

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 ДВІЧІ НА РІК

№ 1'2020

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Національний університет «Запорізька політехніка»

Запоріжжя
2020

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. Раціональне використання металів;

– механізація, автоматизація та роботизація. Вдосконалення методів дослідження та контролю якості металів. Моделювання процесів у металургії та машинобудуванні.

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Головний редактор: д-р техн. наук, професор С. Б. 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, Н. М. Кобзар, Н. О. Савчук, М. Л. М'ясликов, Н. І. Висоцька

Члени редколегії:

д-р техн. наук В. В. Луньов (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р техн. наук І. П. Волчок (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р техн. наук Е. І. Цивірко (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р техн. наук В. Г. Міщенко (ЗНУ), Україна

д-р техн. наук Н. Є. Калініна (ДНУ), Україна

д-р техн. наук С. І. Гоменюк (ЗНУ), Україна

д-р техн. наук С. М. Гребенюк (ЗНУ), Україна

д-р техн. наук Д. В. Лаухін (ПДАБА), Україна

д-р техн. наук В. О. Богуслаєв (ВАТ «Мотор Січ»), Україна

д-р техн. наук В. І. Мазур (НТУУ «КПІ»), Україна

чл.-кор. НАН України В. М. Федірко (ФМІ ім. Г. В. Карпенка НАН України)

д-р техн. наук З. А. Дурягіна (НУ «Львівська політехніка»), Україна

д-р філософії Піттер Аррас, (Католицький університет Льовену, Сінт-Каталін-Вейвер, Бельгія)

д-р техн. наук О. В. Овчинников (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р техн. наук О. Я. Качан (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р фіз.-мат. наук С. В. Лоскутов (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р техн. наук Г. І. Слинько (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р фіз.-мат. наук В. І. Пожуєв (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

дійсн. член НАНУ М. І. Гасик (НМетАУ), Україна

д-р техн. наук Л. Й. Іщенко (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р фіз.-мат. наук В. Ю. Данільченко (Інститут

металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України)

д-р хім. наук М. А. Турчанін (ДДМА), Україна

д-р техн. наук В. М. Константинов, (Білоруський національний технічний університет), Беларусь

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 № 4/20 від 08 грудня 2020 року.

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

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

Адреса редакції: 69063, Запоріжжя, вул. Жуковського, 64, тел. (061) 769-82-96, редакційно-видавничий відділ

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

Приказом Министерства образования и науки Украины № 1471 от 26.11.2020 г. «Об утверждении решений Аттестационной коллегии Министерства относительно деятельности специализированных ученых советов от 26 ноября 2020 года» **журнал «Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении»** (сокращенное название - НМТ) **включен в перечень научных профессиональных изданий Украины в категории «Б»**, в которых могут публиковаться результаты диссертационных работ на соискание ученых степеней доктора наук и доктора философии (кандидата наук).

Интернет-страница журнала: <http://nmt.zntu.edu.ua>

Научное издание включено в международные (INSPEC, CrossRef) и национальные («Джерело», Национальная библиотека Украины имени В. И. Вернадского НАН Украины) реферативные и наукометрические базы данных.

Опубликованным статьям присваивается уникальный идентификатор цифрового объекта DOI.

Журнал распространяется по Каталогу периодических изданий Украины (подписной индекс – 23271).

Научный журнал печатает оригинальные статьи научных работников вузов и организаций Украины и других стран в соответствии с рубриками:

– теория строения и структурных изменений в металлах, сплавах и композитах. Влияние термической, химико-термической и термомеханической обработки на характер структуры и физико-механические свойства материалов;

– конструкционные и функциональные материалы. Механические свойства сталей, сплавов и композитов. Технологическое обеспечение надежности и долговечности деталей энергетических установок. Методы механической обработки. Технологии упрочняющих обработок. Характеристики поверхностных слоев и защитных покрытий деталей машин и изделий;

– металлургическое производство. Теплофизика и теплоэнергетика. Ресурсосберегающие технологии. Порошковая металлургия. Промтранспорт. Рациональное использование металлов;

– механизация, автоматизация и роботизация. Усовершенствование методов исследования и контроля качества металлов. Моделирование процессов в металлургии и машиностроении.

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор: д-р техн. наук, профессор С. Б. Беликов (НУ «Запорізька політехніка»), Украина

Заместители гл. редактора: д-р техн. наук, профессор В. Е. Ольшанецкий (НУ «Запорізька політехніка»), Украина

д-р техн. наук, профессор В. В. Наумик (НУ «Запорізька політехніка»), Украина

Редакционно-издательский совет: С. Б. Беликов, В. Е. Ольшанецкий, В. В. Наумик, Н. Н. Кобзарь, Н. А. Савчук, Н. Л. Мясников, Н. И. Высоцкая

Члены редколлегии:

д-р техн. наук В. В. Лулев (НУ «Запорізька політехніка»), Украина
 д-р техн. наук И. П. Волчок (НУ «Запорізька політехніка»), Украина
 д-р техн. наук Э. И. Цивирко (НУ «Запорізька політехніка»), Украина
 д-р техн. наук В. Г. Мищенко (ЗНУ), Украина
 д-р техн. наук Н. Е. Калинина (ДНУ), Украина
 д-р техн. наук С. И. Гоменюк (ЗНУ), Украина
 д-р техн. наук С. Н. Гребенюк (ЗНУ), Украина
 д-р техн. наук Д. В. Лаухин (ПГАСА), Украина
 д-р техн. наук В. А. Богуслаев (ОАО «Мотор Сич»), Украина
 д-р техн. наук В. И. Мазур (НТУУ «КПИ»), Украина
 чл.-кор. НАН Украины В. Н. Федирко (ФМИ им. Г. В. Карпенко НАН Украины)
 д-р техн. наук З. А. Дурягина (НУ «Львівська політехніка»), Украина
 д-р философии Питтер Аррас, (Католический университет Львовену, Синт-Каталин-Вейвер, Бельгия)

д-р техн. наук А. В. Овчинников (НУ «Запорізька політехніка»), Украина
 д-р техн. наук А. Я. Качан (НУ «Запорізька політехніка»), Украина
 д-р физ.-мат. наук С. В. Лоскутов (НУ «Запорізька політехніка»), Украина
 д-р техн. наук Г. И. Слынько (НУ «Запорізька політехніка»), Украина
 д-р физ.-мат. наук В. И. Пожув (НУ «Запорізька політехніка»), Украина
 действ. член НАНУ М. И. Гасик (НМетАУ), Украина
 д-р техн. наук Л. И. Ищенко (НУ «Запорізька політехніка»), Украина
 д-р физ.-мат. наук В. Е. Данильченко (Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины)
 д-р хим. наук М. А. Турчанин (ДГМА), Украина
 д-р техн. наук В. М. Константинов, (Белорусский национальный технический университет), Беларусь

Рукописи присланных статей проходят дополнительное независимое рецензирование с привлечением ведущих специалистов Украины и других стран, по результатам которого редакционная коллегия принимает решения о возможности их опубликования. Рукописи не возвращаются.

Рекомендовано к изданию ученым советом Национального университета «Запорізька політехніка», протокол № 4/20 от 08 декабря 2020 года.

Журнал набран и сверстан в редакционно-издательском отделе Национального университета «Запорізька політехніка»

Компьютерный дизайн и верстка: Н. А. Савчук

Адрес редакции: 69063, Запорожье, ул. Жуковского, 64, тел. (061) 769-82-96, редакционно-издательский отдел

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

ЗМІСТ

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

<i>Глотка О.А., Клочихін В.В., Ольшанецький В.Ю.</i> ВТОРИННІ КАРБІДИ В БАГАТОКОМПОНЕНТНІЙ СИСТЕМІ Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C	6
<i>Чейлях Я.О., Чейлях О.П.</i> ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ГАРТУВАННЯ НА СТРУКТУРУ, МЕТАСТАБІЛЬНІСТЬ АУСТЕНІТУ ТА ВЛАСТИВОСТІ НАПЛАВЛЕНИХ Fe-Cr-Mn СТАЛЕЙ	13
<i>Сніжної Г.В., Ольшанецький В.Ю., Сажнев В.М.</i> ПРОГНОЗУВАННЯ І КОНТРОЛЬ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ ЗА АТОМНО-МАГНІТНИМ СТАНОМ АУСТЕНІТУ	21
<i>Айкін М.Д., Шаломєєв В.А., Лук'яненко О.С.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ВИСОКИХ ШВИДКОСТЕЙ ОХОЛОДЖЕННЯ ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ СИСТЕМИ Mg-Zr-Nd	25
<i>Татарчук Т.В.</i> СТАТИСТИЧНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ПОСТІЙНИХ МАГНІТІВ, СПЕЧЕНИХ ЗІ СПЛАВУ Nd-Fe-B, C-Cu, Ti	34
<i>Мазур В.І.</i> МІКРОСКОПІЧНА КІНЕТИКА ПЕРИТЕКТИЧНОГО ПЕРЕТВОРЕННЯ В ЛІГАТУРНИХ СПЛАВАХ Al-W	41

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

<i>Popov S.N., Shumykin S.O.</i> STUDY OF THE FEATURES OF THE WEAR OF A FRICTION PAIR OF A DRIVE WHEEL WITH A MOVER CATERPILLAR UNDER ABRASIVE CONDITIONS	49
<i>Малинов Л.С., Малышева И.Е., Бурова Д.В.</i> ПОЛУЧЕНИЕ В ЦЕМЕНТИРОВАННОМ СЛОЕ СТАЛЕЙ МЕТАСТАБИЛЬНОГО ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ	55
<i>Молочков Д.Є., Куликовський Р.А., Фурманова Н.І.</i> ВИЗНАЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНИХ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ WAAM НА ОСНОВІ ТЕХНОЛОГІЇ СМТ З ВИКОРИСТАННЯМ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ НЕЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ	62

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

<i>Слинько Г.І., Сухонос Р.Ф., Цокотун П.В., Слинько В.В., Володін Д.А.</i> ПІДВИЩЕННЯ ПАЛИВНОЇ ЕКОНОМІЧНОСТІ ДИЗЕЛЬНОГО ДВИГУНА 6ЧН12/14 ЗАВДЯКИ ВДОСКОНАЛЕННЮ РОЗПИЛЕННЯ ТА СУМІШОУТВОРЕННЯ	69
---	----

IV МЕХАНІЗАЦІЯ, АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА РОБОТИЗАЦІЯ

Россолов О.В.

ОЦІНКА АТРИБУТІВ ВИБОРУ КАНАЛУ ДОСТАВКИ КІНЦЕВИМИ СПОЖИВАЧАМИ В РАМКАХ ЛОГІСТИКИ ОСТАННЬОЇ МИЛІ	77
---	----

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

Плескач В.М., Ольшанецький В.Ю.

НАЙПОШИРЕНІШІ МОВНІ ПОМИЛКИ У НАУКОВІЙ ЛІТЕРАТУРІ	85
---	----

Грабовський В.Я., Лисиця О.В.

ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ЯК СПОСІБ ПОКРАЩЕННЯ ОБРОБЛЮВАНOSTІ РІЗАННЯМ ІНСТРУМЕНТАЛЬНОГО СПЛАВУ З ГЦК ГРАТКОЮ	88
--	----

Ольшанецький В.Ю.

РЕЦЕНЗІЯ НА ПІДРУЧНИК «ФАЗОВІ РІВНОВАГИ І ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ», ОПУБЛІКОВАННИЙ ЗАСЛУЖЕНИМ ДІЯЧЕМ НАУКИ І ТЕХНІКИ УКРАЇНИ, ДОКТОРОМ ТЕХН. НАУК, ПРОФ. МАЗУРОМ В. І.	89
---	----

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Канд. техн. наук Глотка О. А.¹, канд. техн. наук Клочихін В. В.²,

д-р техн. наук Ольшанецький В. Ю.¹

¹Національний університет «Запорізька політехніка», ²АТ «Мотор Січ»;
м. Запоріжжя

ВТОРИННІ КАРБІДИ В БАГАТОКОМПОНЕНТНІЙ СИСТЕМІ Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C

Мета роботи. Вивчити специфіку розподілу легувальних елементів у вторинних карбідах в багатокомпонентній системі Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C за допомогою розрахункового методу прогнозування CALPHAD.

Методи досліджень. Для пошуку закономірностей та розрахунку закономірностей розподілу легувальних елементів в сплаві, було обрано новітній метод CALPHAD, та проведено моделювання термодинамічних процесів кристалізації фаз.

Отримані результати. результати термодинамічних розрахунків хімічного складу карбідів наведені в вигляді математичних залежностей. Отримано рівняння впливу легувальних елементів на температури розчинення (виділення) вторинних карбідів. Показано, що отримані залежності тісно корелюють з термодинамічними процесами, що відбуваються в системі.

Наукова новизна. Показано, що при підвищенні сумарної концентрації карбідоутворюючих елементів, ускладняється і хімічний склад карбідів типу $M_{23}C_6$. Вміст молібдену більше 2 % призводить до утворення ТЦП фази типу – Р, а зі збільшенням його концентрації спостерігається перетворення карбіду МС в карбід типу M_6C . При концентрації вольфраму в складі сплаву більше 10 % помітно підвищується ймовірність виділення в структурі ТЦП фаз типу σ - і μ -, що чинить негативний вплив на механічні властивості і жароміцність.

Практична цінність. На основі комплексного підходу для багатокомпонентних ЖНС отримані нові регресійні моделі, що дозволяють адекватно прогнозувати хімічний склад вторинних карбідів за хімічним складом сплаву, це дозволило реалізувати рішення задачі розрахункового прогнозування складу карбідів за хімічним складом сплаву.

Ключові слова: ливарні жароміцні нікелеві сплави, система легування, метод CALPHAD, структура, склад карбідів.

Вступ

Відомо [1–3], що карбіди МС утворюються в процесі кристалізації (затвердіння) у вигляді дискретних частинок в міжзереном і внутрішньозереном просторі, а також в междендритних областях. Карбіди типу МС утворюються в рідині через сильну сегрегацію вуглецю, коли його кількість вище 0,05 %, а також при температурах трохи нижче температури затвердіння сплаву. При карбідних реакціях в сплавах вони служать основним джерелом вуглецю. У порядку зменшення стабільності в жароміцних нікелевих сплавах карбіди розташовуються в ряд HfC , TaC , NbC , TiC . Карбіди цього типу дуже стабільні при низьких температурах, але при більш високих температурах мають тенденцію до перетворення (деградації) у вторинні карбіди різних типів.

Метою роботи є вивчення специфіки впливу легувальних елементів на склад вторинних карбідів в структурі багатокомпонентної системи типу Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C за допомогою розрахункового методу прогнозування CALPHAD.

Матеріал і методика дослідження

Моделювання термодинамічних процесів, що протікають при кристалізації (охолодженні) або нагріванні в структурі сплавів здійснювалося методом CALPHAD [4].

В системі багатокомпонентного легування (Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C), що відповідала середньомарочному складу сплаву ЗМІ-3У [5], діапазон варіювання елементами був обраний з міркувань максимального і мінімального кількості елемента, що вводиться в жароміцні нікелеві сплави (ЖНС).

Таким чином, для дослідження було обрано карбідоутворювальні елементи в таких діапазонах легування: хром (1–35) %; молібден (1–6) %; вольфрам (1–16) % (тут і надалі відсотки позначаються по масі).

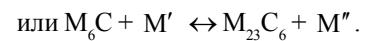
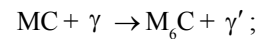
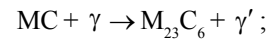
Отримані значення оброблялися в програмному комплексі Microsoft Office в пакеті EXCEL з отриманням кореляційних залежностей типу «параметр-властивість» та математичних рівнянь регресійних моделей, що оптимально описують ці залежності. Отримані залежності мають досить високі коефіцієнти критичної кореляції $R^2 \geq 0,9$ і можуть використовуватися для прогнозування розрахунків зазначених показників з відносною похибкою ± 3 %.

Результати дослідження та їх обговорення

Проведення аналізу виділення фаз в процесі кристалізації дослідженого сплаву в температурному діапазоні (1600–20 °C) показало, що найбільш імовірним є утворення основних фаз в наступному порядку: карбіди типу MC; γ - твердий розчин; евтектика $\gamma + \gamma'$; інтерметаллід типу γ' - фази на основі (Ni_3Al); карбіди типу M_{23}C_6 [1, 2].

Карбіди M_{23}C_6 утворюються в сплавах з помірним або високим вмістом хрому під час низькотемпературної обробки і в процесі експлуатації при 760...980 °C внаслідок розпаду карбідів MC і «залишкового» вуглецю, розчиненого в матриці. Зазвичай вони розташовуються по межах зерен, іноді уздовж ліній двійників та на дефектах пакування, кінцях двійників і можуть бути центрами зародження пластин σ - фази. До складу карбідів цього типу входять також молібден і вольфрам. Внаслідок

несприятливого розташування на межі зерен карбіду M_{23}C_6 можуть чинити негативний вплив на межу тривалої міцності. Карбіди типу M_6C утворюються при температурах 815...980 °C в сплавах з більш високим вмістом тугоплавких елементів: вольфраму та молібдену. Переважно вони виділяються по межах зерен. У порівнянні з карбідами типу M_{23}C_6 карбіди M_6C більш стабільні при високих температурах. Перетворення карбідів типу MC з утворенням карбідів M_6C і M_{23}C_6 відбувається за відомими реакціями [3, 6]:



В роботах [7, 8] показано, що хром один з основних елементів, який підвищує характеристики корозійної стійкості сучасних промислових ЖНС. В середньому вміст хрому знаходиться на рівні 15 %, проте для збільшення жаростійкості його кількість може бути збільшено до 35 %. Крім корозійних властивостей, хром бере участь в утворенні одного з вторинних карбідів типу M_{23}C_6 , який присутній майже у всіх ЖНС. Хоча, хром і є елементом, що впливає на утворення вторинних карбідів, він має помітний вплив на температуру розчинення (виділення) первинних карбідів. Встановлено, що залежності (рис. 1) мають складний характер і описуються залежностями (табл. 1).

При вмісті хрому в сплав до 5 % вторинний карбід не утворюється, тому їх температурна залежність розчинення (виділення) починається з 5 %.

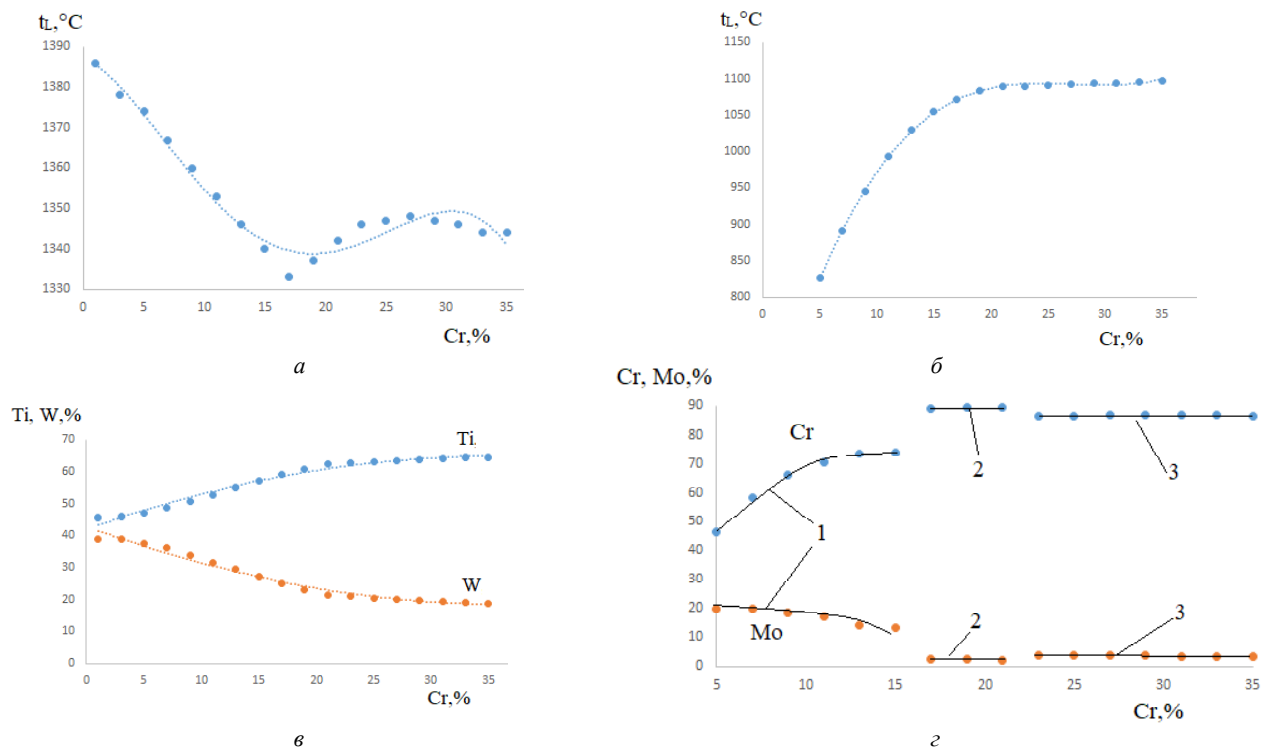


Рис. 1. Вплив вмісту хрому в складі сплаву на температуру розчинення (виділення) карбідів типу MC (а) і M_{23}C_6 (б), кількість титану і вольфраму первинного карбіду (в), хрому і молібдену вторинного карбіду (з)

Таблиця 1 – Математичні залежності температури розчинення (виділення) карбідів і вміст легуючих елементів у вторинних карбідах $M_{23}C_6$ від вмісту хрому, молібдену і вольфраму

Легуючий елемент	Температури розчинення (виділення) карбідів	Вміст елементів у вторинному карбіді
Cr	<p>первинні карбіди типу MC: $t_L, ^\circ C = -0,0004 \cdot (C_{Cr})^4 + 0,0255 \cdot (C_{Cr})^3 - 0,401(C_{Cr})^2 - 1,4112(C_{Cr}) + 1387,4$;</p> <p>вторинні карбіди типу $M_{23}C_6$: $t_L, ^\circ C = 0,0254(C_{Cr})^3 - 2,0774(C_{Cr})^2 + 56,13(C_{Cr}) + 592,74$.</p>	<p>первинні карбіди типу MC: $C_{Ti}(\% \text{ в карбіді}) = -0,0172(C_{Cr} \text{ в сплаві})^2 + 1,2582(C_{Cr} \text{ в сплаві}) + 42,195$; $C_W(\% \text{ в карбіді}) = 0,0178(C_{Cr} \text{ в сплаві})^2 - 1,3222(C_{Cr} \text{ в сплаві}) + 42,957$;</p> <p>вторинні карбіди типу $M_{23}C_6$: $C_{Cr}(\% \text{ в карбіді}) = -0,3424(C_{Cr} \text{ в сплаві})^2 + 9,5524(C_{Cr} \text{ в сплаві}) + 7,5006$; $C_{Mo}(\% \text{ в карбіді}) = -0,0512(C_{Cr} \text{ в сплаві})^2 + 0,3034(C_{Cr} \text{ в сплаві}) + 19,746$</p>
Mo	<p>первинні карбіди типу MC: $t_L^{MC}, ^\circ C = 1,7949 \cdot (C_{Mo})^2 - 12,11 \cdot (C_{Mo}) + 1356,8$;</p> <p>вторинні карбіди типу $M_{23}C_6$: $t_L^{M_{23}C_6}, ^\circ C = 14,455 \ln(C_{Mo}) + 1034,4$</p>	<p>первинні карбіди типу MC: $C_{Mo}(\% \text{ в карбіді}) = -0,0107(C_{Mo} \text{ в сплаві})^2 + 0,192(C_{Mo} \text{ в сплаві}) - 0,01$; $C_{Cr}(\% \text{ в карбіді}) = -0,0028(C_{Mo} \text{ в сплаві})^3 + 0,0375(C_{Mo} \text{ в сплаві})^2 - 14,74(C_{Mo} \text{ в сплаві}) + 0,7139$</p> <p>вторинні карбіди типу $M_{23}C_6$: $C_W(\% \text{ в карбіді}) = -2,089 \cdot \ln C_{Mo}(\text{в сплаві}) + 3,6444$; $C_{Ni}(\% \text{ в карбіді}) = 10,2722 \cdot (C_{Mo} \text{ в сплаві}) + 1,8327$; $C_{Co}(\% \text{ в карбіді}) = 0,0896 \cdot (C_{Mo} \text{ в сплаві}) + 66,772$; $C_{Cr}(\% \text{ в карбіді}) = -0,5755 \cdot (C_{Mo} \text{ в сплаві}) + 73,592$; $C_{Mo}(\% \text{ в карбіді}) = 2,729 \cdot \ln C_{Mo}(\text{в сплаві}) + 15,174$</p>
W	<p>первинні карбіди типу MC: $t_L^{MC}, ^\circ C = 0,705 \cdot (C_W)^2 - 6,6189 \cdot (C_W) + 1354$;</p> <p>вторинні карбіди типу $M_{23}C_6$: $t_L^{M_{23}C_6}, ^\circ C = 3,8956(C_W) + 1003,7$</p>	<p>первинні карбіди типу MC: $C_W(\% \text{ в карбіді}) = -0,129(C_W \text{ в сплаві})^2 + 2,874(C_W \text{ в сплаві}) + 14,509$; $C_{Ti}(\% \text{ в карбіді}) = 0,1018(C_W \text{ в сплаві})^2 - 2,2144(C_W \text{ в сплаві}) + 66,44$</p> <p>вторинні карбіди типу $M_{23}C_6$: $C_W(\% \text{ в карбіді}) = -0,2337 \cdot e^{1,4491 \cdot (C_W \text{ в сплаві})}$; $C_{Ni}(\% \text{ в карбіді}) = 0,0425(C_W \text{ в сплаві})^2 - 0,8234(C_W \text{ в сплаві}) + 5,6003$</p>

На розподіл елементів в карбіді MC (рис. 1а) хром впливає другорядно. Так, зі збільшенням вмісту хрому в сплаві в складі первинних карбідів змінюється концентрація титану до 65 %, що описується параболічною функцією (табл. 1)

На рисунку 1г, чітко простежується три ділянки, які концентраційно можна розділити на: 1 – до 15 %; 2 – 15–23 % і 23–35 % хрому в сплаві. Перша ділянка, як для хрому, так і для молібдену, вторинного карбіду описується параболічними залежностями (табл. 1).

Поява другої ділянки на рисунку 1г, а також перегин кривої на рисунку 1а, ймовірно пов'язано з утворен-

ням топологічно щільнопакованих (ТЩП) фаз типу σ - фази, що може чинити негативний вплив не тільки на механічні, а й на теплофізичні властивості, а також на розподіл елементів в фазах. При цьому, встановлено, що кількість хрому у вторинному карбіді зростає до 89 %, а молібдену знижується до 2,5 %. На другій ділянці, концентрація цих елементів не змінюється.

На рисунку 1г показано, що поява третьої ділянки так само корелює з перегином кривої на рисунку 1а, що скоріш за все пов'язано з виділенням в структурі сплаву α - твердого розчину на основі хрому. Так, при вмісті хрому більше 23 %, він повністю не розчиняється в нікелевої

матриці, а виділяється у вигляді окремих включень, що не є для даної композиції структурно оптимальним станом. Зміст хрому і молібдену на цьому етапі залишається постійним і становить 86,8 % і 3,6 %, відповідно.

Відомо [9, 10], що молібден, один з елементів який бере участь в утворенні вторинних карбідів і на його основі можуть формуватися карбіди типу M_6C , при цьому молібден може входити до складу карбідів типу $M_{23}C_6$. Оскільки в досліджуваній композиції утворення M_6C малоймовірно, то в подальшому буде розглянуто вплив молібдену на карбіди типу $M_{23}C_6$.

На рисунку 2 показано, що молібден робить складний вплив не тільки на температуру розчинення (виділення) вторинних карбідів, але і помітно впливає на температуру розчинення (виділення) первинних карбідів.

Вплив молібдену неоднозначний на температури утворення карбідів (карбідного ліквідусу), в першому випадку для первинних карбідів (рис. 2а) по параболічній залежності (табл. 1), при цьому, підвищуючи температуру виділення (розчинення) вторинних карбідів (рис. 2б) за логарифмічною залежністю (табл. 1). Слід зазначити, що в складі первинних карбідів молібден присутній в незначній концентрації (0,2 %) і його концентрація підвищується до 0,8 % зі збільшенням його вмісту в складі сплаву (рис. 2в).

Переважає концентрації молібдену в складі первинних карбідів відбувається при вмісті в сплаві 3,5–4 %. При цих же концентраціях спостерігається екстремум температури розчинення (виділення) первинних карбідів (рис. 2а). Збільшення вмісту молібдену в складі сплаву, призводить до зниження концентрації вольфраму і збільшення

кількості нікелю і кобальту у вторинних карбідах (рис. 2з), що описується такими залежностями (табл. 1).

Збільшення концентрації кобальту над вольфрамом в складі вторинних карбідів спостерігається при вмісті в сплаві молібдену 3,5–4 %, що збігається зі змінами, виявленими для первинних карбідів (рис. 2в). Концентрація хрому і молібдену в складі вторинних карбідів збільшується зі збільшенням вмісту молібдену в складі сплавів за такими залежностями (табл. 1).

Отже, збільшення концентрації молібдену, нікелю і кобальту в складі вторинних карбідів свідчить про перетворення карбідів типу $M_{23}C_6$ в карбіди типу M_6C , оскільки саме ці елементи характерні для карбіду M_6C . Однак встановлено, що вміст молібдену в складі сплаву 2 % і вище призводить до виділення ТЩП фаз типу Р- фази, яка негативно впливає на властивості матеріалу, істотно знижуючи рівень жароміцності, а також механічних властивостей, особливо пластичності.

Загальновідомо [10, 11], що вольфрам вводиться до складу ЖНС з метою підвищення рівня температур фазових перетворень і відповідно, жароміцності сплаву. Вміст вольфраму в сучасних жароміцних сплавах знаходиться в досить широких межах 1–16 %. Подальше збільшення вмісту вольфраму істотно підвищує ймовірність виділення в структурі ТЩП фаз, а також α твердого розчину на основі W. Так, вміст вольфраму до 10 % в складі сплаву практично не впливає на температуру розчинення (виділення) первинних карбідів типу MC (рис. 3а). Подальше його збільшення в складі сплаву сприяє помітному зростанню температури карбідного ліквідусу за такою залежністю (табл. 1).

