroziiya y zashchyta stalei. Moskva, Metallurhiya. [in Russian].
28. Vyazovikina, N.V. (1992). Ispolzovanie hronovoltamperometrii dlya izucheniya mehanizma selektivnogo rastvoreniya binarnykh splavov hrom zhelezo [The use of chronovoltamperometry to study the mechanism of selective dissolution of binary chromium-iron alloys], *Elektrokhimiya* [Electrochemistry], 6, 917–922. [in Russian].
29. APodobaev, N., Dzhanibachieva, L.E., Kolotyркиn, Ya.M. (1996). Zakonomernosti anodnogo rastvoreniya Ni–Fe splavov [Regularities of anodic dissolution of Ni–Fe alloys], *Elektrokhimiya* [Electrochemistry], 5, 549–553. [in Russian].
30. Levey, P.R., Van Bennekom, A. (1995). A mechanistic study of the effects of nitrogen on the corrosion properties of stainless steels, *Corrosion*, 51(12), 911–921. DOI: <https://doi.org/10.5006/1.3293567>
31. Gutiérrez de Sónz-Solabarriña, S., San Juan Nucez, J.M. (1996). Estudio de la susceptibilidad de un acero inoxidable austenítico estabilizado con niobio al dacadado por tensocorrosión en medio H₂S (SSC) y corrosión intergranular (IGC) en otros medios agresivos, *Deformaciyn Metólica*, 226, 77–83.
32. Perren, R.A., Uggowitzer, P.J., Speidel, M.O. (1997). Microstructure and corrosion resistance of super duplex stainless steels, *Duplex Stainless Steels 97. Proceedings, 5th World Conference, 21–23 Jct. Maastricht, Netherlands*, 1, 897.
33. Osozawa, K., Okato, N. (1976). Passivity and its breakdown on iron and iron based alloys, *USA-Japan Seminar on Honolulu. NACE, Houston, Texas*, 135.
34. Jargelius-Petterson, R.F.A. (1996). Sensitization behaviour and corrosion resistance of austenitic stainless alloyed with nitrogen and manganese, *ISIJ International*, 36(7), 818–824. DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.36.818>
35. Jargelius-Petterson, R.F.A. (1999). Electrochemic investigation of the influence of nitrogen alloying on pitting corrosion of austenitic stainless steels, *Corrosion Science*, 41(8), 1639–1664. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(99\)00013-X](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(99)00013-X)
36. Galvele, J.R., Frankenthal, R.P., Kruger, J. (1978). Passivity of metals, *The Electrochemical Societ. Pennington: NJ*, 28, 285–327.
37. Newman, R.C., Ajjawi, M.A.A. (1986). A micro-electrode study of the nitrate effect on pitting of stainless steels, *Corrosion Science*, 26(12), 1057–1063. DOI: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(86\)90133-2](https://doi.org/10.1016/0010-938X(86)90133-2)
38. Bandy R., Van Rooyen, D. (1985). Properties of nitrogen-containing stainless alloy designed for high resistance to pitting, *Corrosion*, 41(4), 228–233. DOI: <https://doi.org/10.5006/1.3581995>
39. Grabke, H.J., (1996). The role of nitrogen in the corrosion of iron and steels, *ISIJ international*, 36, 777–786.
40. Newman, R.C., Shahrabi, T. (1987). The effect of alloyed nitrogen or dissolved nitrate ions on the anodic behaviour of austenitic stainless steel in hydrochloric acid, *Corrosion Science*, 27(8), 827–838. DOI: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(87\)90040-0](https://doi.org/10.1016/0010-938X(87)90040-0)
41. Sadough Vanini, A., JAudouard, P., Marcus, P. (1994). The role of nitrogen in the passivity of austenitic stainless steels, *Corrosion Science*, 36(11), 1825–1834. DOI: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(94\)90021-3](https://doi.org/10.1016/0010-938X(94)90021-3)
42. Ha, H.Y., Kwon, H. (2007). Effects of Cr₂N on the pitting corrosion of high nitrogen stainless steel, *Electrochimica Acta*, 52(5), 2175–2180. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2006.08.034>
43. Lu, Y. C., Bandy, R., Clayton, C.R., Newman, R.C. (1983). Surface enrichment of nitrogen during passivation of a highly resistant stainless steel, *Electrochemical Society*, vol. 130, no. 8, pp. 1774-1776, DOI: <https://doi.org/10.1149/1.2120091>
44. Willenbruch, R.D., Clayton, C.R., Oversluizen, M., Kim, D., Lu, Y. (1990). An XPS and electrochemical study of the influence of molybdenum and nitrogen on the passivity of austenitic stainless steel, *Corrosion Science*, 31, 179–190. DOI: [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(90\)90106-F](https://doi.org/10.1016/0010-938X(90)90106-F)
45. Newman, R. C. (2001). Understanding the corrosion of stainless steel, *Corrosion*, 57(12), 1030–1041. DOI: <https://doi.org/10.5006/1.3281676>

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

SCIENTIFIC AND TECHNICAL INFORMATION

УДК 669.245.018.044:620.193.53

- Ольшанецький В. Ю. д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: olshanolshan@gmail.com*, ORCID: 0000-0002-9485-4896
- Кононенко Ю. І. старший викладач кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: juliakon7335@gmail.com*, ORCID: 0000-0002-0676-4015
- Скребцов А. А. канд. техн. наук, доцент кафедри механіки Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: nic_tz@ukr.net*, ORCID: 0000-0002-4669-9625

УРАХУВАННЯ ЕНЕРГЕТИКИ ДЕФЕКТІВ ТВЕРДОЇ ФАЗИ (ПЕРЕДУСІМ ВНУТРІШНІХ МЕЖ ЗЕРЕН) В СИГАРОПОДІБНИХ ДІАГРАМАХ ДВОФАЗНИХ СТРУКТУР

Відомо, що будь-яка сигароподібна діаграма, яка має в системі «температура – хімічний склад» лінії ліквідус та солідус, може бути побудована в два способи.

Перший полягає в урахуванні фігуративних критичних точок стосовно температур «ліквідус» та «солідус» для різних хімічних складів в системі компонентів А-В. Точно таку ж діаграму можна отримати шляхом врахування критичних точок ліквідусу та солідусу, що належать різним сплавам при різних фіксованих температурах перетворення.

Виходячи з принципів геометричної термодинаміки, можна шляхом проведення загальної дотичної знайти термодинамічні потенціали (для кожного розташування загальної дотичної) компонентів А та В у рідкій та твердій фазах. При цьому будь-яка вертикаль, що перетинає загальну дотичну для фіксованого хімічного складу, відповідає найменшій вільній енергії системи і тому похідна вільної енергії у кожному випадку буде дорівнювати нулю.

Крайні точки кожної дотичної відповідають мінімумам U - подібних кривих вільних енергій рідкої та твердій фаз. В той же час ці точки належать відповідним дотичним, котрі включають у себе відповідні дотичні та перетинають температурні координатні осі компонентів А та В. Спільні розв'язання рівнянь, що відповідають U - подібним кривим та побудованим прямим, дають можливість отримати значення гібсових вільних енергій суміші фаз (рідкої та твердій), які відповідають точкам дотику будь-якої дотичної.

До того ж, кожна U - подібна крива вільної енергії для твердій фази містить окрім таких вільних параметрів, як температура і тиск, ще і усереднену вільну енергію меж зерен, що повинно суттєво вплинути на характер розташування точок сигароподібної діаграми в системі координат «температура-хімічний склад».

Процедура вирішення проблеми побудови діаграми сигароподібного типу може бути здійснена методом «натягнутої струни».