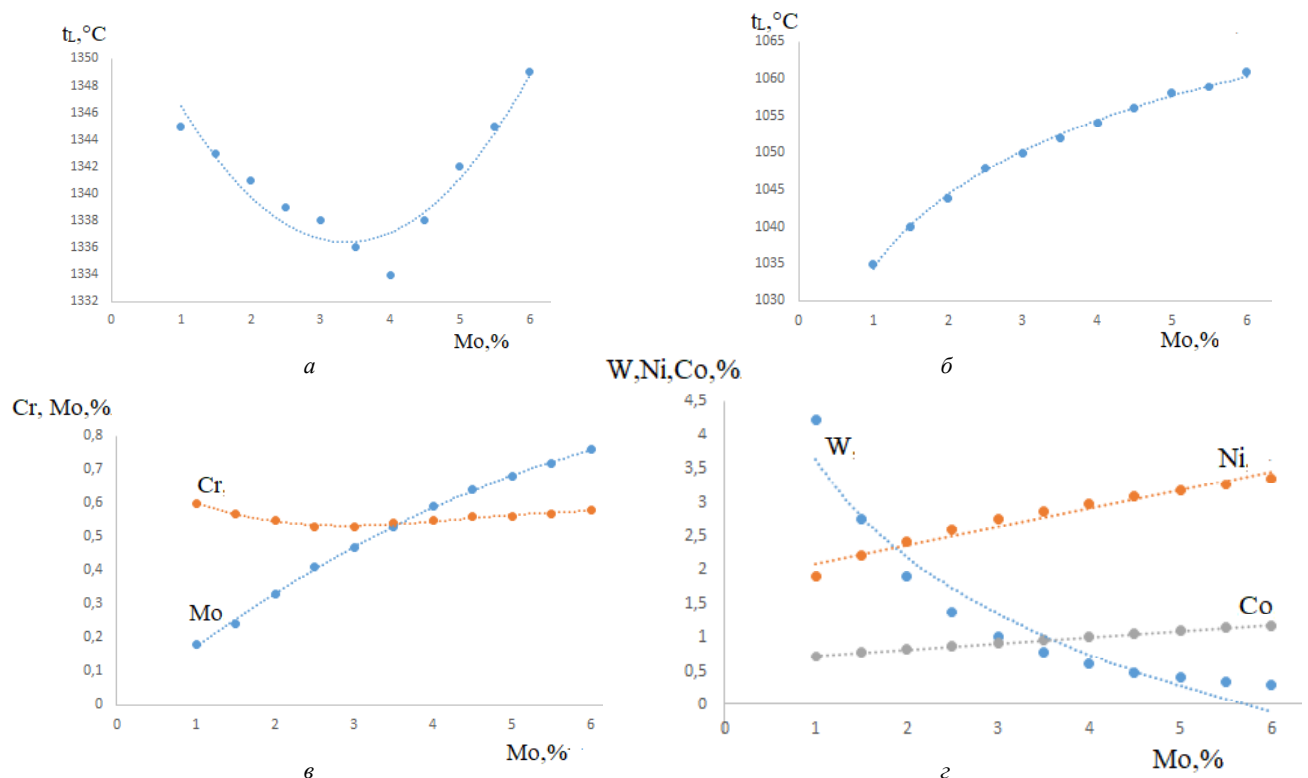


Рис. 2. Вплив вмісту молібдену в складі сплаву на температуру розчинення (виділення) карбідів типу MC (а) і $M_{23}C_6$ (б), кількість хрому і молібдену первинного карбіду (в), вольфраму, нікелю і кобальту вторинного карбіду (з)

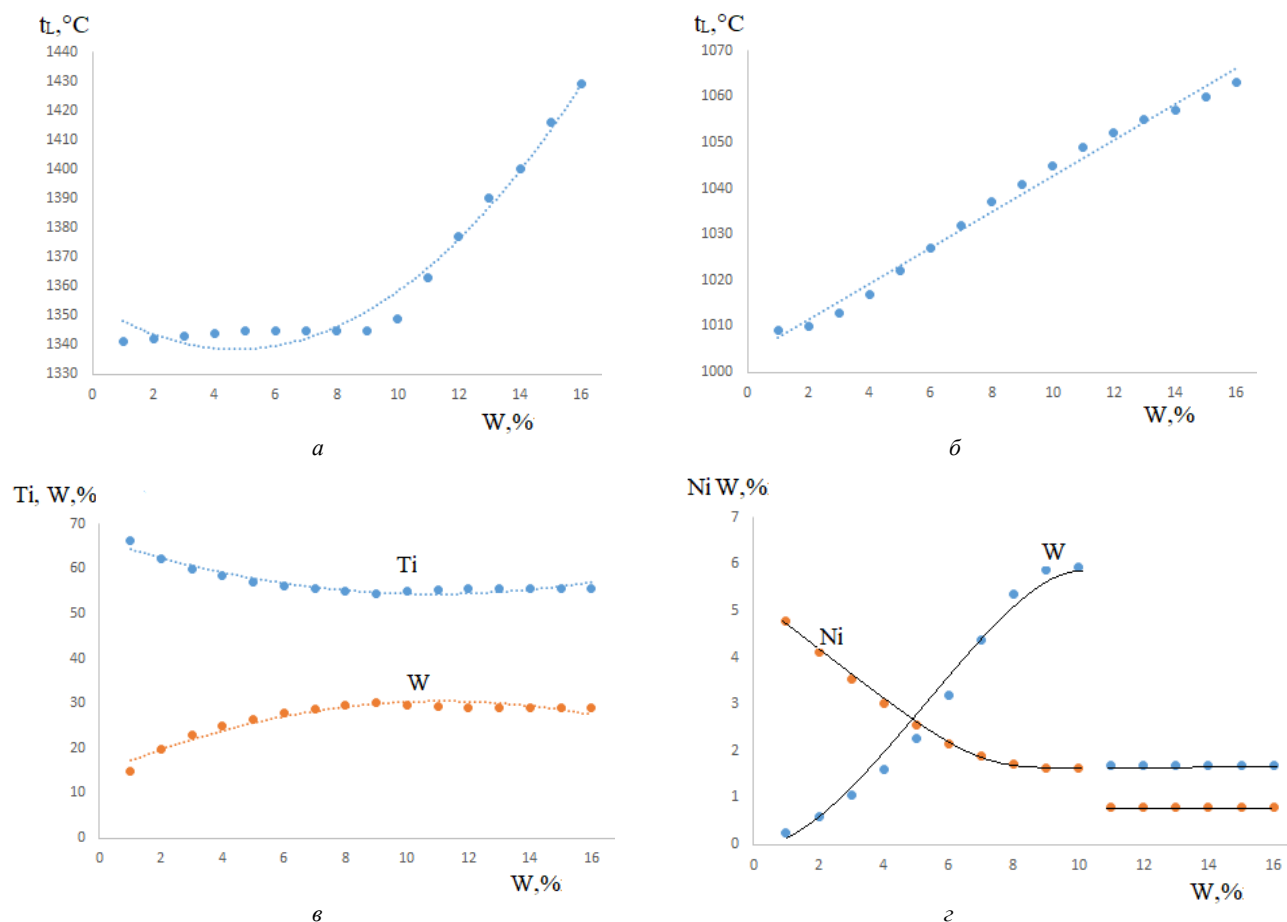


Рис. 3. Вплив вмісту вольфраму в складі сплаву на температуру розчинення (виділення) карбідів типу MC (а) і $M_{23}C_6$ (б), кількість титану і вольфраму у первинних карбідах (в), вольфраму і нікелю у вторинних карбідах (г)

Експериментально встановлено, що при збільшенні вмісту вольфраму в складі сплаву, більш ніж 10 %, в складі первинних карбідів його концентрація зростає до 29–30 % (рис. 3в), і описується параболічною залежністю (табл. 1). При концентрації вольфраму в складі сплаву 8 % і більше, титан практично не змінює свою концентрацію в складі первинних карбідів (рис. 3в). При цьому, в первинних карбідах концентрація титану знижується до 55 % по параболічній залежності (табл. 1).

Зміни концентрацій вольфраму і молібдену в складі первинних карбідів, можуть супроводжуватися утворенням ТЦП фази, типу Р, якщо в складі сплаву вміст вольфраму 8 % і більше. При цьому, в складі первинних карбідів концентрація хрому і молібдену знижується до 0,47 % і 0,06 %, відповідно.

Вміст вольфраму в складі сплаву робить істотний вплив на концентрацію легуючих елементів у вторинних карбідах. Так, при вмісті в складі сплаву вольфраму до 10 %, концентрація хрому і молібдену змінюється до 74 % і 12 % відповідно, а якщо вміст вольфраму в складі сплаву перевищує 10 %, то знаходяться на рівні 89 % Cr і 1,9 % Mo.

Встановлено, що при концентрації вольфраму більше 10 %, нікель і вольфрам в складі вторинних карбідів практично не змінюється і знаходяться на рівні

0,8 % і 1,8 % відповідно. При вмісті вольфраму 10 % в складі сплаву (рис. 3г), перегин залежностей, ймовірно, можна пов'язати з утворенням ТЦП фаз типу σ або μ , що може викликати збільшення структурної неоднорідності в результаті несприятливого перерозподілу елементів у фазах і чинити негативний вплив на характеристики міцності сплавів.

Висновки

1. На основі комплексного підходу для багатокомпонентних ЖНС отримані нові регресійні моделі, що дозволяють адекватно прогнозувати хімічний склад вторинних карбідів за хімічним складом сплаву, що дозволило реалізувати рішення задачі розрахункового прогнозування складу карбідів за хімічним складом сплаву.

2. Встановлено залежності впливу легуючих елементів на температури розчинення (виділення) вторинних карбідів в сплав системі Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C. Показано, що зміни у вигляді кривих, а також залежності температури від вмісту елемента добре корелюють з термодинамічними процесами, що відбуваються в системі, тобто на кривих спостерігаються екстремуми, які супроводжують зміну стехіометрії карбідів або виділення нових фаз.

3. Показано, що при підвищенні сумарної концентрації карбідоутворюючих елементів, ускладнюється і

хімічний склад карбідів типу $M_{23}C_6$. При збільшенні концентрації хрому карбід $M_{23}C_6$ прагне до утворення карбиду на основі хрому, однак при концентрації більше 15% підвищується ймовірність виділення ТЩП фаз різного типу. Вміст молибдену більше 2 % приводить до утворення ТЩП фази типу Р, а зі збільшенням його концентрації спостерігається перетворення карбиду МС в карбід типу M_6C . При концентрації вольфраму в складі сплаву більше 10 % помітно підвищується ймовірність виділення в структурі ТЩП фаз типу σ - і μ -, що призводить негативний вплив на механічні властивості та жароміцність.

Список літератури

1. Каблов Е. Н. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина : науч.-техн. сб. : к 100-летию со дня рождения С. Т. Кишкина / Под общ. ред. Е.Н. Каблова. – М. : Наука, 2006. – 272 с.
2. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) / Е. Н. Каблов. – Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, Государственный научный центр Российской Федерации. – М. : МИСИС, 2001. – 632 с.
3. Кишкин С. Т. Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе / Кишкин С. Т., Строганов Г. Б., Логунов А. В. – М. : Машиностроение, 1987. – 116с.
4. Lizi He Effect of carbides on the creep properties of a Ni-base superalloy M963/ Lizi He, X. F. Sun, H. R. Guan // Materials Science and Engineering A. – 2005. – № 397(1). – P. 297–304. DOI: 10.1016/j.msea.2005.02.038
5. Паспорт на жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав ЗМИ-3У (ХН64ВМКЮТ) / А. Д. Коваль, С. Б. Беликов, А. Г. Андриенко и др. : утв. проректор по научной работе Н. С. Гамов. – Запорожье, 1995. – 30 с.
6. C. Sommitsch Microstructure control in processing nickel, titanium and other special alloys / C.Sommitsch, R.Radis, A.Krumphals, M.Stockinger, D.Huber// Microstructure Evolution in Metal Forming Processes. – 2012. – P. 337–383. <https://doi.org/10.1533/9780857096340.3.337>
7. Nowotnik A. Reference Module in Materials Science and Materials Engineering/ A. Nowotnik. – Rzeszow University of Technology, Rzeszow, Poland, 2016. – 155. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.02574-1>
8. Hiroto Kitaguchi Microstructure-Property Relationship in Advanced Ni-Based Superalloys/ Hiroto Kitaguchi. – Open access peer-reviewed chapter, 2012. – 210 p. DOI: 10.5772/52011
9. B. G. Choi MC Carbide Decomposition during Thermal Exposure of Polycrystalline Ni-Base Superalloys / B. G. Choi // Solid State Phenomena. – 2007. – Vol. 124–126. – P. 1505–1508. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.124-126.1505>
10. Rui Hu Precipitation behavior of grain boundary M23C6 and its effect on tensile properties of Ni-Cr-W based superalloy/ Rui Hu, Jinshan Li, Guanghai Bai// Materials Science and Engineering A. – 2012. – № 548. – P. 83–88. DOI: 10.1016/j.msea.2012.03.092
11. Sisi Xiang Site preference of metallic elements in M23C6 carbide in a Ni-based single crystal superalloy / Sisi Xiang, Zhenju Shen, Shengcheng Mao// Materials & design. – 2017. – № 129. – P. 457–468. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.05.023

Одержано 27.11.2020

Глотка А. А., Клочихин В. В., Ольшанецкий В. Ю. Вторичные карбиды в многокомпонентной системе Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C

Цель работы. Изучить специфику распределения легирующих элементов во вторичных карбидах в многокомпонентной системе Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C с помощью расчетного метода прогнозирования CALPHAD.

Методы исследований. для поиска закономерностей и расчета закономерностей распределения легирующих элементов в сплаве, был избран новый метод CALPHAD, и проведено моделирование термодинамических процессов кристаллизации фаз.

Полученные результаты. результаты термодинамических расчетов химического состава карбидов приведены в виде математических зависимостей. Получены уравнения влияния легирующих элементов на температуры растворения (выделения) вторичных карбидов. Показано, что полученные зависимости тесно коррелируют с термодинамическими процессами, происходящими в системе.

Научная новизна. Показано, что при повышении суммарной концентрации карбидообразующих элементов, осложняется и химический состав карбидов типа $M_{23}C_6$. Содержание молибдена более 2 % приводит к образованию ТЩП фазы типа Р, а с увеличением его концентрации наблюдается преобразование карбида МС в карбид типа M_6C . При концентрации вольфрама в составе сплава более 10 % заметно повышается вероятность выделения в структуре ТЩП фаз типа σ - и μ -, что оказывает отрицательное влияние на механические свойства и жаропрочность.

Практическая ценность. На основе комплексного подхода для многокомпонентных ЖНС получены новые регрессионные модели, позволяющие адекватно прогнозировать химический состав вторичных карбидов по химическому составу сплава, что позволило реализовать решение задачи расчетного прогнозирования состава карбидов по химическому составу сплава.

Ключевые слова: литейные жаропрочные никелевые сплавы, система легирования, метод CALPHAD, структура, состав карбидов.

Glotka O., Klochikhin V., Ol'shanetskii V. Secondary carbides in the multi-component system Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C

Purpose of work. To study the specifics of the distribution of alloying elements in secondary carbides in the multicomponent system Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C using the calculation method of CALPHAD prediction.

Research methods. To find regularities and calculate regularities of distribution of alloying elements in the alloy, the latest CALPHAD method was chosen, and modeling of thermodynamic processes of phase crystallization was carried out.

The obtained results. The results of thermodynamic calculations of the chemical composition of carbides are given in the form of mathematical dependences. The equation of the influence of alloying elements on the dissolution (separation) temperature of secondary carbides is obtained. It is shown that the obtained dependences are closely correlated with the thermodynamic processes occurring in the system.

Scientific novelty. It is shown that with increasing the total concentration of carbide-forming elements, the chemical composition of carbides of the $M_{23}C_6$ type becomes more complicated. The molybdenum content of more than 2 % leads to the formation of TSHP phase type P, and with increasing concentration there is a conversion of MC carbide to carbide type M_6C . When the concentration of tungsten in the alloy is more than 10 %, the probability of separation of phases of the σ - and μ - type in the structure of the TSP significantly increases, which has a negative effect on the mechanical properties and heat resistance.

Practical value. On the basis of an integrated approach for multicomponent ZHNS new regression models are obtained, which allow adequately predict the chemical composition of secondary carbides by the chemical composition of the alloy, this allowed to solve the problem of calculated prediction of carbide composition by chemical composition of the alloy.

Key words: cast heat-resistant nickel alloys, alloying system, CALPHAD method, structure, carbide composition.

УДК 621.785.616:539.377

Канд. техн. наук Чейлях Я. О.¹, д-р техн. наук Чейлях О. П.²¹ ТОВ «МЕТИНВЕСТ- БІЗНЕС СЕРВІС»,² ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет»; м. Маріуполь

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ГАРТУВАННЯ НА СТРУКТУРУ, МЕТАСТАБІЛЬНІСТЬ АУСТЕНІТУ ТА ВЛАСТИВОСТІ НАПЛАВЛЕНИХ Fe-Cr-Mn СТАЛЕЙ

Актуальність. У практиці відновлення деталей електродуговим наплавленням основна увага приділяється хімічному складу наплавленого металу, який зазвичай використовується без термічної обробки, або після високого відпуску, а роль структурних факторів, що впливають на ступінь метастабільності аустеніту та його деформаційні перетворення поки не застосовується. Тому дуже актуальна та перспективна розробка нових способів і технологій термічної обробки, що дозволяють регулювати метастабільність аустенітної складової та ефективно покращувати властивості наплавленого металу.

Метою роботи є оптимізація режимів гартування, що забезпечують регулювання фазового складу, мікроструктури, метастабільності аустеніту задля підвищення механічних та експлуатаційних властивостей наплавленої екзотермічної Fe-Cr-Mn сталі.

Методи досліджень та випробувань. В роботі використовувалися металографічний, рентгеноструктурний, дюрOMETРИЧНИЙ методи досліджень, випробування твердості, мікротвердості, механічних властивостей, зносостійкості в умовах сухого тертя-ковзання, ударно-абразивного зношування.

Результати досліджень. Досліджено вплив температури гартування в інтервалі нагріву від 850 °C до 1150 °C на мікроструктуру, фазовий склад, метастабільність аустеніту та властивості наплавленої сталі 20X8Г6СТАФ. Встановлено, що з підвищенням температури нагріву під гартування в структурі верхнього наплавленого шару вміст мартенситу гартування зменшується, а аустеніту, навпаки, зростає. Після кожної температури гартування фазовий склад і мікроструктура наплавленого металу по наплавлених шарах закономірно змінюється згідно ступінчасто-пошаровому характеру зміни хімічного складу шарів в залежності від наплавлявально-технологічних параметрів наплавлення (зварювального току, напруги, швидкості наплавлення, частки участі основного металу в наплавленому). Про це свідчить панорама зміни мікроструктури та мікротвердості по шарах наплавленого металу. В результаті такі закономірні зміни структури та фазового складу наплавленого металу в залежності від температури гартування відзначають ступінь метастабільності аустенітної складової до розвитку деформаційного мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення при зношуванні (ДМПЗ) в поверхневому шарі, що характеризують наукову новизну отриманих результатів. Все це є основними факторами формування зносостійкості наплавленого металу за рахунок ефектів самозміцнення, саморелаксації мікронапруг, самоадаптації до умов зношування. Відзначені оптимальні температури гартування для підвищення зносостійкості наплавленого металу для різних умов зношування. Отримані результати мають практичне значення для розробки технологій пошарового наплавлення та термічної обробки метастабільного Fe-Cr-Mn металу для підвищення його зносостійкості для різних умов експлуатації.

Ключові слова: наплавлення, сталь, гартування, мартенсит, метастабільний аустеніт, мартенситні перетворення, зносостійкість.

Номенклатура

Позначення, скорочення	Визначення
ДМПЗ	деформаційне мартенситне $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення при зношуванні
t	температура гартування, °C
HRC	твердість по Роквеллу за шкалою С
KCU	ударна в'язкість зразків з U-образним надрізом, МДж/м ²
$H_{\gamma 1,98}$	мікротвердість при вдавлюванні діамантової чотирьохгранної пірамідки під навантаженням 1,98 Н, МПа
ϵ	відносна зносостійкість в умовах сухого тертя-ковзання метал по металу
$\epsilon_{y.a.}$	відносна зносостійкість в умовах ударно-абразивного зношування

Вступ

Відновлення деталей машин, що швидко зношуються електродуговим наплавленням є дуже актуальною задачею сучасного матеріалознавства, зварювання та споріднених технологій. При цьому важливо одночасно з відновленням досягати підвищення механічних і експлуатаційних властивостей наплавленого металу. Це можливо завдяки формуванню необхідної мікроструктури за допомогою режимів термічної обробки. Однак для наплавленого металу термічна обробка використовується обмежено проведенням високого відпуску, різь – нормалізації. Новим напрямом сучасних досліджень є формування в структурі наплавленого металу метастабільного аустеніту, який схилено до деформаційного мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення при зношуванні (ДМПЗ), що супроводжується утворенням мартенситу деформації, ефектами самозміцнення та саморелаксації мікронапруг. Для цього необхідно регулювати кількість та ступінь метастабільності аустенітної складової структури за допомогою режимів термічної обробки.

Метою роботи є оптимізація режимів гартування, що забезпечують регулювання фазового складу, мікроструктури, метастабільності аустеніту задля підвищення механічних та експлуатаційних властивостей наплавленої екномнолегованої Fe-Cr-Mn сталі.

Об'єктом дослідження є трьохшарово наплавлена екномнолегована Fe-Cr-Mn сталь марки 20X8Г6СТАФ після наплавлення та гартування з різних температур нагріву. **Предметом дослідження** є закономірності пошарового формування мікроструктури, фазового складу, метастабільності аустеніту, механічних та експлуатаційних властивостей наплавленої сталі 20X8Г6СТАФ після гартування з різних температур. Для вирішення поставленої мети необхідно дослідити та виявити закономірності пошарового фазово-структуроутворення наплавленого металу під впливом температури гартування, особливості формування механічних та експлуатаційних властивостей.

Постановка задачі

Відповідно поставленої мети задачею даної роботи є дослідити закономірності впливу режиму гартування в межах від 850 до 1150 °C на фазовий склад, структуроутворення в трьохшарово наплавленому металі марки 20X8Г6СТАФ, метастабільність аустенітної складової, механічні властивості (твердість, мікротвердість, ударну в'язкість тощо), експлуатаційні властивості (відносну зносостійкість в різних умовах зношування – сухого тертя метал по металу, ударно-абразивного зношування). Встановити закономірності формування фазово-структурного стану наплавленого металу, метастабільність аустеніту та фазових перетворень під впливом гартування при різних температурах, та в процесі випробувань на зношування в різних умовах. Виявити оптимальні режими гартування, які забезпечують підвищення експлуатаційних та механічних властивостей наплавленої сталі марки 20X8Г6СТАФ для вибраних умов зношування.

Огляд літератури

Для відновлення багатьох деталей машин, що швидко зношуються вельми важливо не тільки відновлювати геометричну форму та розміри, а отримувати підвищений рівень механічних і експлуатаційних властивостей. В практиці відновлення деталей, що швидко зношуються, за допомогою електродугового наплавлення звичайно основна увага приділяється хімічному складу наплавленого металу, який зазвичай використовується без термічної обробки, або після високого відпуску для зняття напружень, рідше після гартування або нормалізації [1, 2]. Тим часом, ряд робіт, присвячених дослідженню метастабільних сталей і чавунів [3–5 та ін.], свідчать про важливу роль структурних факторів, що впливають на ступінь метастабільності аустеніту, кінетику $\gamma \rightarrow \alpha$ ДМПЗ і властивості, які можна задавати режимами термічної обробки. Однак стосовно наплавленого металу, ці можливості, нажалі поки не застосовуються, дані про них в літературі нечисленні [6, 7].

Зокрема, фазовий склад, мікроструктуру, ступінь метастабільності аустеніту і властивості високоміцних і зносостійких сталей можна ефективно регулювати способами і параметрами гартування, наприклад, температурою нагріву (900–1200 °C) і часом витримки, температурою відпуску (200–700 °C) [3, 8, 9]. Лише в небагатьох роботах [6, 9] вказується, що температурою відпуску можна регулювати ступінь метастабільності аустеніту в Fe-Mn-C наплавленого металу, що дозволяє підвищувати зносостійкість. Однак стосовно використання гартування для наплавлених деталей літературні дані обмежені [10], а їх накопичення має науковий та практичний інтерес.

Таким чином, дуже перспективною є розробка нових способів і технологій гартування, оскільки це дозволить ефективно покращувати властивості наплавленого металу. З цієї метою досліджувався вплив параметрів гартування на структуру і властивості розробленого екномнолегованого наплавленого металу системи легування Fe-Cr-Mn.

Матеріал і методи досліджень

В якості матеріалу дослідження використовувалася наплавлена в три шари екномнолегована зносостійка сталь марки 20X8Г6СТАФ. Наплавлення здійснювалося розробленим порошковим дротом ПП-Нп-20X8Г6СТАФ діаметром 4,0 мм на зварювальному автоматі А1401 з джерелом живлення ВДУ 1200 під флюсом АН-348 на підкладку зі сталі Ст. 3 при наступних режимах – зварювальний струм 320–480 А, напруга дуги 28–32 В, швидкість наплавлення становила $V_{\text{напл.}} = 22\text{--}32$ м/ч. З наплавленого металу вирізалися анодно-дуговою різкою заготовки розміром 11×11×60 мм, з яких потім виготовлялися зразки для досліджень і випробувань властивостей. Аналіз хімічного складу виробляли на вакуумному квантометрі «SpectroMAxx» спектральним методом. Фазовий аналіз наплавленого металу проводився на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3 в залізньо-

му $K\alpha$ - випромінюванні, в інтервалі кутів 2θ 54–58 град. Вивчення мікроструктури здійснювали на металогрофічних мікроскопах ММР-2 і «Neophot-21» при збільшеннях від 50 до 500 крат, мікротвердість структурних складових вимірювалася на мікротвердомірі ПМТ-3 вдавненням алмазної чотиригранної піраміди під навантаженням 1,96 Н, а твердість наплавленого металу – на приладі ТК (Роквелла) з навантаженням 1500 Н (HRC). Динамічні випробування проводили на маятниковому копру ІО5003 на зразках перетином $10 \times 10 \times 55$ мм з U-подібним надрізом.

Випробування на зношування при сухому терті метал по металу проводилися на машині МІ-1М на зразках розміри $10 \times 10 \times 27$ мм за схемою колодки (випробуваний зразок) – ролик (контрольне тіло), що обертається зі швидкістю 500 хв^{-1} (лінійна швидкість в зоні тертя – 1,31 м/с, шлях тертя – 1965 м). Час зношування становив: між двома зважуваннями – 5 хв, що забезпечувало розігрів поверхні контакту (подібно розігріву деталей обладнання в реальних умовах зношування), загальний – 25 хв. Зважування проводилося з погрешністю до $\pm 0,0001$ г. Відносна зносостійкість визначалася за формулою:

$$\varepsilon = \frac{\Delta m_{\text{э}}}{\Delta m_{\text{обр}}}, \quad (1)$$

де $\Delta m_{\text{э}}$, $\Delta m_{\text{обр}}$ – втрати маси еталона і зразка наплавленого металу за однаковий час зношування. Як еталон використовувалася сталь 45 твердістю HB180–190. Випробування при ударно-абразивному зношуванні проводилися на установці [11] в середовищі литого чавунного дробу (фракції 0,5–1,5 мм) зі швидкістю обертання зразків 2800 хв^{-1} . Відносна ударно-абразивна зносостійкість ($\varepsilon_{\text{y.a.}}$) також визначалася за формулою (1).

Експерименти

Електродугове наплавлення проводили в лабораторії наплавлення, після охолодження наплавленого металу до кімнатної температури, анодно-дуговим різанням вирізалися заготовки та приготувалися зразки для випробувань та досліджень. Зразки після маркування підвергалися термічній обробці – гартуванню з нагрівом в камерній електропечі при температурах 850, 950, 1050 і 1150 °C (витримка 20 хв), охолодження в масилі індустріальному до кімнатної температури. Після гартування проводили відпуск при температурі 200 °C, 1 год. для зменшення термічних напруг. Проводилися дослідження мікроструктури наплавлених та загартованих зразків сталі 20Х8Г6СТАФ, фотографування панорами її зміни по трьох шарах наплавлення з вимірюванням мікротвердості структурних складових. Проводилися заміри твердості по Роквеллу, динамічні випробування на вигин на маятниковому копру, зносостійкості в двох умовах: тертя-ковзання на машині МІ-1М та спеціальній установці та методиці, що наведено в роботі [11]. На основі отриманих експериментальних результатів будувалися графіки залежностей, аналізувалися та виявлялися закономірності впливу температури гартуван-

ня на мікроструктуру, фазовий склад та властивості наплавленої сталі 20Х8Г6СТАФ.

Результати та їх обговорення

В наплавленому стані мікроструктура наплавленої сталі в поверхневому шарі представлено переважно мартенситом гартування та невеликою кількістю (20–25 %) аустеніту. В структурі першого та другого шарів переважає мартенсит гартування що пояснюється меншим змістом легуючих елементів у зв'язку з визначеною часткою участі основного металу та наступних шарів в наплавленому шарі.

Мікроструктури наплавленої сталі 20Х8Г6СТАФ після гартування з різних температур наведені на рис. 1. Мікроструктура поверхневого шару наплавленої сталі 20Х8Г6СТАФ після гартування при 850–950 °C – мартенситно-аустенітна з переважанням пакетного мартенситу (рис. 1).

Після гартування з 1050 °C переважною фазою поверхневого шару стає аустеніт, а кількість мартенситу зменшується до 35 % (див. рис. 1). На глибині ближче до зони основного металу в мікроструктурі переважає мартенсит гартування з невеликою кількістю $A_{\text{зал}}$. Зі збільшенням температури гартування до 1150 °C структура стає практично аустенітною в поверхневому та середньому наплавлених шарах з ознаками $\Delta\varepsilon$ – мартенситу у вигляді пересічних ліній ковзання і двійників (рис. 1а, б). Це пояснюється розчиненням карбонітридів в аустеніті при аустенітизації, завдяки чому знижується точка $M_{\text{п}}$ аналогічно тому як це спостерігається в Fe-Cr-Mn сталях з різним змістом мартенситу гартування та метастабільного аустеніту [5]. В результаті збільшення вмісту аустеніту практично до 100 % твердість наплавленого металу зменшується з HRC42 (гартування при 850 °C) до HRC32 (гартування при 1150 °C) (рис. 2).

Зміна мікротвердості по глибині НМ після гартування (рис. 3) підтверджує формування мікроструктури.

Найбільша мікротвердість поверхневого шару ($H_{0,98} = 4000\text{--}4500$ МПа) відповідає переважно мартенситній структурі (гартування 850 °C, рис. 3а), а з підвищенням температури нагрівання під гартування вона знижується до $H_{0,98} = 3000\text{--}3500$ МПа (гартування 1050–1150 °C, рис. 3б, в).

В нижніх шарах наплавленого металу структура стає переважно мартенситною (див. рис. 1), про що свідчить підйом мікротвердості до $H_{0,98} = 5000\text{--}6000$ МПа (рис. 3). Найбільша протяжність аустенітної зони (мікротвердістю $H_{0,98} = 3200\text{--}3700$ МПа), виявляється після гартування з підвищених температур 1050–1150 °C (рис. 1в), а найменша – після гартування при 850 °C. При цьому найбільш різкий перехід і відносно стабільні показники мікротвердості характерні для наплавленого металу після гартування з 850 °C, а більш плавний перехід – після гартування при 950 °C і 1050 °C.

Істотно змінюючи мікроструктуру, гартування має важливий вплив на механічні властивості наплавленого металу (табл. 1).

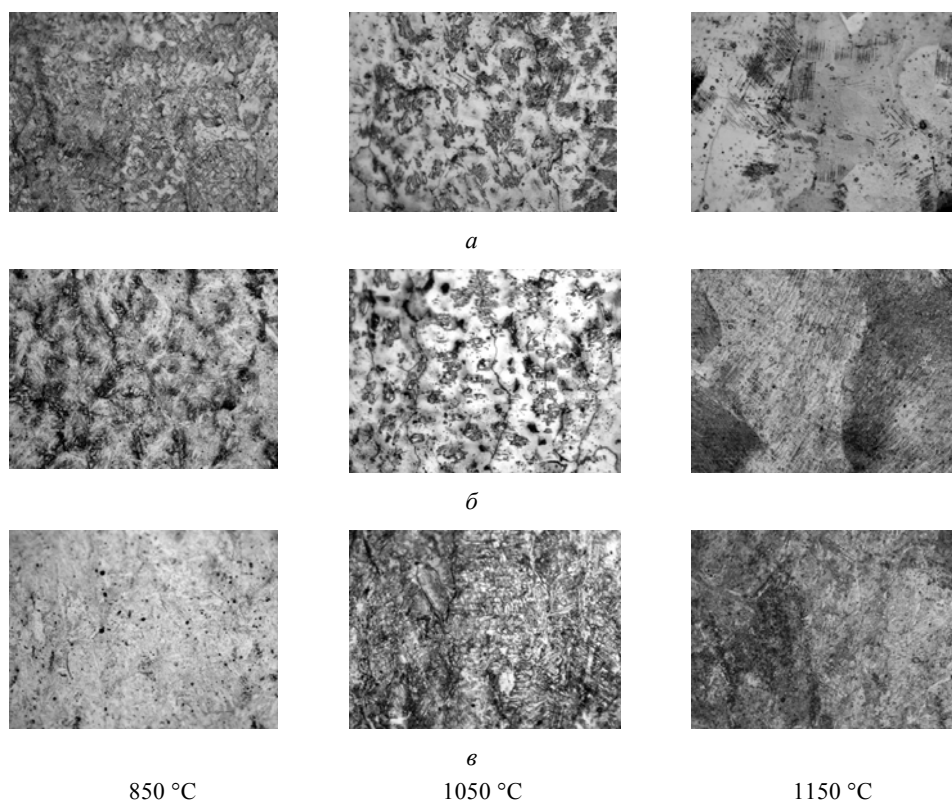


Рис. 1. Мікроструктура наплавленого металу марки 20X8Г6СТАФ після гартування з різних температур (відпуск 220 °С), $\times 500$:
а – поверхневий шар; б – середній шар; в – нижній шар

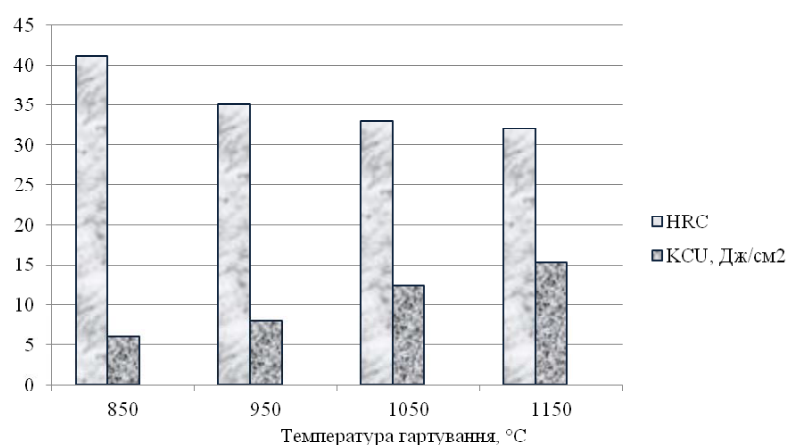


Рис. 2. Вплив температури гартування на механічні властивості наплавленого металу 20X8Г6СТАФ

Таблиця 1 – Властивості наплавленої сталі 20X8Г6СТАФ після гартування з різних температур (відпуск при 220 °С, 1,5 години)

$t, ^\circ\text{C}$	HRC	$KCU, \text{Дж/см}^2$	ε	$\varepsilon_{y.a.}$
850	41	6,1	3,6	22,6
950	35	8,1	4,2	6,4
1050	33	12,5	2,3	2,0
1150	32	15,4	1,5	9,8

Зі збільшенням температури гартування ударна в'язкість (KCU) зростає суттєво з 6 Дж/см² (гартування при 850 °С) до 15,4 Дж/см² (гартування при 1150 °С) (рис. 2). Це можна пояснити збільшенням кількості аустеніту – більш пластичної і в'язкої фази в наплавленому металі (див. рис. 1). Характерно для всіх температур гартування, що верхні шари мають меншу твердість ($H_{01,98} = 3500\text{--}4000$ МПа), ніж шари, прилеглі до основного металу ($H_{01,98} = 5500\text{--}6500$ МПа). Зміна мікротвер-

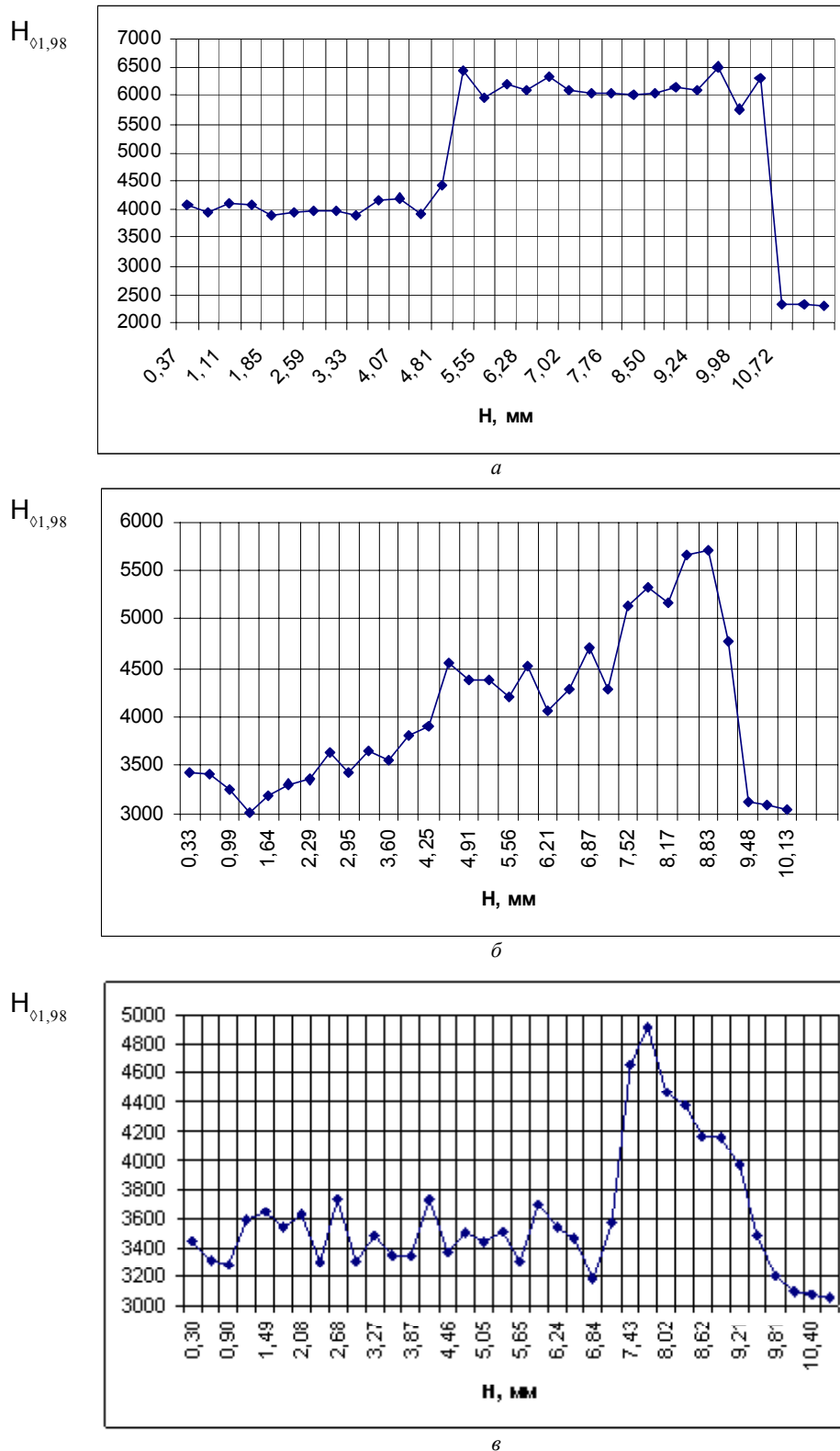


Рис. 3. Розподіл мікротвердості по вертикалі в наплавлених зразках наплавленого металу марки 20X8Г6СТАФ після гартування з різних температур: *а* – 850 °С; *б* – 950 °С; *в* – 1050 °С (відпуск при 220 °С, витримка 1,5 години)

дості по товщині наплавленого металу через наплавлені шари має переважно ступінчастий характер, що пояснюється пошарово-ступінчастою закономірністю формування наплавленого металу, яка встановлена в роботі [12] та великим вмістом основних легуючих еле-

ментів у верхньому шарі, що обумовлює більший вміст аустеніту і фактором повторного гартування в зоні термічного впливу (ЗТВ).

Закономірності зміни зносостійкості від температури гартування при різних схемах зношування різні. При

ударно-абразивному зношуванні найбільша відносна зносостійкість ($\varepsilon_{y.a.}$) отримана після гартування з відносно невисокої температури 850 °С (рис. 4б), чому відповідає мартенситно-аустенітна структура з великою кількістю мартенситу гартування та присутністю 18–25 % метастабільного аустеніту. Зі збільшенням температури гартування з 850 °С до 1050 °С знижується $\varepsilon_{y.a.}$, що можна пояснити підвищенням стабільності аустеніту, який в меншій мірі здатний до перетворення в мартенсит і, відповідно, меншим ефектом самозміцнення в процесі зношування.

При підвищенні температури гартування до 1150 °С відносна зносостійкість $\varepsilon_{y.a.}$ зростає з 2,0 до 9,8 (див. табл. 1), що пояснюється збільшенням повноти $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ. На відміну від отриманих нами результатів, в роботах [13, 14] відзначається монотонне підвищення абразивної зносостійкості від температур гартування (в діапазоні 900–1150 °С), що автори [13] також пояснюють збільшенням кількості мартенситу деформації з 10 до 50 % при протіканні ДМПЗ в поверхневому шарі наплавленого металу. Ці розбіжності пояснюються іншими умовами зношування і кількома іншим складом метастабільного аустеніту, що істотно впливає на ступінь його метастабільності і здатності до $\gamma \rightarrow \alpha$ ДМПЗ.

Інша закономірність зміни зносостійкості спостерігається в умовах сухого тертя ковзання метал по металу. Залежність зміни відносної зносостійкості в умовах сухого тертя ковзання метал по металу (ε) має екстремальний характер з максимумом при температурі гартування 950 °С (рис. 4а), чому відповідає аустенітно-мартенситна структура верхнього шару наплавленого металу з плавним зростанням змісту мартенситу гартування від поверхні до металу основи. Це пояснюється оптимальним фазовим складом і кінетикою $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ в поверхневому шарі в зоні контакту з контртілом.

При підвищенні температури гартування з 950 °С до 1150 °С спостерігається зниження відносної зносостійкості (рис. 4а), що можна пояснити надмірною стабільністю аустеніту, який в меншій мірі схильний до $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ і, відповідно, в результаті чого ефект деформаційного самозміцнення реалізується в меншому ступеню.

Рентгеноструктурні дослідження фазового складу вихідної структури (після гартування) та після випробувань на зношування показав, що під дією середі що зношує та в результаті протікання $\gamma \rightarrow \alpha$ ДМПЗ в зоні зносу зразків утримується від 17 до 57 % мартенситу деформації. В загальному вигляді при ударно-абразивних випробуваннях чим більш утримується мартенситу деформації, тим вище зносостійкість (гартування при 850 та 1150 °С). При випробуваннях в умовах сухого тертя-ковзання найбільша зносостійкість досягається після гартування при 950 °С, коли утримується 28–33 % мартенситу деформації в результаті ДМПЗ. Ефект де-

формаційного самозміцнення в процесі зношування в тонких поверхневих (робочих) шарах пояснюється утриманням мартенситу деформації як більш твердої фази, з більшою величиною мікроступорень, щільністю дислокацій, чим мартенсит гартування [4]. Крім того, $\gamma \rightarrow \alpha$ ДМПЗ супроводжується релаксацією мікронапружень та поглинанням зовнішньої механічної енергії що підводиться до зразка або деталі, тому менша її частка залишається на зародження мікротріщин та руйнування поверхні [15]. Все це в сукупності забезпечує підвищення зносостійкості наплавлявального матеріалу з метастабільним аустенітом.

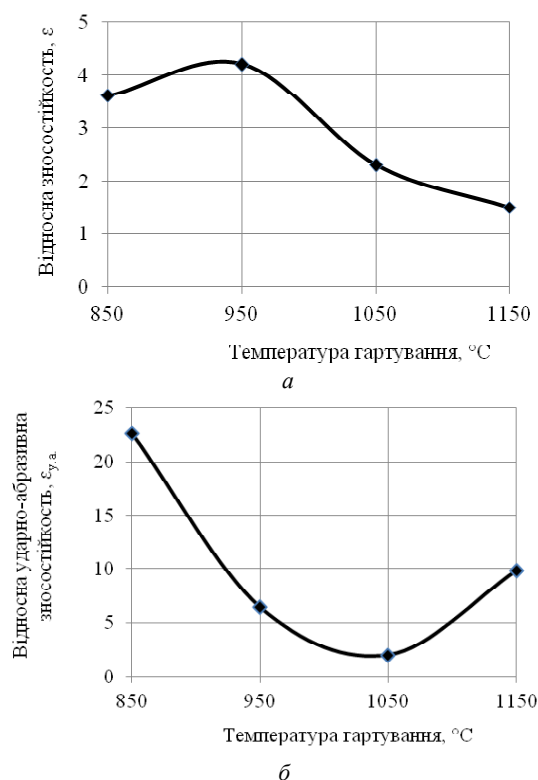


Рис. 4. Залежність відносної зносостійкості наплавленого металу 20X8Г6СТАФ при сухому терті ковзання метал по металу (а) і ударно – абразивному зношуванні (б) від температури гартування (відпуск при 220 °С, витримка 1,5 години)

Висновки

1. Фазовий склад (співвідношення між мартенситом гартування та аустенітом) та метастабільність γ - фази після гартування закономірно змінюється по шарах наплавленого металу 20X8Г6СТАФ з перевалюванням в поверхневому шарі переважно аустеніту, а в першому шарі навпаки – мартенситу гартування.

2. Температура гартування змінює фазове співвідношення між мартенситом гартування та аустенітом в наплавлених шарах згідно пошарово-ступінчастого характеру зміни хімічного складу, що суттєво впливає на метастабільність аустеніту, розвиток деформаційного мартенситного перетворення при зношуванні та формування властивостей.

3. Максимальна ударна в'язкість наплавленого металу при достатньо високій зносостійкості досягається після гартування при 1050–1150 °С, підвищена ударно-абразивна зносостійкість – при 850 °С, а зносостійкість в умовах сухого тертя – при 950 °С, що необхідно враховувати виходячи з умов експлуатації.

4. Для різних умов зношування потрібен диференційований підхід до підбору температури нагріву під гартування, що забезпечує формування оптимального фазового складу, структури та метастабільності аустеніту, якій дає найбільше вкладення в ефект самозміцнення за рахунок оптимального розвитку $\gamma \rightarrow \alpha$ ДМПЗ.

5. Розроблений наплавлювальний економнолегований матеріал та технологія гартування з оптимальної температури може бути рекомендовано для відновлення та зміцнення деталей машин що швидко зношуються.

Список літератури

1. Шехтер С. Я. Наплавка деталей металлургического оборудования / С. Я. Шехтер, Я. А. Шварцер. – М. : Металлургия, 1981. – 160 с.
2. Рябцев И. А. Наплавка деталей машин и механизмов / И. А. Рябцев. – К. : Екотехнологія, 2004. – 160 с.
3. Чейлях А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии / А. П. Чейлях. – Мариуполь : ПГТУ. – 2009. – 483 с.
4. Филиппов М. А. Стали с метастабильным аустенитом / М. А. Филиппов, В. С. Литвинов, Ю. Р. Немировский. – М. : Металлургия, 1988. – 256 с.
5. Малинов Л. С. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Мариуполь : изд-во «Рената», 2009. – 568 с.
6. Малинов В. Л. Влияние химического состава металла, наплавленного хромомарганцевыми порошковыми лентами, на структуру и износостойкость при сухом трении / В. Л. Малинов // Оборудование и технология термической обработки металлов и сплавов : сб. докл. 8-го междунар. конгресса. – Харьков : ННЦ «ХФТИ», 2007. – С. 108–111.
7. Малинов Л. С. Марганецсодержащие наплавочные материалы / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов // Автоматическая сварка. – 2001. – № 8. – С. 34–36.
8. Герасьев М. А. Влияние температуры закалки на фазовый состав и износостойкость валковых сталей с 5 % хрома / М. А. Герасьев, Ю. В. Худорожкова, М. А. Филиппов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2010. – № 10. – С. 16–20.
9. Филиппов М. А. Износостойкость наплавочного сплава с метастабильным аустенитом / М. А. Филиппов, Б. А. Кулишенко, Е. В. Вальков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 1. – С. 9–11.
10. Чейлях Я. О. Розробка наплавлювального матеріалу і технології поверхневого зміцнення з формуванням зносостійкого метастабільного сплаву : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук : 05.03.06 / Я. О. Чейлях Я. – Краматорськ, ДДМА, 2013. – 22 с.
11. Установка для испытаний на ударно-абразивное изнашивание : А.с. № 1820300 СССР. МКИ G01N 3/56 / А. П. Чейлях, И. М. Олейник (СССР). – № 4936016/28 ; заявлено 12.05.91; опубл. 07.06.93 ; Бюл. № 21. – 4 с.
12. Чейлях Я. А., Чейлях А. П. Физико-математическое моделирование процесса формирования наплавленного метастабильного Fe-Cr-Mn металла // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – № 2. – С. 84–91.
13. Кулишенко Б. А. Электроды для износостойкой наплавки деталей, подверженных абразивному и ударно-абразивному воздействию / Б. А. Кулишенко, А. Н. Балин // Сварочное производство. – 2004. – № 11. – С. 28–32.
14. Износостойкость наплавленного металла системы легирования Fe-C-Cr-Ni-Mo / [И. А. Рябцев, И. А. Кондратьев, В. Г. Васильев, Л. К. Дорошенко] // Автоматическая сварка. – 2002. – № 4. – С. 48–51.
15. Восстановление и повышение износостойкости и срока службы деталей машин / Под общей ред. В. С. Попова. – Запорожье : Изд-во ОАО «Мотор Сич», 2000. – 394 с.

Одержано 19.10.2020

Чейлях Я. А., Чейлях А. П. Влияние температуры закалки на структуру, метастабильность аустенита и свойства наплавленных Fe-Cr-Mn сталей

Актуальность. В практике восстановления деталей электродуговой наплавкой основное внимание уделяется химическому составу наплавленного металла, который обычно используется без термической обработки или после высокого отпуска, а роль структурных факторов, влияющих на степень метастабильности аустенита и его деформационные превращения пока не используются. Поэтому очень актуальна и перспективна разработка новых способов и технологий термической обработки, позволяющих регулировать метастабильность аустенитной составляющей и эффективно улучшать свойства наплавленного металла.

Целью работы является оптимизация режимов закалки, обеспечивающих регулирование фазового состава, микроструктуры, метастабильности аустенита для повышения механических и эксплуатационных свойств наплавленной экономнолегированной Fe-Cr-Mn стали.

Методы исследований и испытаний. В работе использовались металлографический, рентгеноструктурный, дюрOMETрический методы исследований, испытания твердости, микротвердости, механических свойств, износостойкости в условиях сухого трения-скольжения, ударно-абразивного изнашивания.

Результаты исследований. Исследовано влияние температуры закалки в интервале нагрева от 850 °С до 1150 °С на микроструктуру, фазовый состав, метастабильность аустенита и свойства наплавленной стали

20Х8Г6СТАФ. Установлено, что с повышением температуры нагрева под закалку в структуре верхнего наплавленного слоя содержание мартенсита закалки уменьшается, а аустенита, напротив, возрастает. После каждой температуры закалки фазовый состав и микроструктура наплавленного металла по сечению наплавленных слоев закономерно меняется в соответствии ступенчато-послойным характером изменения химического состава слоев в зависимости от наплавочно-технологических параметров наплавки (сварочного тока, напряжения, скорости наплавки, доли участия основного металла в наплавленном). Об этом свидетельствует панорама изменения микроструктуры и микротвердости по слоям наплавленного металла. В результате же закономерные изменения структуры и фазового состава наплавленного металла в зависимости от температуры закалки определяют степень метастабильности аустенитной составляющей в развитии деформационного мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения при изнашивании (ДМПИ) в поверхностном слое, характеризуют **научную новизну полученных результатов**. Все это являются основными факторами формирования износостойкости наплавленного металла за счет эффектов самоупрочнения, саморелаксации микронапряжений, самоадаптации к условиям изнашивания. Отмечены оптимальные температуры закалки для повышения износостойкости наплавленного металла для различных условий изнашивания. Полученные результаты имеют **практическое значение** для разработки технологий послойной наплавки и термической обработки метастабильного Fe-Cr-Mn металла для повышения его износостойкости для различных условий эксплуатации.

Ключевые слова: наплавка, сталь, закалка, мартенсит, метастабильный аустенит, мартенситные превращения, износостойкость.

Cheylyakh Ya., Cheiliakh O. Effect of quenching temperature on the structure, austenite metastability and properties of Fe-Cr-Mn deposited steels

Actuality. In practice of parts renewal with electric-arc deposition main attention is paid to the chemical composition of deposited metal, which usually is applied either without any heat treatment or following high tempering, while the role of structural factors, that influence the degree of metastability of austenite is so far neglected. That is why development of new promising methods and technologies of heat treatment which will allow to adjust metastability of the austenite constituent and improve efficiently the properties of deposited metal seems to be highly urgent.

The objective of the work. The objective of the work is optimization of quenching modes for modifying the phase composition, microstructure, metastability of austenite for improvement of mechanical properties of three-layered deposited cost saving alloyed 20Cr8Mn6SiTiV steel.

Applied investigation and testing methods. Metallographic, X-ray and durometric methods of investigation, as well as testing of hardness, micro-hardness, mechanical properties and wear resistance under conditions of dry sliding friction and impact-abrasive wear were applied.

The results of the investigation. The influence of quenching within 850 °C–1150 °C heating interval upon the microstructure, phase composition, austenite meta-stability and the properties of deposited 20Cr8Mn6SiTiV steel was investigated. It was found that with an increase in heating temperature for quenching the content of quenching martensite decreases in the structure of the upper deposited layer, while austenite content raises. After each quenching temperature the phase composition and microstructure of deposited metal along deposited layers is naturally changed, according to the stepwise-layer-wise character of alternations in chemical composition of layers, depending upon deposition-process cladding parameters (welding current, voltage, deposition rate and share of the base metal in deposited metal). This was testified by the character of changes in the microstructure and microhardness along the layers of deposited metal. As a result such natural changes of microstructure and phase composition of deposited metal depending on quenching temperature determine the degree of metastability of the austenite component up to development of deformation induced $\gamma \rightarrow \alpha$ martensite transformation at wear (DITW) in the surface layer, it characterizing **the novelty of the results obtained**. These are the main factors of formation of wear resistance of the base metal, reached by the means of the effects of self-strengthening, self-relaxation of micro-strains and self-adaptation to conditions of wear. The obtained results are of **practical value** for development of technologies of layer wise depositing and heat treatment of metastable Fe-Cr-Mn metal in order improve its wear resistance for different exploitation conditions.

Key words: deposition, steel, quenching, martensite, metastable austenite, martensite transformations, wear resistance.

УДК 669.1: 539.538: 539.4.019.3: 537.621.4

Д-р техн. наук Сніжної Г. В., д-р техн. наук Ольшанецький В. Ю.,

канд. техн. наук Сажнев В. М.

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

ПРОГНОЗУВАННЯ І КОНТРОЛЬ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ ЗА АТОМНО-МАГНІТНИМ СТАНОМ АУСТЕНІТУ

Мета роботи. Встановити кореляційний зв'язок між механічними властивостями високомарганцевих сталей і атомно-магнітним станом аустенітної матриці, який характеризується питомою парамагнітною сприйнятливістю χ_0 аустеніту.

Методи дослідження. Випробування на розрив проводили на машині УРМ-50, межу міцності при розтягуванні на розрив, відносні подовження і звуження визначали відповідно до ГОСТ 1497-84. Мікротвердість вимірювали з використанням приладу ПМТЗ при навантаженні 50 г за стандартною методикою. Відносну зносостійкість K після ударно-абразивного зношування визначали в лабораторному кульовому млині. Визначення питомої парамагнітної сприйнятливості аустеніту (до механічних випробувань) здійснювали на магнітометричних терезах.

Отримані результати. Виходячи з результатів експериментальних досліджень, встановлено наявність кореляції між механічними властивостями і питомою парамагнітною сприйнятливістю χ_0 аустеніту, що дає можливість використовувати цю характеристику в якості ефективного критерію прогнозування і контролю механічних властивостей аустенітних сталей.

Наукова новизна. Запропоновано й експериментально підтверджено ідею про зв'язок між механічними властивостями аустенітних сталей і попередньо сформованим атомно-магнітним станом аустенітної матриці.

Постановка завдання. Переважну об'ємну частину сталей 100Г8Л, 110Г10Л становить парамагнітний аустеніт ($\approx 99,93\%$), а в сталі 110Г10Л його кількість досягає 100 %. Тому властивості цих сталей визначаються саме станом аустеніту та його перетвореннями. Аустеніт є парамагнетиком, який характеризується своєрідною електронною будовою, для якого надчутливим параметром є питома парамагнітна сприйнятливість χ_0 (сумарний магнітний момент одиниці маси аустеніту при одиничному значенні магнітного поля). Пропонується дослідити вказані сталі з позицій атомно-магнітного стану аустенітної матриці.

Практична цінність. Запропонована номограма «питома парамагнітна сприйнятливість аустеніту - механічні властивості», яка може бути використана у виробничих умовах для прогнозування і контролю механічних властивостей, а саме показників міцності і пластичності.

Ключові слова: високомарганцева сталь, аустеніт, подовження, звуження, зносостійкість, дислокація, мартенсит деформації, парамагнітна сприйнятливість.

Постановка проблеми

Вимоги споживачів до якості металопродукції постійно підвищуються і викликають необхідність пошуку нових методів для прогнозування і контролю механічних властивостей сталей і сплавів. Високомарганцевим сталям притаманний комплекс цінних властивостей, які обумовлюють їх застосування в металургії та машинобудуванні для виробництва траків гусеничних машин, коронок землерийних машин, зносостійких тіл, що мелють і т. д.

На механічні властивості високомарганцевих сталей впливають температура розливання, хімічний склад, вміст вуглецю, марганцю, карбідів, шкідливих домішок [1]. Усі ці чинники спричиняють спотворення у крис-

талічній і зміни в атомно-магнітній структурах аустенітної матриці. Тому цілком природно, що має місце кореляція механічних властивостей і атомно-магнітного стану аустеніту [2]. Атомно-магнітний стан аустеніту характеризується питомою парамагнітною сприйнятливістю χ_0 , яка як високочутлива характеристика здатна відбивати особливості впливу температури, тиску та хімічного складу [3]. З фізичної точки зору χ_0 є сума орбітальних і спінових моментів атомів в одиниці маси за умови одиничного значення магнітного поля. Таким чином, проблема прогнозування механічних властивостей аустенітних сталей, які пов'язані зі атомно-магнітним станом (параметр χ_0) аустеніту потребує експериментального підтвердження.

Матеріали та методика досліджень

Високомарганцеві сталі з різним вмістом марганцю були отримані в індукційних тигельних електропечах у вигляді зливків $100 \times 100 \times 200$ мм, а потім для аустенізації піддані загартуванню в воду від 1050°C (витримка 3 години). Зміст інших елементів витримувався в межах хімічного складу для сталі 110Г13Л по стандарту ГОСТ 977-88. Хімічний склад досліджуваних сталей наведено в таблиці 1. Зразки для механічних випробувань і магнітометричних досліджень вирізали з середньої частини зливків, які представляли однорідну вихідну мікроструктуру.

Випробування на розрив проводили на машині УРМ-50, межу міцності при розтягуванні на розрив, відносні подовження і звуження визначали відповідно до ГОСТ 1497-84. Мікротвердість вимірювали з використанням приладу ПМТЗ при навантаженні 50 г за стандартною методикою. Відносну зносостійкість K після ударно-абразивного зношування визначали в лабораторному кульовому млині по відносній втраті ваги еталонного і дослідного зразків. В якості еталону використовували сталь 20 (деформований пруток перетином 10×10 мм²) з хімічним складом (мас. %): С – 0,19; Мп – 0,56; Si – 0,26; Cr – 0,25 і твердістю HB = 126 од.

Для побудови номограм, на підставі якої можливо прогнозувати механічні властивості, виходячи з величини питомої парамагнітної сприйнятливості χ_0 аустеніту, використані значення показників межі міцності (σ_B), відносного подовження (δ) і звуження (ψ), ударно-абразивної зносостійкості (K) і мікротвердості. Визначення питомої парамагнітної сприйнятливості аустеніту (до механічних випробувань) здійснювали на високочастотному обладнанні [4, 5] з використанням екстраполяційних методів [6, 7].

Слід зазначити, що вибір χ_0 як критерію (індикатора механічних властивостей) дозволяє врахувати при прогнозуванні механічних властивостей не тільки вплив вмісту марганцю (який є основним аустенізатором в досліджуваних сталях), а й вміст деяких інших елементів, що входять до складу сталі (перш за все вуглецю).

Результати та їх обговорення

Після обробки результатів експериментальних досліджень була побудована номограма (рис. 1), на підставі якої можна прогнозувати механічні властивості високомарганцевих сталей.

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджуваних аустенітних сталей

№ сталі	Марка сталі	Елемент, мас. %						
		C	Mn	Si	S	P	Cr	Al
1	110Г8Л	1,14	8,6	0,66	0,04	0,088	0,1	0,019
2	110Г10Л	1,20	9,7	0,47	0,016	0,09	0,1	0,018
3	110Г10Л	1,19	10,5	0,45	0,015	0,10	0,01	0,022
4	110Г10Л	1,30	10,7	0,87	0,014	0,084	0,1	0,021
5	110Г13Л	1,16	13,8	0,76	0,016	0,092	0,1	0,018

У центральній частині номограми представлені значення керуючого параметра (вміст Мп) і критерію χ_0 . У верхній частині номограми вказані такі механічні властивості, як межа міцності σ_B , відносне подовження δ і звуження ψ . Номограма містить чотири сектори (маркування від I до IV), кожен з яких обмежений експериментально знайденими значеннями парамагнітних і механічних властивостей. Наприклад, якщо питома парамагнітна сприйнятливості аустеніту досліджуваної високомарганцевої сталі лежить в межах інтервалу I, тобто від $2,37 \cdot 10^{-8}$ до $2,81 \cdot 10^{-8}$ м³/кг, то прогнозована величина межі міцності буде знаходитися в інтервалі від 72,3 до 82,8 %. Аналогічні міркування справедливі і для відносних подовження та звуження.