Нехай маємо дві U - подібні криві, що відповідають двом фазам – рідкій та твердій. Якщо провести загальну дотичну вказаним способом при певному розташуванні обох кривих, будемо мати дві точки дотику, які характеризують мінімуми термодинамічних потенціалів ординат в цих точках, тобто мінімуми потенціалів при крайніх концентраціях C_A^{liq} та C_B^{sol} низки дотичних. При цьому ці концентрації у кожному випадку є незалежними одна від одної. Приймемо, що температура кристалізації рідкої фази T^{liq} менша за температуру утворення твердій фази T^{sol} . Тоді в будь-якій точці отриманої прямої ордината термодинамічного потенціалу для кожної вертикалі буде мати найменше значення.

Використовуючи значення отриманих похідних, можна у відомий спосіб (з урахуванням того, що вищезгадані концентрації незалежні) отримати такі аналітичні співвідношення:

$$C_A^{liq} \approx e^{-\frac{dU}{kT}} \quad \text{та} \quad C_B^{sol} \approx e^{-\frac{d(U+\gamma V)}{kT}}, \quad (1)$$

де U – вільна енергія зародкового кластера у рідкій фазі;
 γV – осереднене значення внеску вільної енергії меж зерен в ентропію розподілу елемента В відносно усіх неоднорідностей системи передусім стосовно внутрішніх меж будь-якого типу.

Отримані різниці концентрацій нанесені на низку паралельних температурних прямих.

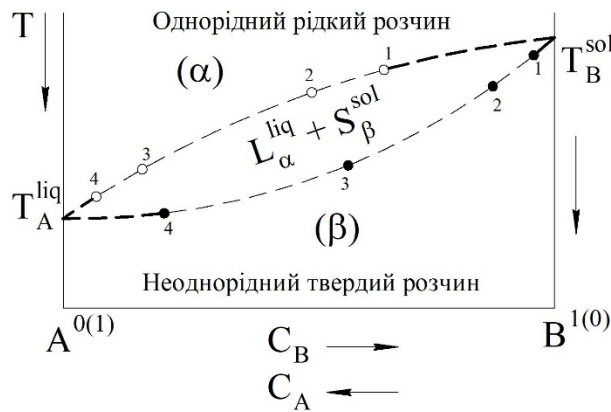


Рисунок 1. Сигароподібна діаграма системи двох компонентів А та В

Оскільки в цьому випадку внаслідок сингулярності самих температурних точок на ординатних осях для отримання кінцевого вигляду діаграм, необхідно додатково провести екстраполяцію в той чи інший спосіб на ці осі. Сигароподібна діаграма, що отримана цим методом, буде дещо ушкоджена відносно своєї ідеальної форми. Причинами цього є ентропійний ефект при врахуванні поверхневих особливостей щодо розподілу легувальних елементів.

Список літератури

1. Ольшанецкий В. Е. Об использовании парциальных химических потенциалов компонентов термодинамических систем при описании фазовых равновесий /В. Е. Ольшанецкий // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2008. – № 2. – С. 34-39.

Одержано 21.03.2023

CONSIDERATION OF THE ENERGETICS OF SOLID PHASE DEFECTS (MAINLY INTERNAL GRAIN BOUNDARIES) IN CIGAR-SHAPED DIAGRAMS OF TWO-PHASE STRUCTURES

- Ol'shanetskii V. Dr. Sc., Professor, Head of the Department of Physical Material Science, National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: olshan@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-9485-4896
- Kononenko Yu. Senior lecturer of the Department of Physical Materials Science, National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: juliakon7335@gmail.com, ORCID: 0000-0002-0676-4015
- Skrebtsov A. Candidate of technical Sciences, Associate Professor of the Department of Mechanics, National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: nic_tz@ukr.net, ORCID: 0000-0002-4669-9625

References

1. Ol'shanetskii V. (2008). On the use of partial chemical potentials of components of thermodynamic systems in the description of phase equilibria. *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*, 2, 34–39, [in Russian].

Наукове видання

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні № 1/2023**

Науковий журнал

Головний редактор:

д-р техн. наук, професор С. Б. Беліков

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 24.03.2023. Формат 60×84/8
Папір офс. ризогр. Ум. др. арк.7,4
Тираж 300 прим. Зам. № 118

69063, м. Запоріжжя, НУ «Запорізька політехніка», друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 6952 від 22.10.2019