З номограми видно, що зі збільшенням вмісту марганцю параметр χ_0 зменшується, а показники пластичності зростають. Цю особливість в поведінці зазначених механічних характеристик можна пояснити наступним чином. За літературними даними [8], марганець ефективно знижує енергію дефектів упаковки і тим самим полегшує утворення і ковзання розтягнутих дислокацій з одночасним збільшенням міцності (завдяки явищу твердорозчинного зміцнення аустеніту легуючою добавкою марганцю). Розщеплення елементарних ґраткових дислокацій дозволяє забезпечити можливість легкого ковзання при переході розтягнутих дислокацій в аналогічні площини, що перетинають початкові.

Слід зазначити, що ударно-абразивна зносостійкість K змінюється в протилежну сторону щодо характеру зміни вмісту марганцю (верхня частина номограми). Тобто при вмісті Мп 8,6 % цей показник K виявляється вищим, ніж при вмісті 13,8 % того ж елемента.

Такий несподіваний факт в поведінці розглянутої механічної характеристики можна пояснити наступним чином. Оскільки, як уже зазначалося вище, марганець зменшує енергію дефектів упаковки і тим самим сприяє розщепленню великої кількості повних (елементарних) дислокацій, то це стимулює процес перекидання ковзання з однієї площини в іншу. Крім того, у зазначеній сталі (13,8 % Мп), при ударно-абразивному зношуванні практично не утворюється мартенситної деформації, що також зменшує ступінь наклепу поверхневого шару. При вмісті ж марганцю порядку 8,6 %, ефект розщеплення повних дислокацій вірогідно виявляється слаб-

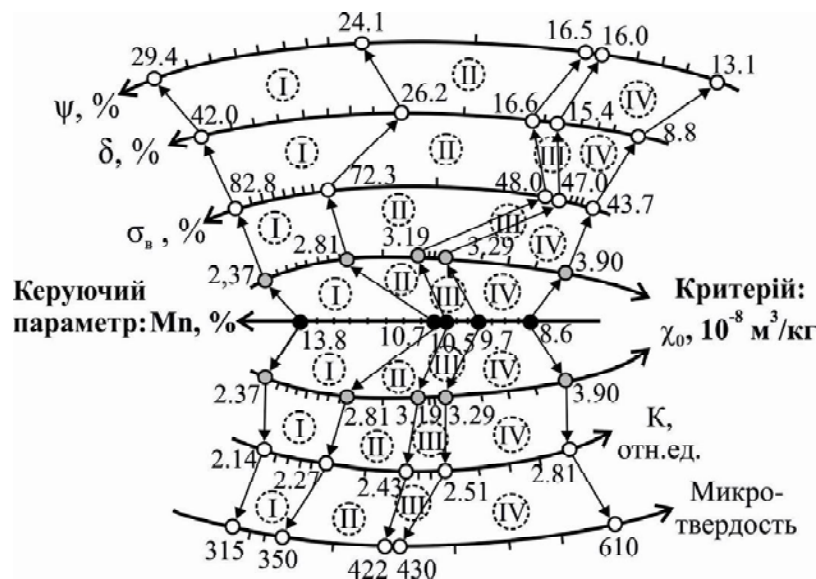


Рис. 1. Номограма для контролю та прогнозування пластичних (верхня частина) і мікротвердості, ударно-абразивних властивостей (нижня частина) високомарганцевих сталей за допомогою критерію χ_0 аустеніту (центральна частина)

ше, що сприяє накопиченню нерозщеплених елементарних дислокацій біля перешкод з утворенням дислокаційних клубків і сплетінь. Це повинно різко збільшити твердість поверхнього шару аустеніту, і, до того ж, в цьому випадку слід очікувати активне утворення помітних кількостей дуже твердих зносостійких ділянок мартенситу деформації. Структура одержуваного поверхнього шару, напевно стає (при подальшому подрібненні зерна в процесі деформації) аморфно-кристалічною.

Інтерес представляє залежність мікротвердості від магнітного стану аустеніту, яка також представлена на цій номограмі. Як бачимо, зменшення мікротвердості відповідає зниженню параметра χ_0 .

Список література

1. Богачев И. Н. Структура и свойства железомарганцевых сплавов / И. Н. Богачев, В. Ф. Еголаев – М.: Металлургия, 1973. – 296 с.
2. Снежной Г. В. Магнитное состояние аустенитной матрицы и механические свойства высокомарганцевых сталей / Г. В. Снежной, В. Н. Сажнев // Авиационно-космическая техника и технология. – 2012. – № 9(96). – С. 115–120.
3. Снежной Г. В. Влияние химических компонентов на механические и магнитные свойства высокомарганцевых

сталей / Г. В. Снежной, В. Н. Сажнев, В. Е. Ольшанецкий // Авиационно-космическая техника и технология. – 2015. – № 8(125). – С. 22–26.

4. Мирошниченко Ф. Д. Магнитометрические весы с униполярно-астилической системой и механико-магнитным зацеплением призмы / Ф. Д. Мирошниченко, В. Л. Снежной // Приборостроение. – 1966. – № 2. – С. 48–52.
5. Сніжної Г. В. Автоматизована установка для визначення магнетної сприйнятливості криць та стопів / Г. В. Сніжної, Є. Л. Жавжаров // збірник наукових праць «Вісник Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут». Серія – Радіотехніка. Радіоапаратобудування». – 2012. – № 49. – С. 136–141.
6. Снежной В. Л. О физической природе мартенситной точки / В. Л. Снежной, Ф. Д. Мирошниченко, В. Г. Каниболоцкий, П. А. Малинин // ФММ. – 1971. – Т. 31. – № 1. – С. 158–161.
7. Ольшанецкий В. Е. О физической трактовке мартенситной точки / В. Е. Ольшанецкий, В. Л. Снежной // ФММ. – 1973. – Т. 36. – № 4. – С. 894–896.
8. Allain S. Correlation between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys / S. Allain, J.-P. Chateau, O. Bouaziz, S. Migot, N. Guelton // Materials Science and Engineering A. – 2004. – Vol. 387–389. – P. 158–162.

Одержано 14.12.2020

Снежной Г. В., Ольшанецкий В. Е., Сажнев В. Н. Прогнозирование и контроль механических свойств высокомарганцевых сталей по атомно-магнитному состоянию аустенита

Цель работы. Установить корреляционную связь между механическими свойствами высокомарганцевых сталей и атомно-магнитным состоянием аустенитной матрицы, которая характеризуется удельным парамагнитным восприимчивостью χ_0 аустенита.

Методы исследования. Испытания на разрыв проводили на машине УРМ-50, предел прочности при растяжении на разрыв, относительное удлинение и сужение определяли в соответствии с ГОСТ 1497-84. Микротвердость измеряли с использованием прибора ПМТЗ при нагрузке 50 г по стандартной методике.

Относительную износостойкость K после ударно-абразивного износа определяли в лабораторной шаровой мельнице. Определение удельной парамагнитной восприимчивости χ_0 аустенита (до механических испытаний) осуществляли на магнитометрических весах.

Полученные результаты. Исходя из результатов экспериментальных исследований, установлено наличие корреляции между механическими свойствами и удельной парамагнитной восприимчивостью χ_0 аустенита, что позволяет использовать эту характеристику в качестве эффективного критерия прогнозирования и контроля механических свойств аустенитных сталей.

Научная новизна. Предложена и экспериментально подтверждена идея о связи между механическими свойствами аустенитных сталей и предварительно сформированным атомно-магнитным состоянием аустенитной матрицы (параметр χ_0).

Постановка задачи. Подавляющую объемную часть сталей 100Г8Л, 110Г10Л составляет парамагнитный аустенит (99,93 %), а в стали 110Г10Л его объем достигает 100%. Поэтому свойства этих сталей определяются именно состоянием аустенита и его преобразованиями. Аустенит является парамагнетиком, который характеризуется своеобразным электронным строением, для которого чувствительным параметром является удельная парамагнитная восприимчивость χ_0 (суммарный магнитный момент единицы массы аустенита при единичном значении магнитного поля). Предлагается исследовать указанные стали с позиций атомно-магнитного состояния аустенитной матрицы.

Практическая ценность. Предложена номограмма «удельная парамагнитная восприимчивость χ_0 аустенита – механические свойства», которая может быть использована в производственных условиях для прогнозирования и контроля механических свойств аустенитных сталей, а именно показателей прочности и пластичности.

Ключевые слова: высокомарганцевая сталь, аустенит, удлинение, сужение, износостойкость, дислокация, мартенсит деформации, парамагнитная восприимчивость.

Snizhnoi G., Ol'shanetskii V., Sajhnev V. Prediction and control of the mechanical properties of high-manganese steels by the atomic-magnetic state of austenite

Purpose of the work. To establish a correlation between the mechanical properties of high-manganese steels and the atomic-magnetic state of the austenite matrix, which is characterized by the specific paramagnetic susceptibility χ_0 of austenite.

Research methods. Tensile tests were carried out on a URM-50 machine, tensile strength at break, elongation and contraction were determined in accordance with GOST 1497-84. Microhardness was measured using a PMT3 device at a load of 50 g according to the standard method. The relative wear resistance K after shock-abrasive wear was determined in a laboratory ball mill. The determination of the specific paramagnetic susceptibility χ_0 of austenite (before mechanical tests) was carried out on a magnetometric balance.

Results obtained. Based on the results of experimental studies, a correlation has been established between the mechanical properties and the specific paramagnetic susceptibility χ_0 of austenite, which makes it possible to use this characteristic as an effective criterion for predicting and controlling the mechanical properties of austenitic steels.

Scientific novelty. The idea of the relationship between the mechanical properties of austenitic steels and the preformed atomic-magnetic state of the austenitic matrix (parameter χ_0) is proposed and experimentally confirmed.

Formulation of the problem. The overwhelming bulk of steels 100Г8Л, 110Г10Л is paramagnetic austenite (99.93 %), and in steel 110Г10Л its amount reaches 100 %. Therefore, the properties of these steels are determined precisely by the state of austenite and its transformations. Austenite is a paramagnet, which is characterized by a peculiar electronic structure, for which the sensitive parameter is the specific paramagnetic susceptibility χ_0 (the total magnetic moment per unit mass of austenite at a unit value of the magnetic field). It is proposed to investigate these steels from the standpoint of the atomic-magnetic state of the austenitic matrix.

Practical value. A nomogram «specific paramagnetic susceptibility χ_0 of austenite – mechanical properties» is proposed, which can be used in production conditions to predict and control the mechanical properties of austenitic steels, namely, strength and ductility.

Key words: high-manganese steel, austenite, elongation, constriction, durability, stretched dislocation, deformation martensite, paramagnetic susceptibility.

УДК 621.74:669.721

Айкін М. Д., д-р техн. наук Шаломєєв В. А., Лук'яненко О. С.

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ВИСОКИХ ШВИДКОСТЕЙ ОХОЛОДЖЕННЯ ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ СИСТЕМИ Mg-Zr-Nd

Мета роботи. Вивчення впливу високих швидкостей охолодження на структуроутворення і механічні властивості біорозчинного сплаву системи Mg-Zr-Nd.

Методи дослідження. Металографічний аналіз. Визначення механічних властивостей при розтягуванні (ГОСТ 1497-84). Комп'ютерне моделювання (ProCast).

Отримані результати. Визначено вплив швидкості охолодження на середній розмір зерна та механічні властивості дослідного сплаву. Показано, що підвищення швидкості охолодження позитивно впливає на зазначені параметри.

Визначено, що надвисока швидкість охолодження (близько 55 °C/c), що забезпечується охолодженням мідної форми у рідкому азоті, призводить до утворення наддрібної структури та змінює характер розподілу зміцнювальних фаз, приводячи до їх рівномірного розподілу за об'ємом мікроструктури та значному підвищенню механічних властивостей сплаву.

Наукова новизна. На основі даних комп'ютерного моделювання мікроструктури дослідного сплаву Mg-Zr-Nd побудовано рівняння регресії, що дозволяє прогнозувати середній розмір зерна сплаву. Досліджено структуроутворення та характер розподілу частинок зміцнювальних фаз при надвисоких швидкостях охолодження (близько 55 °C/c), що забезпечуються охолодженням мідної форми у рідкому азоті. Отримані емпіричні залежності, що дозволяють спрогнозувати механічні властивості сплаву в залежності від швидкості охолодження.

Практична цінність. Отримані емпіричні залежності дозволяють прогнозувати та отримувати кінцевий сплав з широким можливим спектром механічних властивостей, сприятливий для виконання різноманітних задач, що стоять перед біорозчинними імплантатами, використовуючи максимально доступні методи литва.

Ключові слова: магнієвий сплав, швидкість охолодження, комп'ютерне моделювання, зміцнювальна фаза, механічні властивості, подрібнення зерна, імплантат, рідкий азот.

Вступ

Метод лікування переломів шляхом скріплення кісткових уламків за допомогою імплантатів, званий остеосинтезом, використовується з середини XIX століття [1]. Основною характеристикою імплантатів для остеосинтезу є їх здатність з мінімальними травмами м'яких і кісткових тканин зберігати нерухомість уламків і осколків, забезпечуючи функціонування і стійкість пошкодженої кінцівки на весь період лікування. Для цього він повинен зберігати необхідний рівень механічних властивостей протягом всього періоду лікування перелому.

Традиційно в медицині найбільш ефективними вважалися корозійностійкі металеві матеріали, такі як нержавіюча сталь або титан. Однак, такі довговічні імплантати є чужорідними тілами, які несуть сильний ризик місцевого запалення. Крім того, вони ускладнюють процеси регенерації організму і подальшого лікування [2]. Здатність імплантатів до розчинення (біодеградації) є великою перевагою, адже виключає необхідність повторної операції з видалення імплантату. Недоліком біорозчинних сплавів є зниження механічних характеристик по мірі їх біодеградації.

© Айкін М. Д., Шаломєєв В. А., Лук'яненко О. С., 2020
DOI 10.15588/1607-6885-2020-1-4

Раніше авторами був розроблений біорозчинний магнієвий сплав системи Mg-Zr-Nd [3], який зберігає високий рівень механічних властивостей протягом тривалого впливу біокорозії (3 місяці). Але варто зазначити, що застосування конструкцій з біорозчинних сплавів ускладнене тим, що дані конструкції мають складну конфігурацію зі змінним, часто малим перерізом, наявністю різьби та отворів. Це призводить до підвищення швидкості біодеградації і більш істотного падіння механічних властивостей в подібних місцях. Виходячи з цього, доцільно отримання максимально високого комплексу механічних властивостей сплаву. Одним з доступних способів підвищення механічних властивостей є підвищення швидкості охолодження виливків, що досягається застосуванням різних матеріалів ливарних форм і охолоджувальних середовищ.

Завданням даного дослідження є вивчення впливу швидкості охолодження на структуроутворення і механічні властивості біорозчинного магнієвого сплаву системи Mg-Zr-Nd.

1 Огляд літератури

Швидкість охолодження при литті є важливим термодинамічним параметром, що може впливати на пе-

ребіг процесів кристалізації, розподіл зміцнювальних фаз та механічні властивості [4]. На швидкість охолодження сплавів при литті впливають: матеріал для ливарної форми, охолоджувальне середовище, конфігурація та товщина ливарної форми.

Висока ступінь переохолодження, викликана більшою швидкістю охолодження, призводить до подрібнення зерна сплаву WE43. При зміні часу затвердіння з 304,95 с до 30,75 с середня площа зерна сплаву зменшувалась з 1358 мкм² до 562 мкм² [5].

Швидкість охолодження впливає на дендритну морфологію та відстань між осями дендритів 2-го порядку для сплавів AZ91 (Mg-Al-Zn), AM60B (Mg-Al-Mn) та AE44 (Mg-4Al-P3M). При підвищенні швидкості охолодження цих сплавів (від 1 °C/хв до 20 °C/хв) морфологія дендритів змінювалась з рівновісової до стовпчастої. При цьому, відстань між осями дендритів 2-го порядку знижувалась з 25 до 10 мкм для AZ91, з 30 до 15 мкм для AM60B та з 45 до 10 мкм для AE44. Також, авторами повідомляється про суттєве зменшення середнього розміру частинок вторинної фази. Більш високі швидкості охолодження призводили до утворення скупчень вторинної фази, в той час як при менших швидкостях охолодження частинки були розсіяні по структурі [6]. Схожі результати були отримані для сплаву ZK60 (Mg-Zn-Zr). Швидкість охолодження вище за 20 °C/с сприяла подрібненню зерна та зниженню відстані між осями дендритів 2-го порядку [7].

Дослідження [4, 8] підтверджують позитивний вплив підвищення швидкості охолодження для сплаву GW103K (Mg-P3M-Y-Zr). При зміні швидкості охолодження з 1,4 °C/с до 3,5 °C/с, середній розмір зерна знижувався з 59 до 41 мкм, а кількість вторинної фази, навпаки, підвищувалась з 17,6 % до 22 %. Подрібнення зерна автори пов'язують з високою швидкістю охолодження, що призводить до прискорення початку процесів утворення зерен та збільшенням кількості зародків зерен через підвищену ступінь переохолодження.

Дослідження сплаву NZ30K (система Mg-Zr-Nd), виплавленого за технологіями лиття у піщано-гліністу форму, неперервного лиття у кристалізатор та лиття у металевий кокіль показали, що спосіб лиття який забезпечував більш швидку кристалізацію, мав кращі показники механічних властивостей [9].

Отже, підвищення швидкості охолодження є підтвердженим методом модифікування мікроструктури магнієвих сплавів.

2 Матеріали і методи дослідження

Дослідження проводилися на дослідних зразках біорозчинного сплаву Mg-Zr-Nd (Zr – 1,15...1,35 %, Nd – 3,05...3,25 %, Zn – 0,5...0,7 %, решта – Mg).

В тигельну піч ПІМ-500 ємністю 0,5 т, потужністю 140 кВт і продуктивністю 230 кг/година, завантажували заздалегідь нагріті шихтові матеріали і після розплавлення розливали у виймальні тиглі при 650...730 °C. Виймальні тиглі встановлювали в роздавальні печі, в яких доводили сплав за хімічним складом і рафінували флю-

сом ВІ-2 при 740...760 °C. Після цього заливали зразки у ливарні форми. Матеріалами форми були: піщано-глініста суміш, сталевий кокіль зі сталі Ст. 3, мідний кокіль. Як середовища охолодження використовувались повітря, технічна вода та рідкий азот. Товщина стінок ливарних форм – 20 мм. Як середовища охолодження використовувались повітря, технічна вода та рідкий азот. Швидкість охолодження визначали за показами хромель-алюмелевих термопар ТХА (тип К) з діапазоном вимірювання температур від -400 °C до +1200 °C, що закарбовували у ливарну форму.

Шихтою для сплавів були наступні матеріали: магній первинний чушковий Мг 90, Мг 95, Мг 96 (ГОСТ 804-93) [10], цинк чушковий Ц2 (ГОСТ 3640-94) [11], лігатура Mg-Nd, лігатура Mg-Zr Л2.

Дослідження металу проводили після термічної обробки в термічній шахтній печі типу Белв'ю, потужністю 112 кВт і продуктивністю 95 кг/година, а також у термічній печі типу ПАП-4М, продуктивністю 50 кг/година, за режимом: нагрів 540^{±5} °C, витримка 8 годин, охолодження на повітрі і старіння при 200^{±5} °C, витримка 16 годин, охолодження на повітрі.

Якість зразків в промислових умовах визначали за допомогою рентгенівського методу апаратами РАП-150/300, РУП 150/300, РУП 400-5 і МИРА-2Д і реєстрували отримані дані на рентгенівські плівки РМ-1, РТ-1, РТ-2.

Механічні властивості зразків з магнієвих сплавів та кісткового матеріалу визначалися за допомогою розривної машини «INSTRON 2801» за ГОСТ 1497 – 84 [12] та ГОСТ 2856 – 79 [13]. Механічні властивості визначали на циліндричних зразках (тип VI, номер 1; тип III, номер 7).

Мікроструктуру зразків після механічних випробувань вивчали за допомогою оптичних мікроскопів «Neophot 32» та «OLYMPUS IX 70» при збільшеннях 100, 200, 350 та 500 разів. Шліфи для аналізу мікроструктури вивчали після термічної обробки. Склад реактиву для щавлення: 1 % азотної кислоти, 20 % оцтової кислоти, 19 % дистильованої води, 60 % етиленгліколя. Статистичні дані щодо середнього розміру зерна мікроструктури отримувались у відповідності до ГОСТ 21073.4-75 [14] при збільшенні $\times 100$.

Для дослідження впливу швидкості охолодження на мікроструктуру та властивості розробленого магнієвого сплаву використовували програмний комплекс ProCast. Для цього побудовано макет зразка та ливарної форми у форматі .iges за допомогою програми SolidWorks та імпортовано у програмне середовище ProCast (рис. 2). Розрахунки виконувались для режиму гравітаційного лиття. Для зразка та ливарної форми задавали відповідні матеріали та вводили параметри лиття. Вихідні параметри включали до себе: напрямок лиття; температури вихідного сплаву, форми та навколишнього середовища; коефіцієнти теплопровідності охолоджуючого середовища та поверхні, де відбувається теплообмін.

Моделювання мікроструктури дослідного сплаву виконувалось за допомогою модулю САФІ, що входить

до складу програмного комплексу ProCast (рис. 2). Для побудови мікроструктури програмою допускається нор-

мальний розподіл зародків зерен для об'ємної рідини та границі розділу між рідиною та ливарною формою.

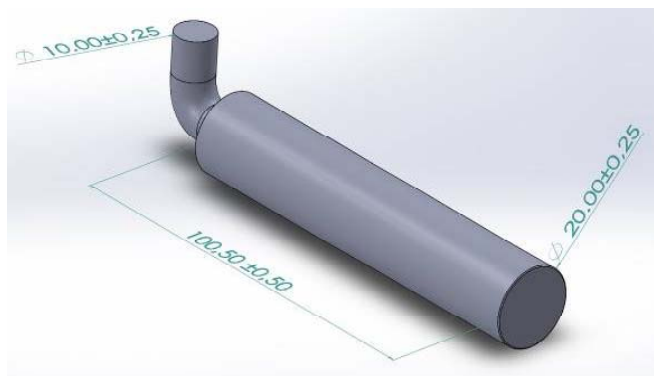


Рис. 1. Тривимірна модель формозразку

Composition Thermal Fluid Stress Microstructure CCT/TTT +/-						
Property	Value	Value Unit				
Solid Diffusion Model	Lever					
	Compute Properties					
Phase Fraction						
<input checked="" type="checkbox"/> CAFE Computations						
Gibbs-Thompson Coefficient	2e-07					
Dt max	10					
Dt max(fit)	10					
	Compute CAFE					
a2	1.100075e-08	m/sec-K^2				
a3	9.588695e-10	m/sec-K^3				
Element	%Composition	Recommended R...	m	k	D1	
<input checked="" type="checkbox"/> Base	Mg					
Ag		0 ~ 2				
Al		0 ~ 10				
C		0 ~ 0.5				
Ca		0 ~ 10				
Ce		0 ~ 10				
Cu		0 ~ 10				
Dy		0 ~ 2				
Fe		0 ~ 2				
Gd		0 ~ 10				
La		0 ~ 10				
Li		0 ~ 10				
Mn		0 ~ 10				
Nd	3.12	0 ~ 10	-16.9873	0.0153048	3e-09	
Ni		0 ~ 2				
Pr		0 ~ 2				
Sc		0 ~ 2				
Se		0 ~ 0.5				
Si		0 ~ 10				
Sn		0 ~ 10				
Sr		0 ~ 10				
Y		0 ~ 10				
Zn	0.1	0 ~ 10	-44.2881	0.0493679	3e-09	
Zr	1.25	0 ~ 2	-215.52	5.02131	3e-09	

Рис. 2. Вікно для вводу та розрахунку параметрів дослідного сплаву

3 Результати дослідження та їх обговорення

3.1 Моделювання та дослідження впливу зміни швидкості охолодження на параметри мікроструктури сплаву Mg-Zr-Nd

Зміна швидкості охолодження забезпечувалась різними умовами лиття:

1. Лиття в піщано-гліністу форму (ППФ) (варіант 1);
2. Лиття в сталевий кокінь, охолодження повітрям (варіант 2);
3. Лиття в мідний кокінь, охолодження повітрям (варіант 3);
4. Лиття в мідний кокінь, охолодження водою (варіант 4);
5. Лиття в мідний кокінь, охолодження рідким азотом (варіант 5).

Моделювання мікроструктури виливків, що проводили за допомогою модулю САФІ показали, що середній розмір зерна змодельованої структури (рис. 3) близький до розміру зерна дослідних зразків (рис. 4).

Кількісний аналіз розміру зерна змодельованих мікроструктур дозволив отримати рівняння регресії, що має вигляд експоненційної залежності, та описує вплив швидкості охолодження на середній розмір зерна дослідного сплаву (1).

$$D = 130,1 * e^{-0,04 * V_{ox}} \pm 9,3, \text{ мкм} \quad (1)$$

$$R = 0,985; R^2 = 0,971; p = 0,95.$$

Розраховані значення середнього розміру зерна за допомогою отриманого рівняння близькі до значень середнього розміру зерна дослідних зразків (табл. 2).

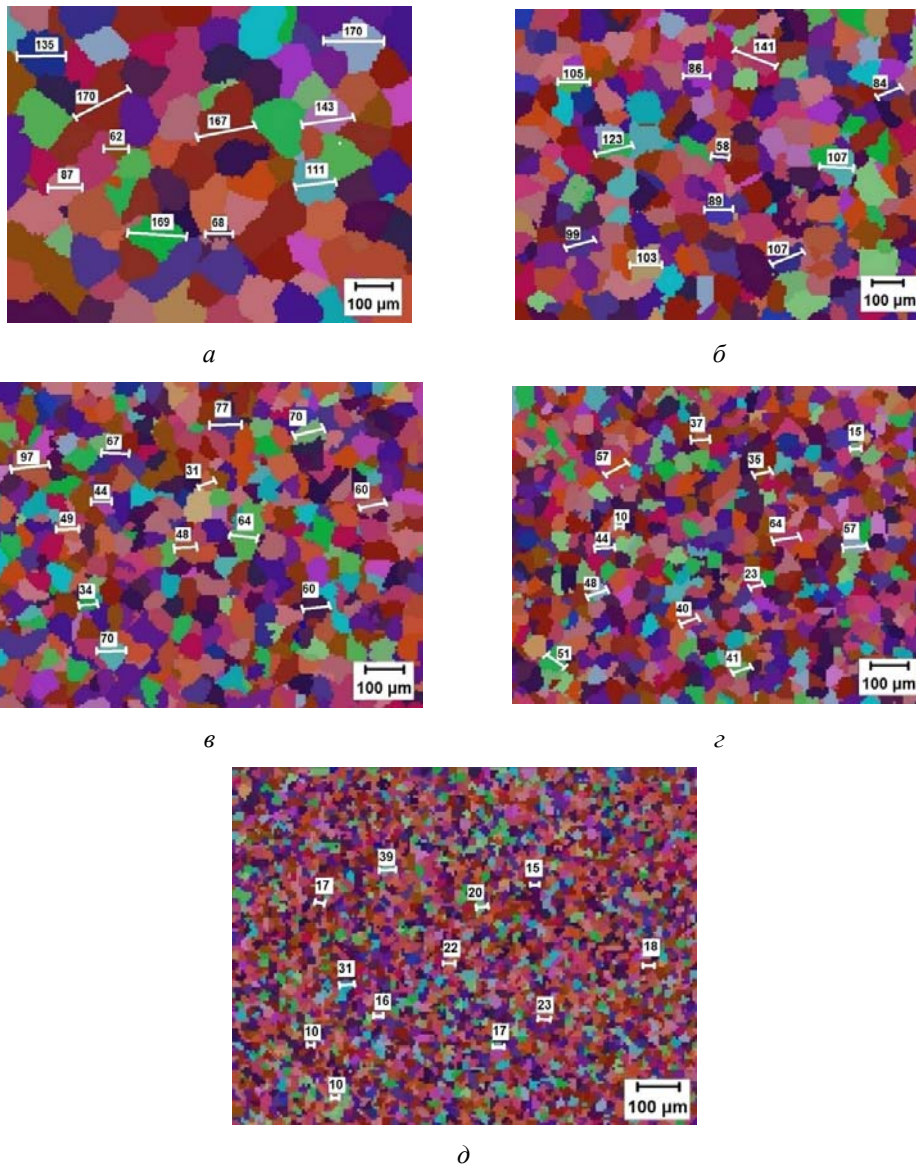


Рис. 3. Модель впливу швидкості кристалізації на мікроструктуру сплаву: а – варіант 1; б – варіант 2; в – варіант 3; г – варіант 4; д – варіант 5

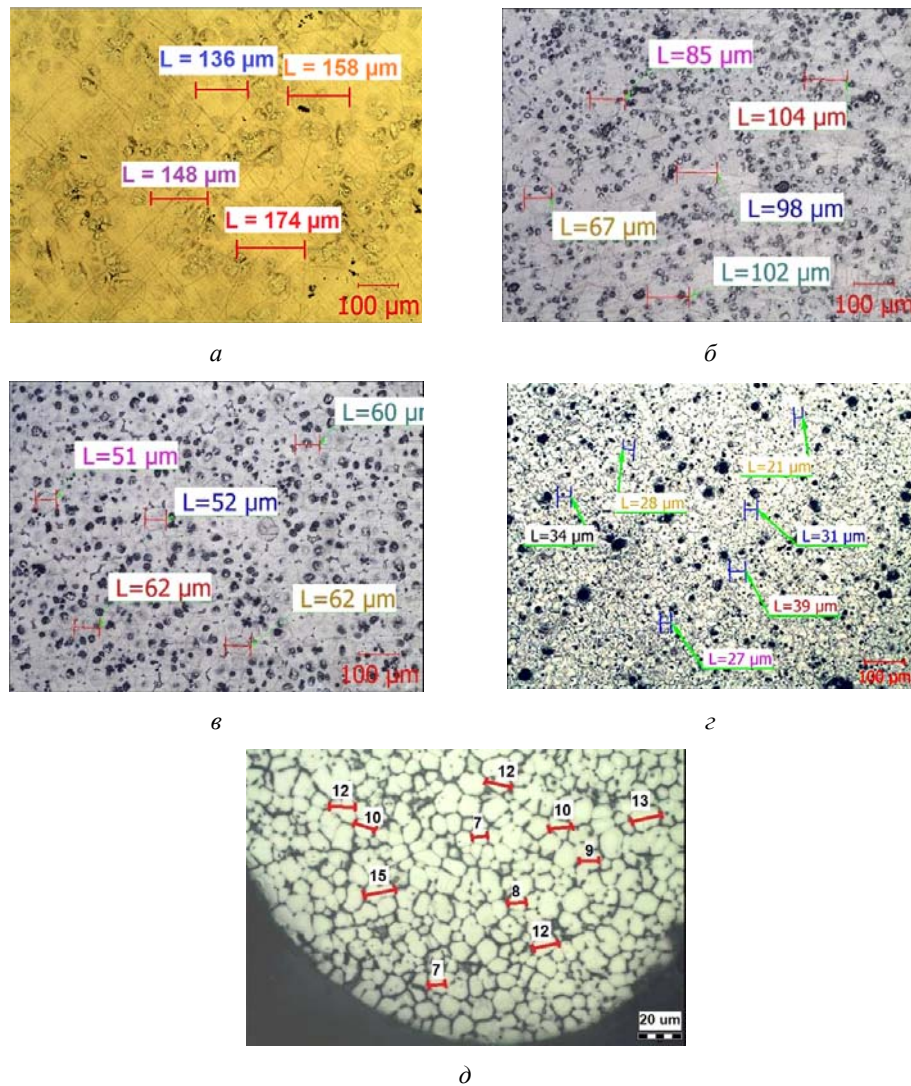


Рис. 4. Мікроструктури дослідних зразків з розробленого сплаву Mg-Zr-Nd при різних швидкостях кристалізації:

$a-e - \times 100$, $d - \times 500$: a – варіант 1; b – варіант 2; c – варіант 3; d – варіант 4; e – варіант 5

Таблиця 2 – Параметри мікроструктури зразків дослідного сплаву, відлитих за різними варіантами лиття

Варіант лиття	Розрахунки ProCast		Аналіз зразків		Середній розмір зерна за рівнянням (1), мкм
	Середня швидкість охолодження, °C/c	Середній розмір зерна, мкм	Середня швидкість охолодження, °C/c	Середній розмір зерна, мкм	
Варіант 1	1,7	131,2	1,0	148,2	138,0
Варіант 2	8,0	96,2	9,0	90,6	90,1
Варіант 3	14,8	65,3	17,0	58,8	55,7
Варіант 4	21,0	49,5	26,5	36	44,7
Варіант 5	53,3	15,2	55,0	11	14,3

Таким чином, отримана залежність бути використана для передбачення середнього розміру зерна мікроструктури дослідного сплаву в залежності від швидкості охолодження.

3.2 Дослідження мікроструктури і механічних властивостей зразків з розробленого магнієвого сплаву Mg-Zr-Nd з різною швидкістю охолодження

Мікроструктура зразків після термообробки при $V_{ox} = 1^\circ\text{C/c}$ (рис. 5а), відповідала стандартній для магнієвих сплавів системи Mg-Zr-Nd. Мікроструктура зразків при $V_{ox} = 9^\circ\text{C/c}$ (рис. 5б) відрізнялась більшою щільністю скупчень, що говорить про підвищену дисперсність цирконідів цинку Zr_2Zn_3 , менший розмір частинок нерозчиненої евтектики, а також більшу кількість дис-

перших частинок зміцнювальної β'' - фази. Подібний характер змін в мікроструктурі спостерігався при подальшому підвищенні швидкості охолодження до $V_{ox} = 17^\circ\text{C/c}$ (рис. 5б) та $V_{ox} = 26,5^\circ\text{C/c}$ (рис. 7з). Кількість цирконідів та частинок зміцнювальної фази підвищувалась, а розмір скупчень – зменшувався. Забезпечення швидкості кристалізації $V_{ox} = 55^\circ\text{C/c}$ призводило до утворення наддрібної мікроструктури (рис. 5д). Круглих скупчень частинок інтерметалідів та зміцнювальної фази не утворювалось.

Зміна характеру розподілу вторинних фаз в дослідному сплаві при підвищенні швидкості охолодження пов'язано із її впливом на кількість евтектики у литій структурі металу. Із підвищенням швидкості охолодження, кількість та розміри нерівноважної евтектики, що виділилась при литті, знижується [15], що призводить до більш повного її розчинення при гартуванні, знижуючи необхідний час витримки. Внаслідок цього, ефективність подальшого старіння також підвищується, що призводить до виділення більшої кількості частинок

α -цирконію та цирконідів цинку, а також частинок зміцнювальної β'' - фази [16]. Відсутність скупчень фаз при $V_{ox} = 55^\circ\text{C/c}$ також пов'язано з дуже низькою кількістю евтектики у литій структурі та відсутністю нерозчинених частинок евтектики після гартування, навколо яких, зазвичай, концентруються інтерметаліди та зміцнювальна фаза, призводячи до їх рівномірного розподілу за об'ємом мікроструктури.

Аналіз результатів механічних випробувань (табл. 3) показав, що найменший комплекс властивостей мали зразки, відлиті при швидкості кристалізації $V_{ox} = 1^\circ\text{C/c}$ ($\sigma_B = 261 \text{ МПа}$, $\delta = 4,4\%$). Зразки, відлиті при більших швидкостях кристалізації $V_{ox} = 9^\circ\text{C/c}$, $V_{ox} = 17^\circ\text{C/c}$ та $V_{ox} = 26,5^\circ\text{C/c}$ мали вищу границю міцності (на 10,6 МПа; 16,3 МПа; 22,5 МПа) та відносне видовження (на 2 %; 2,5 %; 3,4 %) за рахунок виділення більшої кількості вторинних фаз та подрібнення зерна. Найвищий комплекс механічних властивостей отримано при $V_{ox} = 55^\circ\text{C/c}$. Відносно $V_{ox} = 1^\circ\text{C/c}$ границя міцності

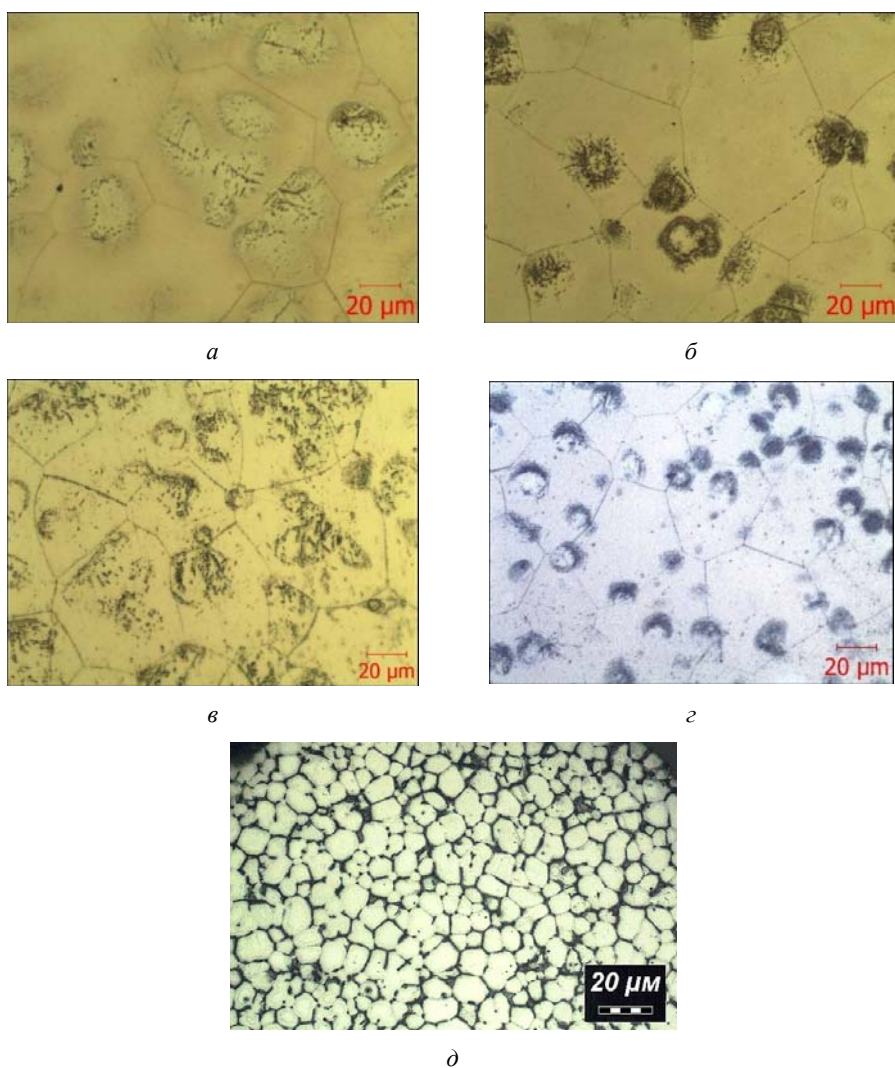


Рис. 5. Мікроструктури зразків після термообробки при використанні різних технологій лиття, $\times 500$: а – 1°C/c ; б – 9°C/c ; в – 17°C/c ; з – $26,5^\circ\text{C/c}$; д – 55°C/c

σ_B зросла на 55,4 МПа, а відносне видовження δ на 12,6 %. Суттєве (майже в 2 рази відносно $V_{\alpha} = 26,5$ °C/c) підвищення відносного видовження, окрім зменшення розміру зерна, пов'язано із меншою концентрацією напружень, що викликане відсутністю скупчень вторинних фаз та рівномірним розподілом частинок зміцнювальної фази та інтерметалідів. Охолодження сплаву у рідкому азоті наближає його властивості до деформівних сплавів систем Mg-Zr-Nd та Mg-Zn-Zr [17, 18].

За результатами механічних випробувань побудовано емпіричні (2, 3) залежності, що описують вплив швидкості охолодження на механічні властивості дослідного сплаву. Залежність (2) має вигляд рівняння лінійної регресії, а (3) – рівняння експоненціальної регресії.

$$\sigma_B = 0,99 * V_{\alpha} + 260,4 \pm 2,4, \text{ МПа} \quad (2)$$

$$R_{x,y} = 0,995; R^2 = 0,99; p = 0,95;$$

$$\delta = 4,6 * e^{0,02 * V_{\alpha}} \pm 0,7, \% \quad (3)$$

$$R = 0,993; R^2 = 0,987; p = 0,95.$$

Розраховані залежності дозволяють спрогнозувати отриману мікроструктуру та механічні властивості дослідного сплаву у будь-якій ділянці виробу. Це особливо важливо для біорозчинних імплантатів, адже, форма та розміри імплантату, складність його конструкції, корозійний вплив та навантаження, що він сприймає в процесі експлуатації, залежать від місця імплантації та властивостей та форми кістки, що скріплюється. Відповідно, до виробів висувається широкий діапазон вимог щодо механічних властивостей. Отримані залежності дозволяють варіювати механічні властивості у відповідності до поставленої задачі.

Таблиця 3 – Результати механічних випробувань дослідних зразків

Швидкість охолодження виливка, °C/c	Границя міцності, МПа	Відносне видовження, %
1	261,1	4,4
9	271,7	6,4
17	277,4	6,9
26,5	283,6	7,8
55	316,5	17,0

Примітка: середні значення по 3 зразкам.

Висновки

1. За допомогою моделювання у програмі ProCast та практичних досліджень впливу швидкості охолодження на мікроструктуру біорозчинного магнієвого сплаву системи Mg-Zr-Nd визначено, що із збільшенням швидкості охолодження розмір зерна сплаву знижується за експоненційною залежністю.

2. Отримано рівняння регресії, що описує вплив швидкості охолодження на розмір зерна дослідного сплаву. Розрахункові значення, отримані за допомогою отриманого рівняння близькі до результатів кількісного аналізу дослідних зразків.

3. Підвищення швидкості охолодження призводило до зменшення кількості виділень евтектики у литій структурі та її більш повному розчиненні при гартуванні, що призводило до підвищеної ефективності старіння. Структура сплаву, охолодженого рідким азотом, відрізнялась відсутністю місць концентрації (скупчень) вторинних фаз, призводячи до рівномірного їх розподілу за об'ємом металу.

4. Проведені механічні випробування дозволили встановити залежності границі міцності та відносного видовження від швидкості охолодження. Відповідні залежності мали вигляд рівнянь лінійної регресії (для границі міцності) та експоненціальної регресії (для відносного видовження).

5. Отримані залежності дозволяють прогнозувати та отримувати кінцевий сплав з широким можливим спектром механічних властивостей, сприятливий для виконання різноманітних задач, що стоять перед біорозчинними імплантатами, використовуючи максимально доступні методи литва.

Список літератури

1. Nelson F. R. A Manual of Orthopaedic Terminology, eighth ed. / F. R. Nelson C. T. Blauvelt. – 2015. – P. 209–282.
2. Влияние биологических сред на имплантаты для остеосинтеза / [Росторгуев Д. Е., Масленников Е. Ю., Таранов И. И. и др.] // Кубанский научный медицинский вестник. – 2013. – № 1 (136). – С. 147–151.
3. Design and examination of the new Biosoluble casting alloy of the system Mg-Zr-Nd for osteosynthesis / [Shalomoev V., Aikin N., Chorniy V., Naumik V.] // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2019. – Vol. 1. – № 12 (97). – P. 40–48.
4. Effect of cooling rate on the microstructure, mechanical properties of sand-casting Mg–10Gd–3Y–0.5Zr magnesium alloy / [Pang S., Wu G., Liu W. and etc.] // Materials Science and Engineering A. – 2013. – Vol. 562. – P. 152–160.
5. Effect of mould components on the cooling rate, microstructure, and quality of WE43 magnesium casting alloy / [Dybowski B., Kielbus A., Jarosz R.] // Archives of Metallurgy and Materials. – Vol. 59. – № 4. – P. 1527–1532.

6. Influence of cooling rate on microsegregation behavior of magnesium alloys / [Khan M. I., Mostafa A. O., Aljarrah M. end etc.] // Journals of Materials. – 2014. – P. 1–18.
7. Chunmei Y. Effects of cooling rate on solidification microstructure of ZK60 magnesium alloy / [Chunmei Y., Dingfei Z., Peidao D.] // Materials Science Forum. – 2005. – Vol. 488–489. – P. 295–298.
8. Influence of cooling rate on solidification behavior of sand-cast Mg-10Gd-3Y-0.4Zr alloy / [Pang S., Wu G., Liu W. end etc.] // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. – 2014. – № 24. – P. 3413–3420.
9. Microstructure and mechanical properties of NZ30K alloy by semicontinuous direct chill and sand mould casting processes / [Xingwei Z., Jie D., Wencai L., Wenjiang D.] // China Foundry. – Vol. 8. – № 1. – P. 41–46.
10. ГОСТ 804-93. Магний первичный в чушках. Технические условия / [Действ. от 01.01.97]. Москва : Изд-во стандартов, 2004. – 8 с.
11. ГОСТ 3640-94. Цинк. Технические условия / [Действ. от 01.01.97]. – М. : Изд-во стандартов, 1997. – 9 с.
12. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение / [Действ. от 01.01.86]. Москва : Стандартинформ, 2008. – 24 с.
13. ГОСТ 2856-79. Сплавы магниевые литейные. Марки / [Действ. от 01.01.81]. Москва: Изд-во стандартов, 1981. – 4 с.
14. ГОСТ 21073.4-75. Металлы цветные. Определение величины зерна планиметрическим методом / [Действ. от 01.07.76]. М. : Изд-во стандартов, 2002. – 3 с.
15. The microstructure, fracture mechanism and their correlation with the mechanical properties of as-cast Mg-Nd-Zn-Zr alloy under the effect of cooling rate / [Zhang T., Zhao X., Liu J., end etc.] // Materials Science and Engineering A. – 2020. – Vol. A801. – P. 1–11.
16. Effect of Cooling Rate on the Grain Refinement of Mg-Y-Zr Alloys / [Sum M., Sthohn D.H., Easton M.A., end etc.] // Metallurgical and materials transactions A. – 2019. – P. 1–15.
17. Effect of Zn on the microstructure evolution of extruded Mg-3Nd (-Zn)-Zr (wt.%) alloys / [Ma L., Mishra R.K., Balogh M.P. end etc.] // Materials Science and Engineering A. – 2012. – Vol. A543. – P. 12–21.
18. Tensile properties of extruded ZK60-RE alloys / [Ma C., Liu M., Wu G. end etc.] // Materials Science and Engineering A. – 2003. – Vol. A349. – P. 207–212.

Одержано 28.12.2020

Айкин Н. Д., Шаломеев В. А., Лукьяненко А. С. Исследование влияния высоких скоростей охлаждения при кристаллизации на структуру и свойства сплава системы Mg-Zr-Nd

Цель работы. Изучение влияния высоких скоростей охлаждения на структурообразование и механические свойства биорастворимого сплава системы Mg-Zr-Nd.

Методы исследования. Металлографический анализ. Определение механических свойств при растяжении (ГОСТ 1497-84). Компьютерное моделирование (ProCast).

Полученные результаты. Определено влияние скорости охлаждения на средний размер зерна и механические свойства исследуемого сплава. Показано, что повышение скорости охлаждения положительно влияет на указанные параметры.

Определено, что сверхвысокая скорость охлаждения (около 55 °C/c), которая обеспечивается охлаждением медной формы в жидком азоте, приводит к образованию сверхмелкой структуры и меняет характер распределения упрочняющих фаз, приводя к их равномерному распределению по объему микроструктуры и значительному повышению механических свойств сплава.

Научная новизна. На основе данных компьютерного моделирования микроструктуры исследуемого сплава Mg-Zr-Nd построено уравнение регрессии, которая позволяет прогнозировать средний размер зерна сплава. Исследовано структурообразование и характер распределения частиц упрочняющих фаз при сверхвысоких скоростях охлаждения (около 55 °C/c), обеспечиваемых охлаждением медной формы в жидком азоте. Полученные эмпирические зависимости, позволяющие прогнозировать механические свойства сплава в зависимости от скорости охлаждения.

Практическая ценность. Полученные эмпирические зависимости позволяют прогнозировать и получать конечный сплав с широким возможным спектром механических свойств, благоприятный для выполнения различных задач, стоящих перед биорастворимыми имплантатами, используя максимально доступные методы литья.

Ключевые слова: магниевый сплав, скорость охлаждения, компьютерное моделирование, упрочняющая фаза, механические свойства, измельчения зерна, имплантат, жидкий азот.

Aikin M., Shalomeev V., Lukyanenko A. Research of the influence of high cooling rates during crystallization on the structure and properties of Mg-Zr-Nd alloy

Aim of study. To study the influence of high cooling rates on the structure formation and mechanical properties of the biosoluble Mg-Zr-Nd alloy.

Research methods. Metallographic analysis. Determination of tensile mechanical properties in (GOST 1497-84). Computer simulation (ProCast).

Results obtained. The influence of cooling rate on the average grain size and mechanical properties of the experimental alloy is determined. It is shown that increasing the cooling rate has a positive effect on these parameters.

It is determined that the ultrahigh cooling rate (about 55 °C/s), provided by the cooling of the copper form in liquid nitrogen, leads to the formation of ultrafine structure and changes the distribution nature of reinforcing phases, leading to their uniform distribution by microstructure and significant improvement of mechanical properties of the alloy.

Scientific novelty. Based on the microstructure modeling data of the experimental Mg-Zr-Nd alloy, a regression equation is constructed, which allows to predict the average grain size of the alloy. The structure formation and the nature of the particle distribution of the strengthening phases at ultrahigh cooling rates (about 55 °C/s), which are provided by the cooling of the copper form in liquid nitrogen, have been studied. Empirical dependences are obtained, which allow to predict the mechanical properties of the alloy depending on the cooling rate.

Practical value. The obtained empirical dependences allow to predict and obtain the final alloy with a wide range of possible mechanical properties, favorable for performing various tasks facing biosoluble implants, using the most available casting methods.

Key words: magnesium alloy, cooling rate, computer simulation, hardening phase, mechanical properties, grain grinding, implant, liquid nitrogen.

СТАТИСТИЧНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ПОСТІЙНИХ МАГНІТІВ, СПЕЧЕНИХ ЗІ СПЛАВУ Nd-Fe-B,C-Cu,Ti

Мета роботи. Статистичний аналіз мікроструктур готових постійних магнітів, що виготовляються на основі систем Fe-Nd-B при різних режимах термообробки.

Методи дослідження: металографічний, рентгеноспектральний, статистичний, магнітометричний.

Отримані результати. У роботі досліджується вплив зовнішнього тиску на структуру та властивості постійних магнітів складу $Nd_{15,2}Fe_{74,99}C_{0,51}B_{6,6}Cu_{1,57}Ti_{1,38}$. Для виготовлення постійних магнітів з високою магнітною енергією використано продукти швидкого охолодження з рідкого стану. Для цього лусочки, що отримані методом ЗПС, пресували у прес-формі та спікали у вакуумі. Прес-форма та болти, що їх скріплюють, виготовлені зі сплавів, у яких різні коефіцієнти лінійного розширення. Цей метод дає змогу досягти високого тиску ($H \approx 1$ ГПа) під час спікання. Спікання виконували у вакуумі під тиском $P = 0,5 \dots 12$ МПа та при температурах 1323 К та 1013 К.

Показано, що розміри частинок фази $NdCu_2$ підпорядковується закону Гауса та у розподілі присутні два піки. Перший пік можна пояснити наявністю у вихідних плівках аморфної складової, у якій знаходяться зародки основної магнітної фази $Nd_2Fe_{14}B$ та парамагнітної фази $NdCu_2$, а другий пік пояснюється тим, що у кристалічній області вже є зерна парамагнітної фази $NdCu_2$, і при подальшому спіканні вони продовжують зростати. Також показано, що розмір часток фази $NdCu_2$, які присутні у спеченому зразку, що отриманий при початковому тиску 12 МПа, зменшився до $0,03 \dots 0,5$ мкм порівняно з середнім розміром $0,23 \dots 0,94$ мкм для менших значень початкового тиску. При цьому коерцитивна сила компактів зросла на порядок від 160 кА/м до 1300 кА/м.

Наукова новизна. Встановлено, що зниження температури спікання швидко охолоджених лусочок сплавів $Nd_{15,2}Fe_{75,5-x}C_xB_{6,6}Cu_{1,57}Ti_{1,38}$ в умовах високого тиску порядку 0,9 ГПа від технологічної 1323 К до температури 1013 К практично не впливає на швидкість зародження метастабільних фаз $NdCu_2$ та $Nd_2Fe_{14}B$ і в той же час знижує швидкість їх росту. Однак, це призводить до збільшення коерцитивної сили готових магнітів від 160 кА/м до 1300 кА/м.

Практична цінність. Одержані в роботі результати мають важливе значення для подальшого розвитку фізичного матеріалознавства магнітожорстких матеріалів та сучасної техніки.

Ключові слова: спікання, «термічний» тиск, відпал, основна магнітожорстка фаза, фаза з обмеженою метастабільністю, коерцитивна сила, метод січних.

Вступ

Сучасне промислове виробництво прецизійної техніки, мікроелектроніки, літакобудування, ракетобудування ставить високі вимоги до матеріалів. Основними критеріями, які повинні характеризувати матеріали, є висока якість, мала собівартість, мінімальна матеріалоемність при збереженні найкращих фізико-механічних властивостей виробів в робочих умовах.

В світовій та вітчизняній літературі, окрім пошуку методів комплексного легування та створення нових сполук, мало приділяється уваги розробці нових способів виготовлення постійних магнітів, а саме, використанню одного з термодинамічних параметрів тиску для управління процесами кристалізації та спікання постійних магнітів. Тому в даній роботі досліджено вплив зовнішнього тиску на мікроструктуру спечених компактів та виконано статистичний аналіз мікроструктур після термообробки магнітожорстких сплавів Nd-Fe-B.

Матеріали та методи дослідження

В якості вихідних матеріалів для одержання спече-

них компактів використовували швидко загартовані стрічки складу $Nd_{15,2}Fe_{75,08}Cu_{1,57}B_{6,5}C_{0,42}Ti_{1,38}$. Режими термообробки подано у табл. 1.

Результати та обговорення

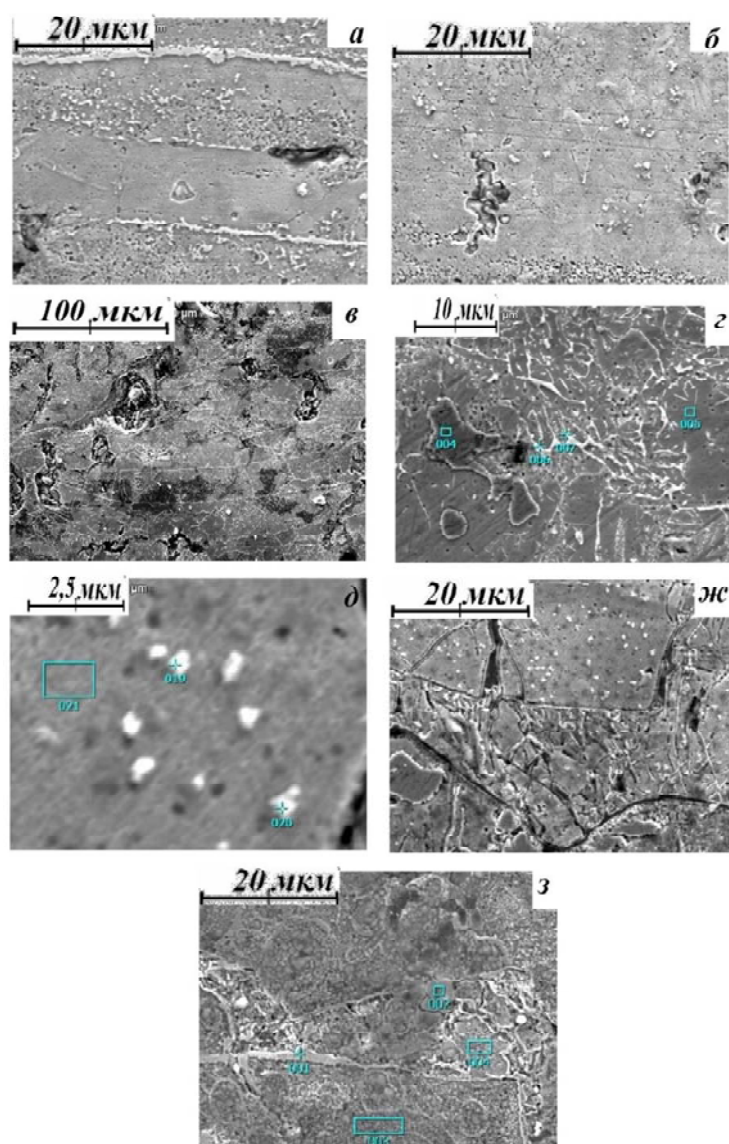
На рис. 1 представлено мікроструктури зразків, які було виристано для статистичної обробки. Згідно результатів хімічного аналізу білі включення являють собою неферомагнітну фазу, яка ізоструктурна фазі $NdCu_2$. Для визначення розмірів включень використовували метод січних [3]. Для визначення концентрації мікрочастинок у об'ємі сплаву використовували наступну формулу:

$$N = \frac{n}{D_{\text{сеп}}} \text{ мм}^{-3}, \quad (1)$$

де N – число шаровидних частинок в одиниці об'єму, $D_{\text{сеп}}$ – діаметр шаровидних частинок, n – середня кількість перерізів на одиницю площини.

Таблиця 1 – Режими спікання та відпалу сплаву $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{75,08}\text{C}_{0,42}\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$

Температура спікання, К	Ступінь вакууму, МПа	Час спікання, год	Температура відпалу, К	Час відпалу, год	Початковий тиск, МПа			Температура спікання, К	Час спікання, год	Початковий тиск, 12 МПа
					0,5	3	9,5			
1323	1,333	1	823	0,5	+	+	+	1013	1,5	+

Рис. 1. Мікроструктури зразків складу $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{74,99}\text{C}_{0,51}\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$, що були отримані за допомогою електронного мікроскопа: а, б – 9,5 МПа; в, г – 3 МПа; ж, з – 12 МПа; з – 0,5 МПа [1, 2]

Для визначення реальної кількості включень у об'ємі зразка врахували, що спечені компакти мали форму циліндра діаметром 5 мм та висотою 4 мм. У табл. 2 подано порівняння параметрів фрагментів фази NdCu_2 для

компактів сплаву $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{74,99}\text{C}_{0,51}\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$, що спечені в різних умовах. На рис. 2 представлено діаграму розподілу частинок фази NdCu_2 за розмірами для компакту складу $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{74,99}\text{C}_{0,51}\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$. Також на

рис. 2 подано мікроструктуру вихідної плівки даного складу [1, 2]. Видно, що плівка має кристалічну та аморфну складові. У подальшому при спіканні з кристалічної складової продовжується ріст основної магнітної фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ та парамагнітної фази NdCu_2 .

В роботі проведено статистичний аналіз із побудою розподілу за розмірами частинок NdCu_2 в спечених компактах. З рис. 2 видно, що розмір часток фази NdCu_2 , які присутні у спеченому зразку, що отриманий при початковому тиску 12 МПа, зменшився до 0,03...0,5 мкм порівняно з середнім розміром 0,23...0,94 мкм для попередніх умов спікання (див. рис. 1, табл. 1).

Якщо розподіл за розмірами зерен підпорядковується закону Гауса, то слід чекати, що у зразку присутні частинки фази NdCu_2 (сферичної форми) значно меншого розміру ($< 0,05$ мкм, рис. 1д, жс). Наявність таких частинок має призвести до значного зростання коерцитивної сили. Як показано в роботі, імовірність існування часток фази NdCu_2 з розмірами меншими за 0,05 мкм надзвичайно висока, то можна з впевненістю сказати, що ефект пінінгу вносить основний вклад до механізму збільшення коерцитивної сили. Наявність двох піків на діаграмі можна пояснити будовою вихідних стрічок. У кристалічній області вже є зерна парамагнітної фази NdCu_2 і при подальшому спіканні вони продовжують зростати. Цим пояснюється другий пік на діаграмі. Перший пік можна пояснити наявністю у

вихідних плівках аморфної складової, у якій знаходяться зародки основної магнітної фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ та парамагнітної фази NdCu_2 .

Згідно з розрахунками, загальна кількість зерен фази NdCu_2 , що припадають на 1 мм³, складає:

$$N_{\text{заг}} = \sum N_k. \quad (2)$$

Щоб перевірити цей результат, цю ж величину було розраховано за формулою С. А. Салтикова [14]:

$$N = \frac{2}{\pi} \sum_{i=1}^k \left(\frac{1}{d_i} \cdot n_i \right). \quad (3)$$

Якщо враховувати, що в лусочках, що мали аморфну будову, зерен фази NdCu_2 не було виявлено, то можна зробити висновок, що всі вони зародилися під час спікання, яке тривало час t . Аналізуючи графік, зображений на рис. 2, безпосередньо під час спікання утворилася лише частина зерен. Вважаючи, що за час t зародилися зерна, які після завершення спікання мали діаметр $D \in (0; 500\text{нм})$, можна приблизно оцінити швидкість зародкоутворення фази NdCu_2 у компактi складу $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{74,99}\text{B}_{6,6}\text{C}_{0,51}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$ під час спікання. Тоді середня швидкість зародкоутворення:

$$I_{\text{сеп}} = \frac{N_{\text{сеп}}}{t}. \quad (4)$$

Таблиця 2 – Результат статистичної обробки для спечених при різному початковому тиску компактах складу $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{74,99}\text{C}_{0,51}\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$

Проміжок, нм	0,5 МПа		3 МПа		9,5 МПа		12 МПа	
	$D_{\text{сеп}}$, нм	N , мм ⁻³	$D_{\text{сеп}}$, нм	N , мм ⁻³	$D_{\text{сеп}}$, нм	N , мм ⁻³	$D_{\text{сеп}}$, нм	N , мм ⁻³
0-50	-	-	-	-	-	-	33,505	26074317
50-150	147,06	4113881	76,923	19290862	116,279	8563756	127,091	5311706
150-250	-	-	185,375	32553318	232,56	9308351	176,923	2917823
250-350	294,12	2430930	307,69	9002461	348,84	3475118	262,779	5742392
350-450	441,18	2617924	384,62	5144163	-	-	393,424	3028031
450-550	-	-	489,511	4446075	465,12	8377515	526,32	3017936
550-650	588,24	1869946	615,38	321517	581,4	1861670	-	-
650-750	735,29	747989	692,31	428684	697,67	2420206	657,89	1086473
750-850	-	-	769,23	128606	813,95	478721	789,47	352097
850-950	882,35	498658	-	-	930,23	837761	-	-
950-1050	1029,41	213710	943,4	2621566	1046,51	206854	-	-
1050-1150	-	-	-	-	-	-	1052,63	75449
1150-1250	1176,47	327243	-	-	1162,79	297870	-	-
1250-1350	1323,53	41555	-	-	1279,07	169244	-	-
1350-1450	-	-	1415,09	1398178	1395,35	31028	-	-
1450-1550	1470,59	112198	-	-	-	-	-	-
1550-2000	1764,71	31166	1886,79	524316	-	-	-	-
2000-3000	2058,82	26715	2539,913	506339	-	-	-	-
3000-4000	-	-	3771,233	5272654	-	-	-	-

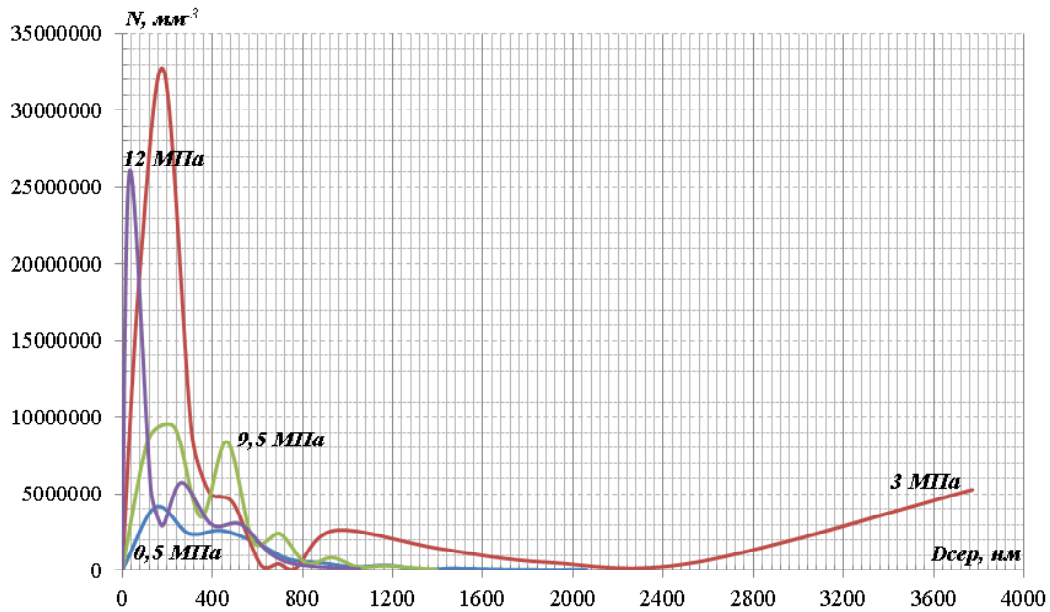


Рис. 2. Діаграма розподілу частинок фази NdCu_2 за розмірами для компакту складу $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{74,99}\text{C}_{0,51}\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$

Якщо вважати, що швидкість зародкоутворення – постійна величина, то в середньому зерно зростало у проміжку часу $t/2$, де t – час спікання. Тому для приблизної оцінки швидкості росту зерен фаз NdCu_2 , скористувалися наступною формулою:

$$v_{\text{сеп}} = 2 \frac{D_{\text{сеп}}}{t} \quad (5)$$

Щоб підрахувати $D_{\text{сеп}}$ було використано дані розподілу зерен фази NdCu_2 за розмірами:

$$D_{\text{сеп}} = \frac{\sum (D_k N_k)}{N_{\text{заг}}} \quad (6)$$

де N_k – кількість зерен фази NdCu_2 та діаметром D_k в одиниці об'єму.

Результати розрахунків подано у табл. 3.

Таблиця 3 – Порівняльна таблиця параметрів фрагментів фази NdCu_2 для компактів сплаву $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{74,99}\text{C}_{0,51}\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$, що спечені в різних умовах

Сплав	Умови спікання			Параметри фрагментів фази NdCu_2 у спеченому компактi				
$\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{74,99}\text{C}_{0,51}\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$	Температура T , К	Початковий тиск P , МПа	Час t , год	Кількість зерен в одиниці об'єму N , $\cdot 10^7 \text{ мм}^{-3}$	Середній діаметр зерен $D_{\text{сеп}}$, що припадає на максимум, $\mu\text{м}$	Середній діаметр зерен $D_{\text{сеп}}$, $\mu\text{м}$	Середня швидкість зародко-утворення I , $\cdot 10^3 \text{ мм}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$	Середня швидкість зростання зерен v , $\cdot 10^{-10} \text{ м/с}$
	1323	0,5	0,5	1,3	015 / 0,94	0,63	18,3	7
		3		8,2	0,19 / 0,7	0,67	45,6	7,44
		9,5		5,2	0,23 / 0,47	0,51	48,9	5,67
	1013	12	1,5	4,7	0,03 / 0,26	0,36	8,7	1,33

Видно, що середній діаметр для включень майже однаковий (у рамках похибки), швидкість зародкоутворення падає у межах 2...5,6 разів, а швидкість зростання частинок – падає у межах 4,2...5,6 рази зі зниженням температури спікання. Саме цим можна пояснити різницю максимальної кількості частинок фази NdCu_2 в об'ємі компакту та існування кількох піків, які зміщенні один відносно одного.

Спечені компакти досліджували на вібраційному магнітометрі для встановлення значень коерцитивної сили H_c та залишкової індукції B_r зразка (рис. 4).

В умовах високого тиску виникають напруги, які прискорюють дифузійні процеси в зразку [4–6]. Таким чином, з одного боку здійснюється об'ємне зростання фаз $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ і NdCu_2 та при цьому стійкість їх буде стабільною, оскільки високий тиск зміщує точки фазової рівноваги в області високих температур відповідно до закону Клапейрона-Клаузіуса. Як видно з рис. 1, розмір фази NdCu_2 при збільшенні первинного тиску від 0,5 МПа до 9,5 МПа, практично однаковий і становить у середньому 0,57 мкм.

Оскільки фаза $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ в даних умовах не встигає сформуватися в окремі зерна, а розміри фази NdCu_2 такі, що не перешкоджають руху границь доменів, то в цьому випадку значення коерцитивної сили зразка залишається практично постійним. Для того, щоб уникнути швидкого зростання фази NdCu_2 , збільшили первинний тиск і знизили температуру спікання до температури потрібної легкоплавкої евтектики (1013 К), а час спікання збільшили до 1,5 год. Ці умови практично не вплинули на швидкість зародження фаз NdCu_2 та $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ і в той же час знизили швидкість росту цих фаз. Як видно з рисунку 1, розмір фази NdCu_2 зменшився до 0,3 мкм, а в деяких випадках і до 0,03 мкм та при цьому коерцитивна сила компактів зросла на поряд-

док від 160 кА/м до 1300 кА/м. Поряд з цим в аморфній складовій плівок проходить кристалізація стабільних і метастабільних фаз в умовах високого тиску. Аморфна складова являє собою неупорядковану структуру з відсутністю далекого порядку і тому в даних умовах щільність недосконалостей прагне до максимуму, а також прискорюються процеси перенесення легувальних елементів, а саме, вуглецю, міді та титану, в зону скупчень недосконалостей (хмара Сузуки-Котрелла, ядра дислокації та ін.). Досягаючи критичних розмірів, скупчення недосконалостей, збагачені легувальними елементами, також стають перешкодою зміщення границь доменів.

Висновки

1. Статистичний аналіз мікроструктур компактів складу $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{74,99}\text{C}_{0,51}\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$ спечених при різних умовах, показав наявність двох піків на розподілі Гауса. Причому, збільшення початкового тиску сприяє зменшенню розмірів частинок фази NdCu_2 ($< 0,05$ мкм). Тому можна вважати, що ефект пінінгу вносить основний вклад до механізму збільшення коерцитивної сили.

2. Спікання швидкоохолоджених лусочок $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{74,99}\text{C}_{0,51}\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$ в умовах зовнішнього тиску до 1 ГПа при температурі $T = 1323$ К сприяє об'ємному зростанню фази NdCu_2 , але не призводить до її розпаду, що в свою чергу негативно впливає на величину коерцитивної сили та залишкової індукції компактів.

3. При зниженні температури спікання до 1013 К в умовах високого зовнішнього тиску, процес росту метастабільних фаз сповільнюється, що дозволяє отримати в компакті нанорозмірні утворення фази NdCu_2 , які перешкоджають руху границь доменів. Це підвищує значення коерцитивної сили на порядок ($H_c = 1350$ кА/м).

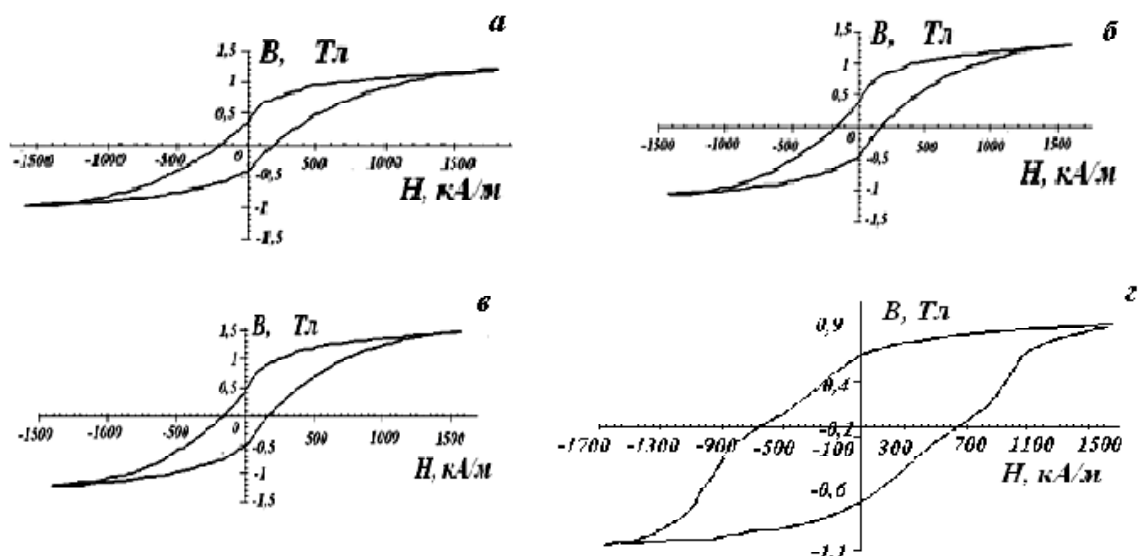


Рис. 4. Петлі гістерезису компактів, які були спечені зі сплаву $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{74,99}\text{C}_{0,51}\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$ при різному початковому тиску: а – 0,5 МПа; б – 3 МПа; в – 9,5 МПа; з – 12 МПа [4]

Список літератури

1. Gulyaeva T. V. On the study of the influence of external pressure and carbon on structure and properties of compacts made on the basis of rapidly cooled alloys of Nd-Fe-(B,C)-Cu-Ti (Part 2) / T. V. Gulyaeva, G. P. Brekharya – Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering, № 1. – 2019. – P. 20–30.
2. Gulyaeva T. V. On the study of the influence of external pressure and carbon on structure and properties of compacts made on the basis of rapidly cooled alloys of Nd-Fe-(B,C)-Cu-Ti / T. V. Gulyaeva. – Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering, № 1, 2018. – P. 33–40. DOI 10.15588/1607-6885-2018-1-5
3. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. – М. : Металлургия, 1976. – 271 с.
4. Брехаря Г. П. Свойства постоянных магнитов системы Nd-Fe-B, легированной Cu, Ti, C, полученных порошковым методом или спеканием пленок в условиях высокого давления / Г. П. Брехаря, Е. А. Харитонова, Т. В. Гуляева // Успехи физики металлов. – К. : ИМФ. – Т. 15. – 2014. – С. 35–53.
5. Шьюмон П. Диффузия в твердых телах / П. Шьюмон; [пер. с англ.]. – М. : Металлургия, 1966. – 195 с.
6. Дудоров А. Е. Уравнения динамики и кинетики дислокаций при высоких скоростях пластической деформации / А.Е. Дуров, А.Е. Майер // Вестник Челябинского государственного университета, Физика. – 2011. – Вып. 12. – № 39 (254). – С. 48–56.

Одержано 30.12.2020

Татарчук Т. В. Статистическое исследование микроструктуры постоянных магнитов, спеченных из сплава Nd-Fe-B, C-Cu, Ti

Цель работы. Статистический анализ микроструктур готовых постоянных магнитов, изготовленных на основе систем Fe-Nd-B при различных режимах термообработки.

Методы исследования: металлографический, рентгеноспектральный, статистический, магнитометрический.

Полученные результаты. В работе исследуется влияние внешнего давления на структуру и свойства постоянных магнитов состава $Nd_{15,2}Fe_{74,99}C_{0,51}B_{6,6}Cu_{1,57}Ti_{1,38}$. Для изготовления постоянных магнитов с высокой магнитной энергией использованы продукты быстрого охлаждения из жидкого состояния. Для этого чешуйки, полученные методом ЗЖС, прессовали в пресс-форме и спекали в вакууме. Пресс-форма и болты, которые скрепляют, изготовлены из сплавов, у которых коэффициенты линейного расширения различны. Этот метод позволяет достичь высокого давления ($H \approx 1$ ГПа) при спекании. Спекания выполняли в вакууме под давлением $P = 0,5 \dots 12$ МПа и при температуре 1323 К и 1013 К. Показано, что размеры частиц фазы $NdCu_2$ подчиняются закону Гаусса и в распределении присутствуют два пика. Первый пик можно объяснить наличием в исходных пленках аморфной составляющей, в которой находятся зародыши основной магнитной фазы $Nd_2Fe_{14}B$ и парамагнитной фазы $NdCu_2$, а второй пик объясняется тем, что в кристаллической области уже есть зерна парамагнитной фазы $NdCu_2$ и при дальнейшем спекании они продолжают расти. Также показано, что размер частиц фазы $NdCu_2$, которые присутствуют в спеченном образце, полученный при начальном давлении 12 МПа, уменьшился до 0,03 ... 0,5 мкм по сравнению со средним размером 0,23 ... 0,94 мкм для меньших значений начального давления. При этом коэрцитивная сила компактов выросла на порядок 160 кА / м до 1300 кА / м.

Научная новизна. Установлено, что снижение температуры спекания быстро охлажденных чешуек сплавов $Nd_{15,2}Fe_{74,99}C_{0,51}B_{6,6}Cu_{1,57}Ti_{1,38}$ в условиях высокого давления порядка 0,9 ГПа от технологической 1323 К до температуры 1013 К практически не влияет на скорость зарождения мета стабильных фаз $NdCu_2$ и $Nd_2Fe_{14}B$ и в то же время снижает скорость их роста. Однако, это приводит к увеличению коэрцитивной силы готовых магнитов 160 кА / м до 1300 кА / м.

Практическая ценность. Полученные в работе результаты имеют важное значение для дальнейшего развития физического материаловедения магнитомягких материалов и современной техники.

Ключевые слова: спекание, «термическое» давление, отжиг, основная магнитомягкая фаза, фаза с ограниченной метастабильностью, коэрцитивная сила, метод секущих.

Tatarchuk T. Statistical study of the microstructure of permanent magnets made from Nd-Fe-B,C-Cu, Ti alloy

Purpose of work. Statistical analysis of microstructures of ready-made permanent magnets, which are made on the basis of Fe-Nd-B systems at different heat treatment modes. Research methods: metallographic, X-ray spectral, statistical, magnetometric.

Research methods: metallographic, X-ray spectral, statistical, magnetometric.

The results obtained. The influence of external pressure on the structure and properties of permanent magnets of composition $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{74,99}\text{C}_{0,51}\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$ is investigated in the work. For the production of permanent magnets with high magnetic energy, fast cooling products from the liquid state are used. To do this, the scales obtained by the ZRS method were pressed in a mold and sintered in vacuum. The mold and the bolts that fasten them are made of alloys with different coefficients of linear expansion. This method allows to achieve high pressure ($H \approx 1$ GPa) during sintering. Sintering was performed in vacuum under a pressure of $P = 0.5 \dots 12$ MPa and at temperatures of 1323 K and 1013 K. It is shown that the particle size of the NdCu_2 phase obeys the Gaussian law and there are two peaks in the distribution. The first peak can be explained by the presence in the source films of an amorphous component, which contains the nuclei of the main magnetic phase $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ and paramagnetic phase NdCu_2 , and the second peak is explained by the fact that in the crystal region there are grains of paramagnetic phase NdCu_2 and they continue to grow. It is also shown that the particle size of the NdCu_2 phase present in the sintered sample obtained at an initial pressure of 12 MPa decreased to $0.03 \dots 0.5$ μm compared to the average size of $0.23 \dots 0.94$ μm for smaller values of the initial pressure. The coercive force of compacts increased by an order of magnitude from 160 kA / m to 1300 kA/m

Scientific novelty. It is established that the decrease in the sintering temperature of rapidly cooled scales of $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{74,99}\text{C}_{0,51}\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$ alloys under conditions of high pressure of the order of 0.9 GPa from technological 1323 K to 1013 K temperature practically does not affect the rate of metal stable phases of NdCu_2 and $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ and at the same time reduces their growth rate. However, this leads to an increase in the coercive force of the finished magnets from 160 kA/m to 1300 kA/m.

Practical value. The results obtained in this work are important for the further development of physical materials science of magnetohard materials and modern technology.

Key words: sintering, “thermal” pressure, annealing, main magnetohard phase, phase with limited metastability, coercive force, January method.

УДК 669.017

Д-р техн. наук Мазур В. І.

Національний технічний університет України КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

МІКРОСКОПІЧНА КІНЕТИКА ПЕРИТЕКТИЧНОГО ПЕРЕТВОРЕННЯ В ЛІГАТУРНИХ СПЛАВАХ Al-W

Мета роботи. Дослідити особливості мікроскопічної кінетики перитектичного перетворення в лігатурних сплавах системи Al-W.

Методи дослідження. Мікроскопічний аналіз зразків на світловому (Jenaphot 2000 фірми Carl Zeiss) та растровому електронному (РЭМ-106И фірми Selmi) мікроскопах, рентгеноспектральний мікроаналіз розподілу концентрацій елементів між фазовими складовими, рентгенофазовий аналіз (дифрактометр Rigaku Ultima IV).

Отримані результати. Показано, що атомному розчиненню вольфраму в рідкому алюмінію передують ребіндерівське збагачення міжзеренних границь вольфраму атомами алюмінію з утворенням проміжної ε - або ζ - фази та наступним рафтингом вольфрамового кристалу в рідкій фазі. Аналогічно розчиняються і дендритні кристали ε - та інших проміжних фаз, що утворилися при взаємодії вольфраму та рідкого алюмінію по каскаду перитектичних реакцій.

Наукова новизна. Методом аналізу локальних дифузійних потоків атомів компонентів встановлено утворення рідко фазного прошарку на границі ε /W (або ζ /W) за дифузійним механізмом локального контактного плавлення.

Постановка завдання. Метою роботи є уточнення феноменологічної теорії перитектичного перетворення методом дослідження особливостей мікроскопічної кінетики в сплавах Al-W, в яких алюміній відіграє роль поверхнево-активного елементу.

Практична цінність. Виявлення рідко фазних прошарків між ε та W фазами утворює розвинену капілярну систему локальних дифузійних потоків атомів Al, які скеровані до границі з вольфрамом. Це підвищує швидкість перитектичного перетворення вольфраму, покращує макроскопічну однорідність лігатурного сплаву, зменшує високотемпературне випаровування алюмінію в просторі вакуумної печі, зменшує енергетичні витрати на технологічний процес.

Ключові слова: сплави Al-W, перитектичне перетворення, мікроскопічна кінетика, рафтинг, локальні дифузійні потіки, контактне плавлення.

Постановка проблеми

При виготовленні жаростійких металевих сплавів на основі системи Ti-Al-W виникають технологічні труднощі, які обумовлені великою різницею фізичних властивостей компонентів сплавів (табл. 1).

Таблиця 1 – Деякі фізичні властивості компонентів

Властивість	W	Al
Питома щільність, г/см ³	19,25	2,699
Температура плавлення, град. С	3422	660
Температура кипіння, град. С	5555	2518
Теплопровідність (300 K), Вт/(м*К)	162,8	237

Різниця в температурі плавлення спричиняє інтенсивне випаровування легкоплавкого компоненту – Al при температурі розчинення вольфраму в рідкому алюмінії в вакуумній печі, а різниця в питомій щільності компонентів призводить до швидкої седиментації вольфрамової складової шихти навіть при порошковому методі приготування шихтових брикетів.

Застосування механічного легування [1] теж пов'язано з великою затратою часових і енергетичних ресурсів.

Таким чином для запобігання випаровування слід виготовляти лігатури, які в подальшому будуть вводитися в розплав для надання сплаву певних властивостей.

Аналіз останніх досліджень

Згідно з літературними даними, система Al-W є мало досліджена, а мікроскопічна кінетика структуроутворення взагалі не досліджена. Тому проблема дослідження структуроутворення в сплавах Al-W є актуальною.

Загальні відомості про термодинамічну систему Al-W

В фундаментальній роботі [2] в системі Al-W показано існування сполук $Al_{12}W$, Al_5W , Al_4W , Al_3W , Al_2W , які утворюються по перитектичних реакціях при температурах нижче 697, 870, 1327, 1344, 1420, 1650 °С,

відповідно. Генезис проміжних фаз Al_3W , Al_7W_3 встановлений приблизно. Сполуки Al_3W , Al_7W_3 , $Al_{12}W$ зазнають евтектоїдного розпаду при температурі нижче $1300^\circ C$, $1317^\circ C$, $1335^\circ C$ відповідно. При температурі нижче $660,5^\circ C$ має місце перитектична реакція $L + Al_{12}W \rightarrow (Al)$.

В роботі [2] встановлено, що проміжні фази мають не фіксований склад, а виявляють помітні області гомогенності (рис. 1).

Температурно-концентраційні інтервали гомогенності проміжних фаз та їх рівноважні концентрації в відповідних трифазних рівновагах перитектичного типу наведено в табл. 2.

Зафіксовано також три трифазні рівноваги евтектоїдного типу – табл. 3.

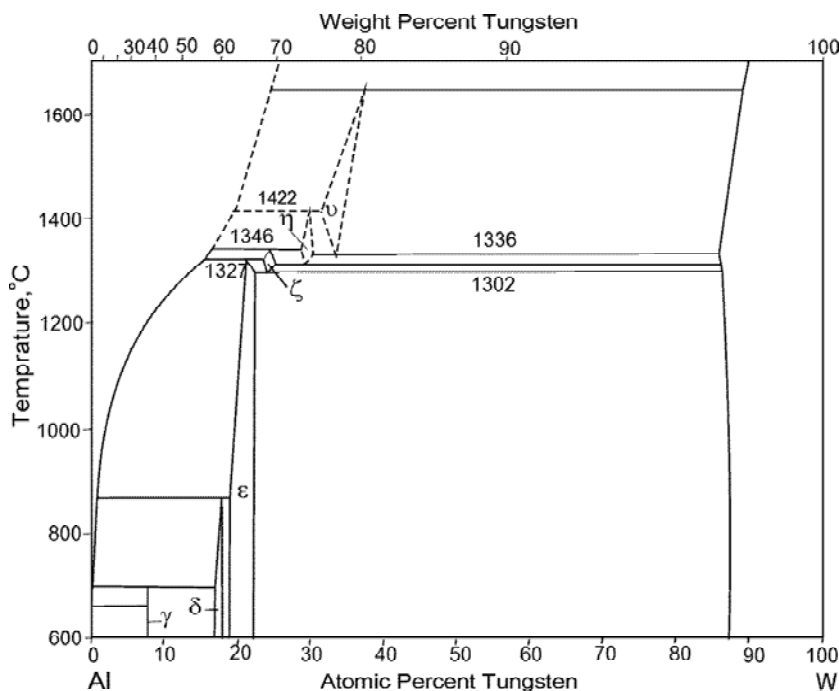


Рис. 1. Діаграма фазових рівноваг в системі Al-W [2]

Таблиця 2 – Перитектичні рівноваги в системі Al-W

Фаза	Індекс	Рівноважна концентрація, мас.% W	Температурний інтервал стабільності фази, $^\circ C$	Трифазна рівновага
Al_3W	θ	77,7	1652–1336	$L + (W) \leftrightarrow Al_3W$
Al_7W_3	η	73,3	1422–1318	$L + Al_3W \leftrightarrow Al_7W_3$
$Al_{12}W$	ζ	66,7	1345–1302	$L + Al_7W_3 \leftrightarrow Al_{12}W$
Al_4W	ϵ	62,7	1327–600*	$L + Al_{12}W \leftrightarrow Al_4W$
Al_5W	δ	57,3	871–600*	$L + Al_4W \leftrightarrow Al_5W$
$Al_{12}W$	γ	36	697–600*	$L + Al_5W \leftrightarrow Al_{12}W$

Примітка. * – нижня температурна границя дослідження фазової діаграми.

Таблиця 3 – Евтектоїдні рівноваги в системі Al-W [3]

Евтектоїдна рівновага	Рівноважна температура, $^\circ C$
$Al_3W \leftrightarrow W + Al_7W_3$	1336
$Al_7W_3 \leftrightarrow W + Al_{12}W$	1318
$Al_{12}W \leftrightarrow W + Al(\epsilon)$	1302

Матеріали і методика досліджень

Для шихтовки сплавів використовували алюміній порошковий АСД 4 (вміст Al 98,6 %, крупність 20–40 мкм) та вольфрам порошковий ПВ 1 99,9 %. В окремих експериментах застосовували алюміній АВ чушковий та вольфрам листовий. Порошки компонентів змішували в ексцентричному змішувачі, компактували на гідравлічному пресі. Отримані брикети переплавляли в

лабораторній вакуумній електродуговій печі ВДП-1М (потужність дуги 7 кВА) з невитратним вольфрамовим електродом. Тримач електроду, стінки та дверці печі мали водяне охолодження з незалежною подачею води. Робочий простір печі тричі відкачували до тиску 10^{-2} Па з наступною продувкою очищеним аргоном, після чого для видалення з атмосфери аргону залишкових газових домішок застосовували гетер з розплаву губчатого титану. Плавку проводили на водоохолоджуваному мідному поді в напівциліндричних човниках.

Підготовку зразків для металографічного дослідження проводили на шліфувально-полірувальному обладнанні фірми Buehler (Німеччина). Мікроструктуру сплавів досліджували на світловому мікроскопі Jenaphot 2000 фірми Carl Zeiss.

Електронно-мікроскопічні дослідження проводили на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106И фірми Selmi (Україна) з енергодисперсійним рентгеновським мікроаналізатором ЕДАР. Для підвищення точності визначення хімічного складу використовували додаткову калібровку системи енергодисперсійного спектрометра по еталонам 100 % алюмінію і 100 % вольфраму.

Рентгенофазовий аналіз сплавів проводили на $2\theta/\theta$ дифрактометрі Rigaku Ultima IV, що працював в режимі

безперервного сканування при 30 кВ, 30 мА; швидкість сканування 2 град / хв; діапазон 30–100 град.

Результати досліджень та їх обговорення

Досліджували сплави Al-W з шихтовим складом 12 та 30 мас. % W. Процес плавки проводили не до повного вирівнювання концентрації по всьому об'єму зливка, а переривали після трикратного проходження дуги по всьому дзеркалу розплаву. Попередні експерименти показали, що такий режим плавки забезпечував проходження 2–3 перитектичних перетворень високотемпературної частини перитектичного каскаду.

Оскільки розплав в перебігу плавки утримували у водоохолоджуваному мідному човнику, то по перерізу зливку встановлювався певний температурний градієнт, а саме температура донної зони була менше, ніж на дзеркалі розплаву. Це обумовило певну різницю мікроструктур і фазового складу.

Мікроструктура та розподіл концентрацій компонентів між фазами нижніх шарів сплаву на границі з масивною пластиною вольфраму показана на рис. 2. Фазами на основі алюмінію є темні області і навпаки, світлі області – фази на основі вольфраму.

Розподіл концентрацій компонентів між фазами наведено в табл. 4.

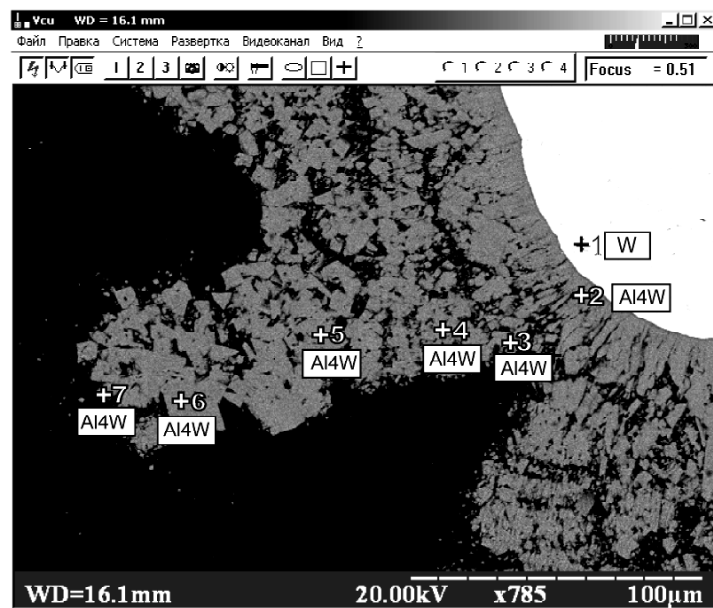


Рис. 2. Мікроструктура та фазовий склад нижніх шарів зливку. Растрова електронна мікроскопія

Таблиця 4 – Розподіл концентрацій між структурними складовими, W, % ат.

№ точки / елемент / фаза	1	2	3	4	5	6	7
Al	0	80,123	78,558	80,777	80,128	80,993	80,413
W	100	19,827	21,442	19,223	19,872	19,007	19,587
Фаза	W	Al ₄ W	Al ₄ W	Al ₄ W	Al ₄ W	Al ₄ W	Al ₄ W

Як свідчить рис. 2 та табл. 4 на поверхні розділу кристаліту вольфраму з рідким алюмінієм утворюються дендрити інтерметалідної фази Al_4W по реакції $Al_L + W \rightarrow Al_4W$. Рідкий алюміній поступає в реакційну зону по проміжкам між гілками дендриту. Але на відміну від класичних дендритів, які врастають в розплав краями гілочок, ріст дендритів Al_4W локалізований в поверхні контакту з вольфрамом. Таким чином дендрит випресовує себе в рідко фазну зону. По мірі просування дендриту як цілого, можна спостерігати фрагментацію його гілок, але форма огранки фрагментів не залежить від відстані та від фронту перетворення. Це з

урахуванням даних табл. 4 додатково свідчить про незмінність фазового складу продуктів фазового перетворення в цій зоні.

Результати рентгенофазового аналізу порошкового варіанту сплаву Al–12 % (мас.) W після першої стадії перитектичного перетворення наведено в табл. 5–7.

Співвідношення фазових складових за результатами рентгенофазового аналізу становить (%); Al – 66,0; Al_4W – 34.

Мікроструктура та розподіл концентрації структурних складових поверхневих шарів сплаву Al – 12 % (мас.) W принципово відрізняється від таких самих характеристик придонних шарів – рис. 3.

Таблиця 5 – Результати рентгенофазового аналізу

№	2- theta (deg)	d (ang.)	Int. I (cps deg)	Int. W (deg)	Phase name
1	22.80(3)	3.897(5)	37.0(11)	0.53(7)	Aluminum Tungsten(1,1,-1)
2	26.79(9)	3.325(11)	21.3(18)	1.0(3)	Aluminum Tungsten(0,4,1)
3	30.68(9)	2.912(8)	11.9(14)	0.8(3)	Aluminum Tungsten(0,6,0)
4	34.85(10)	2.572(7)	4.9(8)	0.6(3)	Aluminum Tungsten(2,0,0)
5	38.625(6)	2.3291(4)	123(3)	0.159(9)	Aluminium(1,1,1)
6	40.53(3)	2.2240(16)	65(4)	0.57(9)	Aluminum Tungsten(2,4,0)
7	42.15(8)	2.142(4)	40(4)	1.2(3)	Aluminum Tungsten(2,4,-1)
8	44.866(5)	2.0185(2)	108.2(19)	0.189(10)	Aluminium(2,0,0), Aluminum Tungsten(1,7,1)
9	46.6075	1.94709	3.19239	0.302302	Aluminum Tungsten(2,2,-2)
10	47.9861	1.89433	1.87426	0.304267	Aluminum Tungsten(2,6,-1)
11	52.3649	1.74575	2.21976	0.310706	Aluminum Tungsten(2,6,1)
12	53.5812	1.70896	3.21704	0.312541	Aluminum Tungsten(3,1,-1)
13	54.6354	1.67845	3.14621	0.314146	Aluminum Tungsten(2,8,0)
14	55.5274	1.65358	4.1636	0.315513	Aluminum Tungsten(3,3,-1)
15	58.47(10)	1.577(2)	6.5(15)	0.5(2)	Aluminum Tungsten(2,4,2), Unknown
16	59.9062	1.54275	4.68196	0.322331	Aluminum Tungsten(3,5,0)
17	62.0957	1.49351	4.01943	0.325788	Aluminum Tungsten(3,3,1)
18	64.01(2)	1.4533(4)	3.7(6)	0.17(6)	Aluminum Tungsten(1,11,1)
19	65.223(13)	1.4293(2)	38.4(13)	0.23(2)	Aluminium(2,2,0), Aluminum Tungsten(3,5,-2)
20	73.29(17)	1.291(3)	18.3(15)	1.6(6)	Aluminum Tungsten(4,0,-1)
21	78.350(7)	1.21939(10)	41.6(12)	0.209(19)	Aluminium(3,1,1), Aluminum Tungsten(1,5,-4)
22	82.51(3)	1.1681(3)	13.8(8)	0.27(5)	Aluminium(2,2,2)
23	86.97(3)	1.1193(3)	8.1(8)	0.54(18)	Aluminum Tungsten(3,11,1)
24	99.16(2)	1.01177(19)	8.3(8)	0.24(6)	Aluminium(4,0,0), Unknown

Таблиця 6 – Параметри кристалічних решіток фазових складових сплаву Al–12 % (мас.) W після першої стадії перитектичного перетворення

Phase name	a (Å)	b (Å)	c (Å)	Alpha (deg)	Beta (deg)	Gamma (deg)	V(Å ³)
Al	4,04746	4,04746	4,04746	90,000	90,000	90,000	66,305
Al ₄ W	5,254(2)	17,752(9)	5,222(2)	90,000	100,223	90,000	479,3

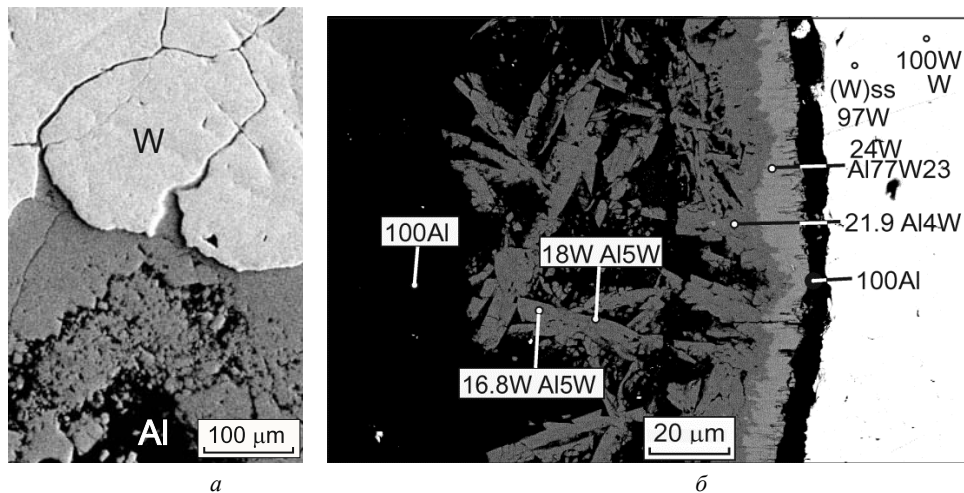


Рис. 3. Проникнення атомів Al по границям зерен W (біла фаза) з утворенням сірої твердої фази (а); послідовність фазових областей в ряду W → Al₇₇W₂₃ → Al₄W → Al₅W → Al (б)

Судячи з рис. 3а, в перебігу витримки вихідної шихти при температурі поверхні розплаву 1300 ± 10 °С, виникає інтенсивна дифузія атомів Al по міжзеренним границям W з утворенням проміжної ζ -фази. Про інтенсивність зернограничної дифузії свідчить той факт, що вона охоплює декілька рядів зерен вольфраму на границі з рідкою фазою. Таку високу дифузійну рухомість можна пояснити тим, що температура сплаву перевищує температуру плавлення алюмінію більш, ніж на 600 °С.

Привертає увагу, що численні вимірювання концентрації Al в зонах, що відповідають рідкій фазі на границі з твердими, незмінно показують 100 % Al, що свідчить про відсутність прямого розчинення вольфраму в рідкому алюмінії внаслідок малої хімічної активності атомів W за гомологічної температури $T = 1300$ °С = $0,38 T_{пл}^W$.

На границі рідкого алюмінію з проміжною фазою відбувається фрагментація кристалів проміжної фази – рис. 3а. Послідовність фазових переходів показана на рис. 3б. Атоми алюмінію дифундують по міжзеренним границям проміжних фаз і разом з рідким алюмінієм спричиняють каскад перитектичних перетворень за схемою $W + Al \rightarrow Al_{77}W_{23} + Al \rightarrow Al_4W + Al \rightarrow Al_5W$.

Мікроструктура реакційної зони поверхневих шарів характеризується важливою особливістю – наявністю рідко фазної полоси на границі з вольфрамом

(на рис. 3б помічена як 100 % Al). Це не є тріщина на ζ /W інтерфейсі, тому що профілі обох мікрорельєфів на відповідних ділянках ζ - та W-фаз не співпадають. Це може свідчити, що рідкофазна полоса утворилася в результаті контактного плавлення. Але таку гіпотезу треба довести на основі незалежного аналізу, наприклад методом аналізу локальних дифузійних потоків, що виникають в фазових складових в нерівноважних умовах [3].

Проаналізуємо мікроскопічну кінетику фазових перетворень при двох характерних температурах (рис. 4).

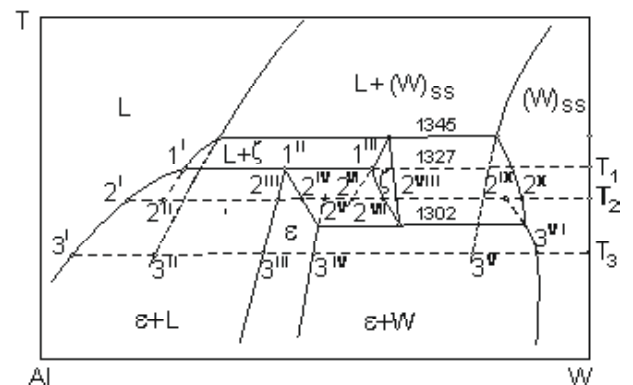


Рис. 4. Схема ділянки фазової діаграми Al-W

1. При нагріві шихти до температури T_3 алюміній плавиться і на інтерфейсі L_{Al}/W починається дифузія атомів алюмінію в кристалічну фазу W. Як свідчить рис. 3а, найбільш інтенсивно алюміній дифундує по дефектним зонам – міжзеренним границям і субграницям (рис. 5а). На діаграмі (рис. 4) цей процес відображається рухом фігуративної точки по ізотермі T_3 від точки з концентрацією 100 % W вліво. При цьому спочатку утворюється твердий розчин $(W)_{ss}$ атомів алюмінію в кристалічній решітці вольфраму, а при переході фігуративної точки через лінію граничної розчинності алюмінію (точка 3^{VI}) в двофазну $(\varepsilon + W)$ область виникають термодинамічні умови для зародження і росту проміжної ε - фази (рис. 5б). Термодинамічним стимулом процесу дифузії є нерівність локальних рівноважних концентрацій алюмінію в ε - фазі на інтерфейсах $L_{Al}/$ (точка 3^{III} на рис. 4) і $/W$ (точка 3^{IV}): $c_{3^{III}} > c_{3^{IV}}$.

При подальшому насиченні ε - фази алюмінієм фігуративна точка переходить через лінію граничної розчинності алюмінію (точка 3^{III}) і попадає в двофазну $\varepsilon + L$ область. Це означає, що в результаті пересичення ε - фази атомами алюмінію на інтерфейсі ε/W утворюється рідка фаза, тобто маємо локальне контактне плавлення (рис. 5в), що і потрібно було довести.

Але повністю розплавитися ε - фаза не встигає, тому що, як тільки інтерфейс ε/W підплавляється, тобто порушується механічний зв'язок між ε - і W- фазами, сили капілярного тиску витискують залишки ε - прошарку з клиновидних проміжків між W- зернами в навколишній розплав, що утворює дендритні кристаліти радіально орієнтовані до поверхні вольфрамового фронту, як це і спостерігається на рис. 2, 3 та 5г.

На новому інтерфейсі L/W знову зароджуються і ростуть прошарки ε - фази, знову підправляється інтерфейс ε/W (рис. 5г) і процес повторюється. Так починає працювати своєрідний термодинамічний тригер.

В цьому виявляється певна аналогія з роботою термодинамічного тригера в перебігу перитектичного перетворення в сплавах Fe-C [4], де періодичність роботи тригера була зафіксована на металографічному шліфі у вигляді концентричних прошарків дочірньої (γ) і продуктів розпаду рідкої фази.

При аналізі причинно-наслідкових зв'язків, що приводять до контактного плавлення на ε/W інтерфейсі необхідно враховувати існування метастабільної двофазної рівноваги при $T = T_3$ в концентраційному інтервалі між точками метастабільних W- ліквідусу ($c_{\downarrow}(3^{II})$) і W – солідусу ($c_{\downarrow}(3^{IV})$). Така локальна рівновага може реалізуватися якщо по кінетичним причинам швидкість дифузійної доставки атомів Al на ε/W інтерфейс буде перевищувати швидкість засвоєння цих атомів на побудову кристалічної ε - решітки. В цьому випадку твердий розчин $(W)_{ss}$ буде пересичуватися атомами Al і, коли фігуративна точка зміститься лівіше точки 3^V у двофазну $(W)_{ss} + L$ область, на ε/W інтерфейсі виникне рідкофазний прошарок з локальною рівноважною концентрацією $c_{3^{III}}$.

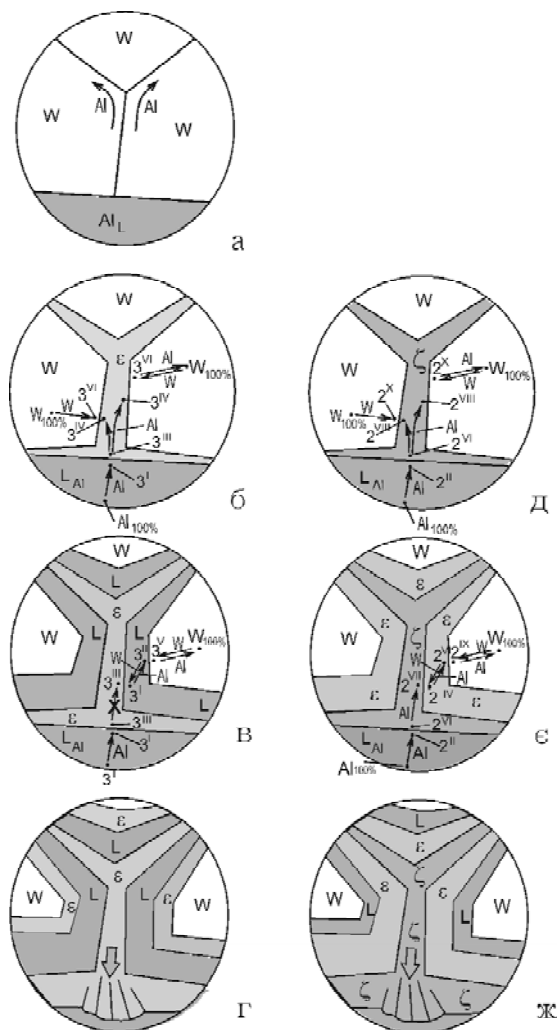


Рис. 5. Мікроскопічна кінетика перитектичного перетворення при $T = T_3$ (а-г) та $T = T_2$ (д-ж). Тонкі стрілочки показують напрям локальних дифузійних потоків атомів компонентів в даній фазі

Але для деталізації цієї альтернативи потрібні додаткові експериментальні дослідження.

2. Проаналізуємо тепер процеси фазових перетворень при ізотермічній витримці при $T = T_2$ (рис. 4 та 5), яка вибрана так, що ізотерма T_2 перетинає температурно-концентраційну область стабільності ζ - фази.

При пересиченні твердого розчину $(W)_{ss}$ атомами Al фігуративна точка переходить через лінію граничної розчинності алюмінію у $(W)_{ss}$ - фазі (точка 2^X) і попадає в двофазну $\zeta + (W)_{ss}$ область. Це стимулює утворення на міжзеренних границях вольфраму прошарків нової ζ - фази (рис. 4 і 5а) з локальною рівноважною концентрацією. Подальша дифузія алюмінію зміщує фігуративну точку вліво по двофазній області діаграми і, коли вона перетинає лінію максимальної розчинності алюмінію в ζ - фазі (точка 2^{VII}), вона попадає в двофазну $(\varepsilon + \zeta)$ область. На інтерфейсі ζ/W зароджується і зростає прошарок нової ε - фази з локальною рівноваж-

ною концентрацією c_{2IV} – рис. 5б. В цій двофазній області W- фаза вже є метастабільною. Разом з тим вольфрам знаходиться в метастабільній рівновазі $L \leftrightarrow (W)_{ss}$ з локальними рівноважними концентраціями фаз c_{2II} і c_{2x} відповідно (рис. 4). Ці дві обставини стимулюють перетворення $(W)_{ss}$ в стабільні фази $(W)_{ss} \rightarrow \epsilon$ та / або $(W)_{ss} \rightarrow L$.

При подальшому збільшенні концентрації алюмінію фігуративна точка зміщується лівіше точки 2^{III} в двофазну $L + \epsilon$ область. Це стимулює утворення рідкої фази з локальною рівноважною концентрацією c_{2I} .

Таким чином в обох розглянутих випадках на інтерфейсі W/проміжна фаза (ζ або ϵ) під дією локального дифузійного потоку атомів Al реалізується локальне контактне плавлення.

В результаті все зерно оточується рідиною і витискується у рідку фазу силами капілярного поверхневого натягу. Таку фрагментацію полікристалічної фази за допомогою ефекту Ребіндера іноді називають рафтингом (*rafting*).

Фрагментація твердої фази та подальше її розчинення в рідкому алюмінії відбувається у 2 етапи. Спочатку від твердого моноліту відокремлюються зерна (або їх конгломерати). Потім в результаті дифузії алюмінію по субзеренним границям зерно фрагментує на окремі субзерна, міжфазна поверхня багаторазово збільшується, що прискорює процес розчинення вольфраму в складі проміжних фаз на його основі.

Висновки

1. Знайдено, що безпосереднє розчинення атомів вольфраму в рідкому алюмінії при $T = 1300^\circ\text{C}$ відсутнє або гранично мале внаслідок малої гомологічної температури вольфраму ($T = 1300^\circ\text{C} = 0,38 T_{Al}$ W).

2. Першим етапом реакції рідкого алюмінію з поверхнею полікристалічного вольфраму є інтенсивна дифузія атомів алюмінію по міжзеренним границям та субграницям з наступним утворенням прошарків проміжної фази – ϵ (при $T < 1300^\circ\text{C}$) або ζ (при $T > 1300^\circ\text{C}$). Висока хімічна активність пояснюється високою гомо-

логічною температурою алюмінію ($T = 1300^\circ\text{C} = 1,97 T_{Al}$).

3. Утворення в проміжній фазі (ϵ або ζ) двох інтерфейсів (ϵ/L та ϵ/W або ζ/L та ζ/W) спричиняє виникнення різних локальних рівноважних концентрацій атомів компонентів в даній фазі на різних інтерфейсах. Градієнти концентрації виступають як термодинамічна рушійна сила локальних дифузійних потоків атомів алюмінію від рідкого алюмінію через проміжну фазу до вольфраму, а атомів вольфраму – в зворотному напрямку.

4. Пересичення алюмінієм ϵ - фази на ϵ/W інтерфейсі (при $T < 1300^\circ\text{C}$) спричиняє появу рідкої фази, а ζ - фази на ζ/W інтерфейсі (при $T > 1300^\circ\text{C}$) – зародження і ріст ϵ - фази і формування нового інтерфейсу ϵ/W , на якому знову починається контактне плавлення.

5. Після контактного плавлення на інтерфейсі L/W знову зароджується проміжна фаза і система повторює перший цикл перетворень. Виникає своєрідний термодинамічний тригер.

6. Поява рідкого прошарку порушує механічний зв'язок між зернами і сили капілярного поверхневого натягу витискують окремі зерна і субзерна в рідку фазу. Така фрагментація або рафтинг збільшує поверхню L/W і прискорює розчинення вольфраму через ланцюжок перитектичних перетворень за схемою $W + Al \rightarrow Al_{77}W_{23} + Al \rightarrow Al_4W + Al \rightarrow Al_3W + Al$.

Список літератури

1. Ouyang Yifang. Mechanical alloying of Al-W binary alloy / Ouyang Yifang, Zhong Xiaping, Wu Weiming. // J. Chinese Nonferrous Metals. – 2019. – 9 (1). – P. 69–72.
2. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник / под. ред. Н. П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – Т. 1. – 992 с.
3. Phase equilibria and phase transformation / V. I. Mazur – Kyiv : Polytechnica, 2020. – 120 p.
4. Мазур В. И. О контактном плавлении при перитектической кристаллизации / Мазур В. И. // Нові матеріали в металургії та машинобудуванні. – 2018. – № 1. – С. 49–51.

Одержано 30.12.2020

Мазур В. И. Микроскопическая кинетика перитектического превращения в легатурных сплавах Al-W

Цель работы. Исследовать особенности микроскопической кинетики перитектического превращения в легатурных сплавах Al-W.

Методы исследования. Микроскопический анализ: световой микроскоп Jenaphot 2000 (Carl Zeiss), растровый электронный микроскоп PEM-106 II (Selmi, Украина) с рентгеноспектральным микроанализатором с энергетической дисперсией, рентгенофазовый анализ: дифрактометр Rigaku Ultima IV.

Полученные результаты. Показано, что атомному растворению вольфрама в жидком алюминии предшествует ребиндеровское обогащение межзеренных границ вольфрама атомами алюминия с образованием промежуточной ϵ - или ζ - фазы, контактное плавление на ϵ/W интерфейсе и последующий рафтинг вольфрамового кристалла в жидкой фазе. Аналогично растворяются и дендритные кристаллы ϵ - и других промежуточных фаз, которые образовались при взаимодействии вольфрама с жидким алюминием по каскаду перитектических реакций.

Научная новизна. Методом анализа локальных диффузионных потоков атомов компонентов установлено образование жидкофазной прослойки на границе ϵ/W (или ζ/W) по диффузионному механизму локального контактного плавления.

Постановка задания. Целью работы есть уточнение феноменологической теории перитектического превращения методом исследования особенностей микроскопической кинетики в сплавах Al-W, в которых алюминий играет роль поверхностно-активного элемента.

Практическая ценность. Появление жидкофазных прослоек между ϵ и W- фазами образует развитую капиллярную систему локальных диффузионных потоков атомов алюминия, направленных к границам с вольфрамом. Это ускоряет перитектическое превращение вольфрама, повышает макроскопическую однородность легатурного сплава, уменьшает скорость седиментации вольфрама, уменьшает скорость высокотемпературного испарения алюминия, уменьшает энергетические затраты на технологический процесс.

Ключевые слова: сплавы Al-W, перитектическое превращение, микроскопическая кинетика, рафтинг, локальные диффузионные потоки, контактное плавление.

Mazur V. Microscopic kinetics of peritectic transformation in Al-W ligature alloys

Purpose of work. The investigation of the microscopic features of peritectic transformation in ligature Al-W alloys.

Research methods. The microscopic analysis: light microscope Jenaphot 2000 (Carl Zeiss); SEM: РЭМ-106II (Selmi, Ukraine), X-ray phase analysis: Rigaku Ultima IV (Japan).

The main results. Before the atomic dissolution of Tungsten, Rebinders' enrichment of inter-grain boundaries of W with Al occurs. It leads to the formation of an intermediate ϵ - or ζ - phase, contact melting on the ϵ/W interface and subsequent rafting of Tungsten crystals in the liquid phase. The dendrite crystals of the intermediate phases dissolve similarly during peritectic reactions.

Scientific novelty of work. By analyzing local diffusion flows of Al atoms, the formation of liquid-phase interlayer on ϵ/W boundary was established.

The statement of the research problem. The purpose of this work is to refine the phenomenological theory of peritectic transformation by the studying of the features of microscopic kinetics of peritectic transformation in Al-W alloys in which Al plays the role of a surface-active chemical element.

Practical value of the work. The detected liquid-phase inter-layers between the ϵ and W form a developed capillary system of local diffusion of Al atoms flows directed to W- boundaries. This increases the rate of peritectic transformation of W, improve the macroscopic uniformity of the alloy, reduces high-temperature evaporation of Al, reduces energy costs of technological process.

Key words: Al-W alloys, peritectic transformation, microscopic kinetics, rafting, local diffusion flows, contact melting.

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 621.891

Doct. of Philosoph. Science, Cand. of Techn. Sciences Popov S. N.

Cand. of Techn. Sciences, Ass. Prof. Shumykin S. O.

National University «Zaporizhzhia Polytechnic», Zaporizhzhia

STUDY OF THE FEATURES OF THE WEAR OF A FRICTION PAIR OF A DRIVE WHEEL WITH A MOVER CATERPILLAR UNDER ABRASIVE CONDITIONS

Purpose of work. The aim of this work is to study the features of the wear mechanism of the working surface of the drive wheel of a caterpillar mover.

Research methods. Macro and micro analysis of the friction surfaces of the drive wheel of a mover using optical instruments. Experimental determination of linear wear of a tooth of a wheel after certain periods of operation. Conducting laboratory tests. Multicriteria tribosystem analysis.

Results obtained. The mechanism of abrasive wear is determined under the complex influence of both fixed and semi-fixed contact interaction of the tribosystem, which causes an increase in the wear rate of the part. The percentage composition of various real mechanisms of complex destruction of the surface of a friction pair of a wheel and a caterpillar is established.

Scientific novelty. For the first time, the features of the metal-metal contact interaction mechanism were established in the presence of abrasive wear in specific operating conditions. The main factors of their range and the level of their variation in the studied devices of the friction pair are analyzed. The degree of joint influence of various factors causing wear of the drive wheel of the caterpillar mover is determined.

Practical meaning. The results of the performed scientific work can be used to develop wear-resistant, economically alloyed materials with optimal physical and mechanical properties, structural phase state, as well as technology for hardening and repair restoration of the drive wheel of the device or other parts with similar operating conditions.

Key words: caterpillar mover, drive wheel, friction pairs, wear factors, wear mechanism, abrasive particles.

Formulation of the problem

Self-propelled caterpillar mechanisms are an important means of mechanization of construction, agricultural, geological exploration and other works and are widely used if necessary to provide mobile relocation and maneuvering of equipment in the absence of road surface.

Parts of the equipment such as drive wheels of caterpillar movers made of iron-based alloys are important elements of the whole mechanism. The teeth of the drive wheels, transmitting the transmission torque to the track chain, wear out during operation, which changes the kinematic scheme of the mating parts of the friction pairs. The consequence of this is a reduction in the power and efficiency of the mover, and when critical wear is achieved, an emergency situation is created, which in turn threatens the failure to fulfill the set plans and tasks, which leads to idle equipment and necessitates unscheduled repairs.

In addition, the implementation of maneuvering operations with a full mass (about 30–60 tons) requires high accuracy and smooth operation of mechanisms and equipment, including a caterpillar mover. The presence of backlashes between the mating parts of the friction pair of the mover, as well as the hit of abrasive particles into the gaps between them and their crushing, reduce the necessary accuracy and smoothness of the operations that can lead to the occurrence of negative consequences, and also significantly increases the possibility of breakdown of the entire mechanism.

The solution to these problems may be the development of an optimal method of restoration and hardening of the drive wheels of the friction pair of the drive wheel-caterpillar. Moreover, the development of such a method should begin with an analysis of the operating conditions and wear of the friction pair of the drive wheel of the caterpillar mover.

Existing literature data that address the issue of wear of the drive wheel of the mover [1, 2] and wear of parts with similar operating conditions [3] do not provide a clear and comprehensive description of the mechanism of destruction of the friction surface of this part.

The above makes it necessary to study the features of wear of the part in question, as the first and necessary stage in the development of technology for its restoration and hardening.

Based on the analysis of a priori data on the indicated problems and the results of experiments, it is necessary to investigate the wear mechanism of the friction pair of the working surface of the drive wheel of the caterpillar mover.

Existing scientific works on the subject [1–3] give, to one degree or another, justified solutions to the problem of hardening the drive wheel. First of all, in the works, when analyzing the wear mechanism of the drive wheel, an intensification of the process of destruction of the teeth of the wheel due to the ingress of the abrasive into the gearing between the teeth and the track is noted.

Moreover, the studies do not fully study the influence of external factors of the tribosystem on the process and the wear rate of the friction pair of the caterpillar mover. In the framework of a multicriteria analysis of the mechanism of steels and alloys [4], consideration of the influence of tribosystem factors on part wear is an important condition for the development of an optimal hardening technology.

Materials and research methods

To determine the features of the wear mechanism, an examination was made of the friction surfaces of the drive wheel of the mover using optical instruments. The determination of the linear wear of the tooth of the wheel to obtain an idea of the wear rate of the part was carried out through the conditional periods of operation.

To describe the significance of the soil composition on which the machine is operated, the dependence of the wear rate of the material of the part on the coefficient H_a / H_m , showing the ratio of the hardness of the abrasive to the hardness of the material, was determined experimentally.

Based on experimental and a priori data, significant factors of the tribosystem under consideration were identified and the degree of their influence was determined to conclude on the contributions of various wear mechanisms to the process of destruction of the working surfaces of the part. This was done in accordance with the multicriteria analysis of the tribosystem [4].

The influence of the abrasive medium on the wear resistance of the material of the part was studied in accordance with the requirements of GOST 23.208-79 (Fig. 1). But it was not the material of the samples that varied, but the abrasive material. The essence of the method is as follows: the abrasion of the samples and the reference material about abrasive particles, supplied to the friction zone and pressed to the sample by a rotating rubber roller, is performed. As an abrasive, a certain abrasive material was used, particle size distribution - not more than 2.0 mm.

Relative wear resistance is evaluated by the ratio of the mass loss of the standard to the mass loss of the sample.

Wear was carried out over 3600 revolutions with an average speed of 9.6 m / min. The force of pressing the sample to the roller was 45 H. The samples were made of steel 45 according to GOST 1050-88.

The study of the working surface of the teeth of the drive wheel (Fig. 2) showed the presence of grooves, scratches and holes, which indicates a complex mechanism of destruction of the friction surface, which consists of the interaction of metal - metal, and metal - abrasive particle. At the same time, the mechanism of abrasive wear is fixed under conditions of both fixed and semi-fixed contacting of the tribosystem, which causes an increase in the wear rate of the part.

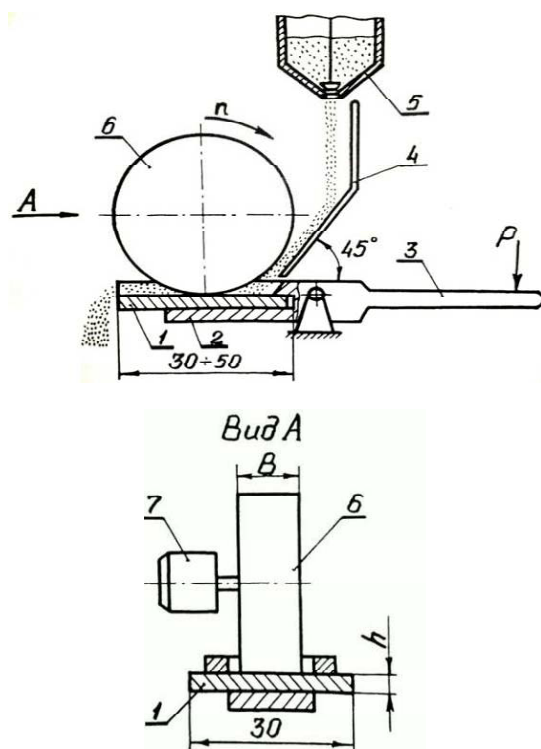


Fig. 1. Scheme of the laboratory setup for determining the relative wear resistance:

- 1 – sample; 2 – holder; 3 – lever; 4 – a directing tray;
5 – dosing device; 6 – rubber roller; 7 – drive



Fig. 2. The nature of the destruction of the working surface of the drive wheel

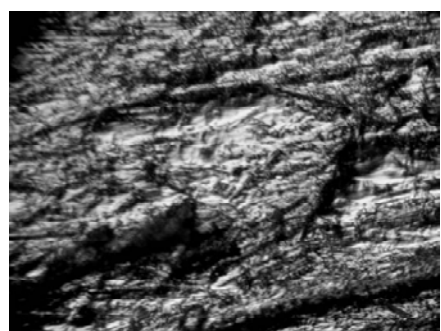
The destruction of the friction surface of this kind is a consequence of the fact that in the conditions of industrial and construction areas where there are no hard coatings, as well as in the conditions of impassability, plowing, and loose soils, the abrasive particles get into the engagement between the friction pair of the wheel – caterpillar. Analysis of the wear surface registers the presence of damage associated with the contact of the metal with abrasive particles. On the surface (Fig. 3), tracks from the passage of the abrasive are visible, as evidenced by the presence of grooves and scratches.



× 50



×1 00



× 150

Fig. 3. The friction surface after wear with the presence of grooves, scratches and holes

In addition, traces of the irregular shape of ovals are clearly visible, which is typical for the formation of deep holes (150–650 microns), which arise as a result of local shock loading. This picture indicates the possibility of jamming and the likely process of crushing of abrasive particles in the gap between the mating surfaces. Consideration of the latter can be classified as elements of impact-abrasive wear in the conditions of a fixed and semi-

fixed abrasive.

The measurements of linear wear and mass loss coefficient $K^{\Delta M}$, g (Fig. 4) of the part after certain periods of intensive use of the parts showed an increase in the unevenness of wear along the length of the tooth.

Also, after 7 months (the distance traveled $S = 240\text{--}260$ km) of operation, the amount of wear of most of the teeth of the wheel reached a boundary mark of 3–4 mm, after which, according to technical standards for such mechanisms, this part cannot be operated and needs repair. At the same time, the recommended service life before repairing the drive wheel is 9 months with intensive use of this equipment. Thus, a premature failure of the part and a loss of 22 % of the overhaul time of equipment operation were noted.

Further, taking into account the recommendations [4] of the list of external and internal wear conditions, the most significant ones were selected, namely, the ratio of the mechanical properties of the mating surfaces, the degree of corrosion effect and the ratio of the hardness indices of the abrasive and the material of the part.

It is worth noting that the influence of the first factor was taken into account by the designers when designing the mover. Therefore, the interaction of the teeth of the wheel and the caterpillar causes long-term fatigue wear of parts, as a result of multi-cycle over-deformation of the microvolumes of the working surfaces. The second factor, the corrosive effect, is due to the weather conditions in which the equipment operates. And the interaction of the part with the abrasive, as already indicated, is associated with the possibility of abrasive particles entering the wheel-caterpillar into the gap.

Given the diversity of the composition of soils on which caterpillar self-movers can be used, it became necessary to conduct an experiment to analyze the mineralogical, granulometric, and composition of abrasive particles. This is necessary to study the influence of their physical and mechanical characteristics, since the presence of various abrasive materials can significantly affect the wear rate of the friction pair of the drive wheel of the mover (Fig. 5).

The experiments were carried out on samples of steel 45, which corresponds to the material of the part under consideration. The type of abrasive used to wear varied. One type of abrasive material was taken from groups such as low abrasive, medium abrasive, high abrasive and highly abrasive [5]. The test results are shown in table 1.

Thus, we noted that the transition in a wear medium from quartz sand to more abrasive materials causes a lower increase in wear rate than before this material. This tendency is comparable with a priori data [6] of the influence of the coefficient of the ratio of the hardness of the wear material and abrasive. Given such a result and the fact that quartz sand is more abundant as a natural abrasive material compared to others, it was concluded that in order to develop wheel hardening technology, it is necessary to focus on the potential negative impact of abrasive material such as quartz sand and granite on this tribosystem.

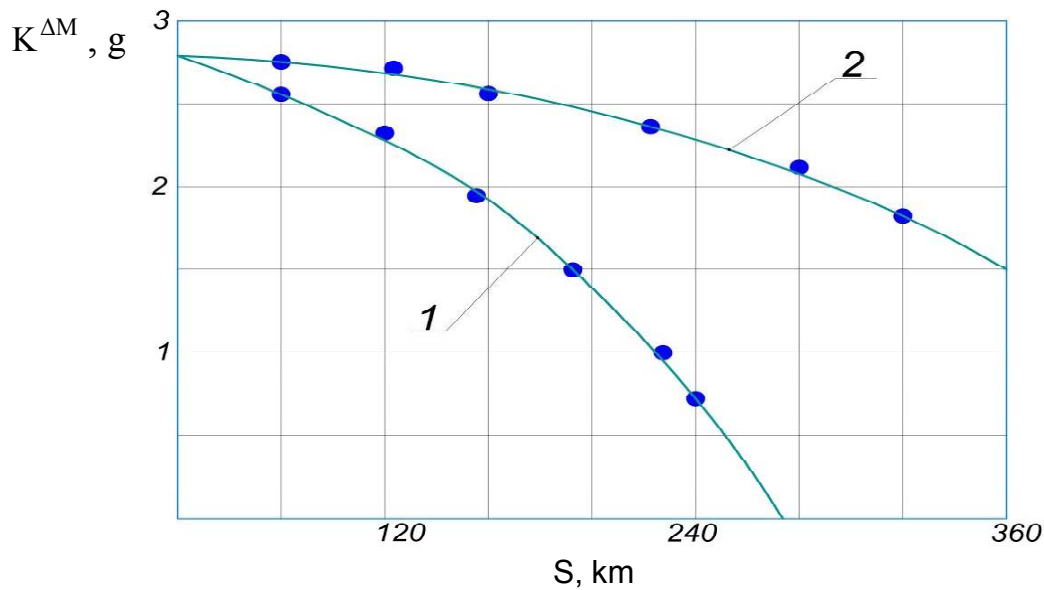
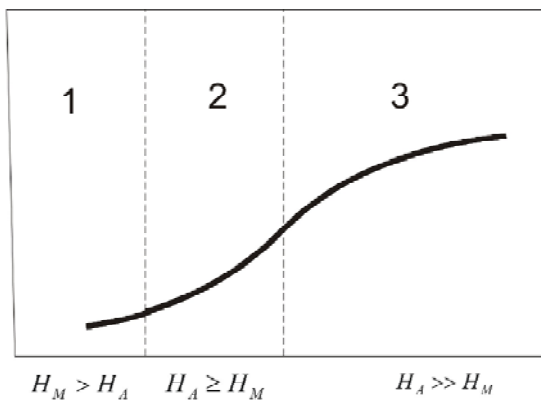


Fig. 4. The dependence of the coefficient of mass loss $K^{\Delta M}$, g, depending on the distance traveled S , km: 1 – steel 45; 2 – 150X10P4Φ2

Wear rate E



The ratio of the hardness of the abrasive H_A and the material of the part H_M

Fig. 5. The dependence of the wear rate on the ratio of the hardness of the abrasive and the material of the part

Table 1 – Test results of steel 45 for wear by various types of abrasive

Abrasive material	Microhardness, GPa	Coefficient H_A/H_M	Wear rate E , g/min
1. Dolomite	4,1	1,1	7,4
2. Quartz sand	13,5	3,3	18,2
3. Granite	15,5	3,9	22,3
4. Corundum	18	4,5	24,1

Summing up the study, relying on the data obtained in the course of experimental and analytical work, as well as on the data of literature [1–6], we found that the complex

mechanism of surface destruction of the friction pair of the wheel and track consists of such destruction mechanisms: fatigue – 75 % (metal-metal interaction – contact between the tooth of the wheel and the tooth of the caterpillar), single-cycle – 20 % (interaction of the metal-abrasive particle, through micro cutting and plastic displacement of volumes of the wearing surface), corrosive - 5% (interaction with environmental moisture).

The authors of this work for the first time noted the features and showed the degree of negative impact of acquired wear on the wheels of a tracked vehicle. Also, a distinctive feature of this work is the identification of the main factors of wear of the wheel and a description of the structure of the mechanism of destruction of the wear surface. It is worth noting the selection of the type of abrasive material, on which it is necessary to give attention to the solution of the problem of hardening this part. That is, the described work concretizes and complements the already existing scientific achievements on the specified topic.

The results of the performed scientific work can be used to develop the optimal technology for restoration and hardening of the drive wheel of a tracked vehicle or other parts, the operating conditions of which are similar to those considered. Wherein, further studies can be aimed at finding a set of mechanical properties and chemical composition of the reinforcing layer for the working surface of the part.

Findings

Identification of the main factors of wear of the drive wheel of caterpillar movers, namely, metal-metal contact

interaction, metal-abrasive particle and environmental corrosion, as well as an assessment of their influence on the wear process made it possible to identify the structure of the mechanism of destruction of the working surface of the wheel: fatigue – 75 %, single-cycle – 20 %, corrosive – 5 %.

The paper shows the features of unevenness and wear rate of the considered part. Also, from the list of abrasive materials that may be components of the tribosystem under consideration, such material as quartz sand was selected using the experiment and analysis of a priori data. The authors of the work recommended to focus on this abrasive material in subsequent research activities on the subject. The main factors and the degree of their influence on the wear of the friction pair of the drive wheel of the caterpillar mover are revealed. The drive wheel destruction mechanism is proposed. The features of wear of the working surface of the friction of parts working in pairs in the presence of an abrasive are shown. The properties of abrasive materials are analyzed taking into account their complex potential impact in the tribosystem considered of the friction pair of the drive wheel with the caterpillar under the conditions of the abrasive.

These results provide the basis for developing recovery technology and increasing the wear resistance of the caterpillar drive wheel, as well as parts with similar operating conditions.

References

1. Григоров О. В. Современные гусеничные краны / О. В. Григоров // Строительная техника. – 2008. – № 1. – С. 1–9.
2. Черняк Я. П. Материалы и технологии наплавки деталей строительной и дорожной техники / Я. П. Черняк // НАН Украины. Ин-т электросварки им. Е.О. Патона. – К., 2005. – 19 с.
3. Иншаков С. В. Износ и восстановление зубьев ведущего колеса гусеничного движителя / С. В. Иншаков // Вестник ФГОУ ВПО МГАУ – 2010 – № 1. – С. 89–92.
4. Попов С. М. Структурно-логічний синтез та математична оптимізація фізико-механічних параметрів при зношуванні матеріалів в умовах низьких температур / С. Н. Попов, В. В. Нетребко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2019. – № 2. – С. 72–78.
5. Попов С. М. Триботехнічні та матеріалознавчі аспекти руйнування сталей і сплавів при зношуванні : Навчальний посібник / С. М. Попов, Д. А. Антонюк В. В. Нетребко. – Запоріжжя : ЗНТУ, ВАТ «Мотор Січ», 2010. – 368 с.
6. Багатокритеріальний підхід до аналізу визначення основних критеріїв зношування деталей / [С. М. Попов, С. О. Шумикін, І. М. Білоник, О. М. Захаренко] // Scientific achievements of modern society. Abstracts of the 6th International scientific and practical conference (February 5–7, 2020). Cognum Publishing House. Liverpool, United Kingdom. 2020. P. 1048–1053. URL: <http://sci-conf.com.ua>

Одержано 03.12.2020

Попов С. М., Шумикін С. О. Дослідження особливостей зношування пари тертя ведучого колеса з гусеницею рушія в умовах абразиву

Мета роботи. Метою даної роботи є дослідження особливостей механізму зношування робочої поверхні ведучого колеса гусеничного рушія.

Методи дослідження. Макро- і мікроаналіз поверхонь тертя ведучого колеса рушія, із застосуванням оптичних приладів. Експериментальне визначення лінійного зносу зуба колеса через певні періоди експлуатації. Проведення лабораторних випробувань. Багатокритеріальний аналіз трибосистеми.

Отримані результати. Визначено механізм абразивного зношування в умовах комплексного впливу як закріпленого, так і напівзакріпленого контактної взаємодії трибосистеми, що викликає збільшення інтенсивності зношування деталі. Встановлено процентний склад різних реальних механізмів комплексного руйнування поверхні пари тертя колеса і гусениці.

Наукова новизна. Вперше були встановлені особливості механізму контактної взаємодії метал-метал при наявності абразивного зношування в конкретних умовах експлуатації. Проаналізовано основні чинники, їх діапазон і рівень їх варіювання в пристроях, що вивчаються пари тертя. Визначено ступінь сумісного впливу різних чинників, що викликають знос ведучого колеса гусеничного рушія.

Практичне значення. Результати виконаної наукової роботи можуть бути використані для розробки зносостійких економнолегованих матеріалів з оптимальними фізико-механічними властивостями, структурно-фазовим станом, а також технології зміцнення та ремонтного відновлення ведучого колеса пристрою або інших деталей з аналогічними умовами експлуатації.

Ключові слова: гусеничний рушій, ведуче колесо, пари тертя, фактори зношування, механізм зношування, абразивні частинки.

Попов С. Н., Шумикин С. А. Исследование особенностей изнашивания пары трения ведущего колеса с гусеницей движителя в условиях абразива

Цель работы. Целью данной работы является исследование особенностей механизма изнашивания рабочей поверхности ведущего колеса гусеничного движителя.

Методы исследования. Макро- и микроанализ поверхностей трения ведущего колеса движителя, с применением оптических приборов. Экспериментальное определение линейного износа зуба колеса через определенные периоды эксплуатации. Проведение лабораторных испытаний. Многокритериальный анализ трибосистемы.

Полученные результаты. Определен механизм абразивного изнашивания в условиях комплексного влияния как закрепленного, так и полужацепленного контактного взаимодействия трибосистемы, что вызывает увеличение интенсивности изнашивания детали. Установлен процентный состав различных реальных механизмов комплексного разрушения поверхности пары трения колеса и гусеницы.

Научная новизна. Впервые были установлены особенности механизма контактного взаимодействия металл-металл при наличии абразивного изнашивания в конкретных условиях эксплуатации. Проанализированы основные факторы, их диапазон и уровень их варьирования в изучаемых устройствах пары трения. Определена степень совместного влияния различных факторов, вызывающих износ ведущего колеса гусеничного движителя.

Практическое значение. Результаты выполненной научной работы могут быть использованы для разработки износостойких экономнолегированных материалов с оптимальными физико-механическими свойствами, структурно-фазовым состоянием, а также технологии упрочнения и ремонтного восстановления ведущего колеса устройства или других деталей с аналогичными условиями эксплуатации.

Ключевые слова: гусеничный движитель, ведущее колесо, пары трения, факторы изнашивания, механизм изнашивания, абразивные частицы.

УДК 669.152 .74-194:621.785.52

Д-р техн. наук Малинов Л. С., канд. техн. наук Малышева И. Е.,
канд. техн. наук Бурова Д. В.

ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

ПОЛУЧЕНИЕ В ЦЕМЕНТИРОВАННОМ СЛОЕ СТАЛЕЙ МЕТАСТАБИЛЬНОГО ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ

Актуальность работы. Повышение долговечности деталей и инструмента, выходящих из строя из-за абразивного износа, является актуальной проблемой. Получение в структуре поверхностного слоя сталей, из которых они изготовлены, метастабильного остаточного аустенита и реализация динамического деформационного мартенситного превращения – ДДМП (эффект самозакалки при нагружении – СЗН) является одним из перспективных направлений решения этой проблемы.

Цель работы – определить рациональные режимы термообработки, обеспечивающие значительное повышение абразивной износостойкости исследованных сталей 45Г, ДИ42, 65Г, М76 после цементации за счет получения в структуре поверхностного слоя наряду с другими составляющими повышенного количества метастабильного остаточного аустенита и реализации эффекта СЗН.

Методы исследования. Для исследований образцы подвергались цементации в твердом карбюризаторе при 930 °С 10 ч. Температурный интервал нагрева под закалку составлял 800–1150 °С. После закалки стали отпускали при 180 °С 1 ч. Применялись дюрOMETрический, металлографический методы исследования. Фазовый состав определялся методом рентгеновского анализа с использованием дифрактометра ДРОН-3. Испытания на абразивный износ осуществлялись по методу Бринелля-Хауорта.

Результаты. Наиболее высокая относительная абразивная износостойкость получена у исследованных цементированных сталей после закалки с определенной для каждой из них температуры, более высокой, чем типовая, и низкого отпуска, когда в структуре наряду с отпущенным мартенситом и карбидами в структуре присутствует 25–45 % метастабильного аустенита, претерпевающего ДДМП.

Научная новизна. Предложено для повышения абразивной износостойкости исследованных сталей с повышенным содержанием углерода их цементировать, после чего проводить нагрев под закалку до определенной для каждой стали температуры, зависящей от ее химического состава, обеспечивающей получение после закалки и низкого отпуска оптимального количества остаточного аустенита и степени его стабильности.

Практическая ценность. Для каждой исследованной стали, обычно не подвергающейся науглероживанию, после цементации определены температуры нагрева под закалку, обеспечивающие значительное повышение абразивной износостойкости за счет получения в структуре поверхностного слоя наряду с другими составляющими повышенного количества метастабильного остаточного аустенита.

Ключевые слова: цементация, закалка, мартенсит деформации, метастабильный остаточный аустенит, абразивная износостойкость, самозакалка при нагружении.

Введение

Повышение долговечности деталей и инструмента, выходящих из строя из-за абразивного износа, является актуальной проблемой. Во многих случаях ее решают применением сложнолегированных сталей и чугунов, содержащих зачастую дорогие легирующие элементы (никель, молибден, вольфрам, ниобий и др.), а также упрочняющих технологий, обеспечивающих получение высокой твердости поверхности.

В последние годы получает все большее распространение предложенный в работе [1] принцип создания в сплавах многофазной метастабильной структуры с обязательным получением в ней различного количе-

ства и степени стабильности аустенита, претерпевающего ДДМП при нагружении (эффект СЗН), для повышения сопротивления сплавов разрушению. Это позволяет использовать их собственный ресурс, которым является метастабильный аустенит. На развитие ДДМП расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия и, соответственно, меньшая ее доля идет на разрушение материала [1–4]. Кроме того, в процессе образования при нагружении мартенсита происходит не только упрочнение, но и релаксация микронапряжений, вследствие чего повышается работоспособность микрообъемов сплава. При этом важно с учетом исходных химического и фазового составов сплавов и ус-

ловий нагружения управлять соотношением структурных составляющих и развитием ДДМП при изнашивании [1–4]. Одновременно с этим следует использовать и другие известные механизмы упрочнения и сопротивления разрушению [5]. В процессе изнашивания происходят разнообразные изменения структуры. Она сильно диспергируется, приобретая зачастую нанокристаллическое строение [6], изменяется плотность дислокаций, происходит динамическое деформационное старение мартенсита и аустенита (ДДС). Эти изменения вызывают переход в новое, более равновесное состояние. Выполняется принцип Ле Шателье, согласно которому система реагирует на внешнее воздействие таким образом, что относительный уровень этого воздействия снижается, и система, как бы адаптируется к нему. Данная трансформация реализуется эволюционным путём постепенного перехода от одного структурного состояния к другому, в результате чего происходит процесс диссипации энергии, повышающий сопротивление материала к разрушению, что и обеспечивает ему свойства существенно более высокие, чем обычно достигаемые в настоящее время [7]. Наиболее важную роль в адаптации и формировании свойств сталей и чугунов с многофазной метастабильной структурой играет ДДМП. Остаточный метастабильный аустенит по существу является внутренним ресурсом самого материала, обеспечивающим ему самозащиту от разрушения при испытаниях свойств или эксплуатации [1–4]. Образование мартенсита в процессе изнашивания создает сжимающие напряжения на поверхности, препятствующие разрушению. Кроме того, при возникновении мартенситных кристаллов может снижаться плотность дислокаций за счет их стока на поверхность раздела мартенсит-аустенит. Важную роль должны играть, как уже отмечалось, сильное диспергирование структуры и динамическое деформационное старение.

Анализ публикаций по теме работы

Впервые идея использования мартенситных превращений, протекающих при нагружении в процессе испытаний свойств или эксплуатации, была высказана и реализована при разработке метастабильных аустенитных кавитационностойких сталей И.Н. Богачевым и Р. И. Минцем [8, 9]. Это явилось началом одного из основных направлений в материаловедении XXI века по созданию материалов с метастабильной структурой, самоорганизующейся под внешним воздействием (смарт материалы) и технологий, обеспечивающих получение такой структуры [10].

В работе изучена возможность повышения абразивной износостойкости сталей 45Г, ДИ42, 65Г, М76, применяемых для деталей, работающих в данных условиях. Эти стали обычно не подвергаются цементации. Обычно эта химико-термическая обработка применяется для малоуглеродистых сталей [5]. Между тем, у исследованных сталей она позволяет в сочетании с рациональными режимами термообработки получать в

поверхностном слое структуру, состоящую из отпускаемого мартенсита, карбидов и метастабильного остаточного аустенита. Работы по применению этой технологии для сталей с повышенным содержанием углерода различных систем легирования с реализацией эффекта СЗН немногочисленны [2–4]. Согласно предыдущим исследованиям, проведенным на других, чем в данной работе, сталях с повышенным содержанием углерода, эта технология обеспечивает повышенную абразивную износостойкость. Однако из-за недостаточной информации по данному вопросу она еще не нашла применения в промышленности. Следует отметить, что во многих работах положительная роль остаточного аустенита в повышении абразивной износостойкости отрицается или вообще не рассматривается. Именно поэтому в учебной, справочной литературе и заводских инструкциях обосновывается необходимость получения после цементации и термообработки структуры отпускаемого мартенсита и карбидов, обеспечивающей наиболее высокую твердость. Допускается иметь не более 15 % остаточного аустенита, поскольку его большее количество снижает твердость, соответственно, что, как считается общепризнанным, износостойкость. На некоторых заводах большее, чем это, количество аустенита рассматривается как браковочный признак [11]. Для уменьшения или полного устранения остаточного аустенита в структуре применяют различные способы: подстуживание при закалке с цементационного нагрева, обработку холодом, промежуточный высокий отпуск с последующей закалкой из межкритического интервала температур и др. [12].

Методы и материалы

Определялись рациональные режимы термообработки, обеспечивающие значительное повышение абразивной износостойкости исследованных сталей 45Г, ДИ42, 65Г, М76 после цементации за счет получения в структуре поверхностного слоя наряду с другими составляющими повышенного количества метастабильного остаточного аустенита и реализации эффекта самозакалки при нагружении.

Исследовались структура, фазовый состав, твердость и абразивная износостойкость сталей 45Г, ДИ42, 65Г и М76 после цементации, закалки с различных температур и низкого отпуска. Химический состав исследованных сталей приведен в табл. 1.

Цементацию проводили по типовой технологии в твердом карбюризаторе при 930 °С 10 ч. Температурный интервал нагрева под закалку составлял 800–1150 °С. Ниже для каждой стали он уточнен. После закалки стали отпускали при 180 °С 1 ч. Применяли дюрOMETрический, металлографический методы исследования. Фазовый состав определялся методом рентгеновского анализа с использованием дифрактометра ДРОН-3.

Испытания на абразивный износ исследованных сталей осуществлялись по методу Бринелля-Хаурорта. Эталон для стали 45Г служила сталь 45 в отожженном

Таблиця 1 – Химический состав исследованных сталей

Марка	Химический состав, масс. %									
	C	Mn	Si	Cr	Mo	W	V	Ni	S	P
45Г	0,45	0,97	0,37	0,25	–	–	–	0,25	0,035	0,035
ДИ42	0,49	0,76	1,14	1,77	0,48	0,24	–	0,34	0,010	0,18
65Г	0,67	1,05	0,25	–	–	–	–	–	0,030	0,035
М76	0,77	0,96	0,26	–	–	–	–	–	0,015	0,020

состоянии, для стали ДИ42 – та же сталь после реализуемой на производстве технологии, включающей закалку 930 °С и отпуск при 300 °С 1 ч, для сталей 65Г и М76 – эти же стали после типовой термообработки, включающей закалку и средний отпуск. Ниже приведены данные о влиянии температуры нагрева под закалку на количество остаточного аустенита, микроструктуру, твердость и абразивную износостойкость исследованных сталей.

Результаты экспериментов и их обсуждение

Образцы цементированной стали 45Г закаливали с температур в интервале от 800 до 1000 °С с шагом 50 °С и отпускали при 180 °С 1 час. С повышением температуры нагрева под закалку в цементированном поверхностном слое увеличивается доля остаточного аустенита, что является следствием все более полного растворения карбидов в аустените и снижения точки $M_{\text{н}}$ (табл. 2).

Металлографический анализ подтвердил изменения в структуре стали 45Г при повышении температуры нагрева под закалку (рис. 1). В результате закалки от 800 °С после низкого отпуска структура цементированного слоя представляет собой отпущенный мартенсит, карбиды и небольшое количество остаточного аустенита (10 %). Повышение температуры нагрева под закалку до 1000 °С привело к полному растворению карбидов в аустените и, как следствие, увеличению количества остаточного аустенита до ~35 %.

Относительная абразивная износостойкость цементированной стали 45Г после закалки с 800 °С и низкого отпуска имеет наименьший уровень ($\varepsilon = 1,9$), несмотря на наиболее высокую твердость (60 HRC). При повышении температуры аустенитизации от 800 до 900 °С износостойкость возрастает, достигая максимума ($\varepsilon = 2,8$), и снижается при нагреве под закалку до более высоких температур (табл. 2).

Таблиця 2 – Влияние температуры нагрева под закалку на количество остаточного аустенита в поверхностном слое, твердость и относительную абразивную износостойкость предварительно цементированных образцов стали 45Г

Температура, °С	$A_{\text{ост}}$, %	Твердость, HRC	Относительная абразивная износостойкость, ε
800	10	60	1,9
850	18	59	2,4
900	25	58	2,8
950	30	54	2,6
1000	35	50	2,3

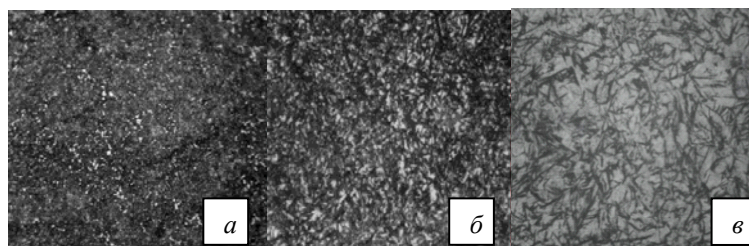


Рис. 1. Микроструктура поверхности цементированной стали 45Г после закалки с различных температур, $\times 500$:

a –с 800 °С; *б* –с 900 °С; *в* –с 1000 °С

Однако даже после закалки с 1000 °С и низкого отпуска ее уровень ($\varepsilon = 2,3$) выше, чем после закалки с 800 °С, несмотря на существенное снижение твердости (50 HRC). Приведенная закономерность объясняется тем, что после закалки цементированной стали 45Г с 900 °С и низкого отпуска в поверхностном слое формируется наиболее благоприятная структура: отпущенный мартенсит с повышенным содержанием углерода, карбиды, не растворившиеся при аустенизации, и остаточный аустенит (25 %) оптимальной степени стабильности по отношению к ДДМП, реализующемуся при абразивном воздействии. Дифрактограммы, полученные до и после изнашивания свидетельствуют о том, что весь остаточный аустенит превратился в мартенсит деформации (рис. 2).

Закалка с 1000 °С (отпуск 180 °С, 1 ч) из-за полного растворения карбидов в аустените, увеличивая количество остаточного аустенита в структуре, обуславливает повышение его стабильности к ДДМП. Об этом свидетельствуют данные рентгеновского анализа, показывающие существенное снижение прироста мартенсита деформации на изношенной поверхности (ΔM 10 %) по сравнению с тем, которое наблюдалось после закалки с 900 °С (ΔM 25 %). Кроме того, после указанной термообработки при повышенном количестве остаточного аустенита снижается доля мартенсита отпуска и отсутствуют карбиды, что также отрицательно сказывается на абразивной износостойкости.

Основные закономерности в изменении фазового состава, структуры и абразивной износостойкости при повышении температуры нагрева под закалку рассмотренной выше стали наблюдаются и у стали ДИ42. С повышением температуры нагрева под закалку у этой стали увеличивается доля остаточного аустенита в поверхностном слое, а количество карбидов и отпущенного мартенсита уменьшается, что вызывает снижению твердости (табл. 3). Наиболее высокую относительную абразивную износостойкость ($\varepsilon = 2,2$) цементированная сталь имеет после закалки с 1100 °С и последующего отпуска при 180 °С (табл. 3). Такая высокая температура нагрева под закалку необходима для растворения в аустените части труднорастворимых карбидов вольфрама, молибдена, ванадия, содержащихся у рассматриваемой стали в цементированном слое, и получения в его структуре повышенного количества метастабильного аустенита. Наиболее высокое сопротивление изнашиванию у стали ДИ42 достигается получением в структуре наряду с отпущенным мартенситом и карбидами ~ 45 % остаточного аустенита (рис. 3).

Следует отметить, что при изнашивании большая часть метастабильного остаточного аустенита (35 %) превращается в мартенсит деформации, о чем свидетельствуют дифрактограммы (рис. 4).

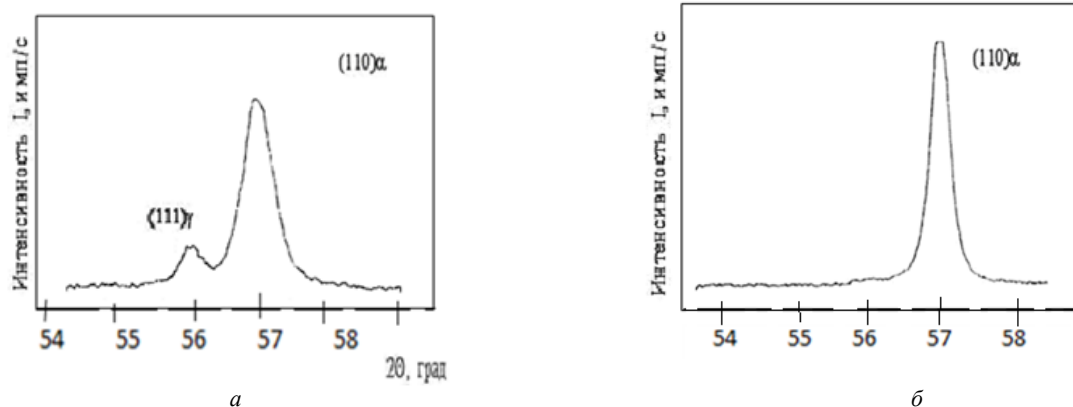


Рис. 2. Дифрактограммы образцов цементированной стали 45Г после закалки с 900 °С и отпуска 180 °С, 1 ч до (а) и после изнашивания (б)

Таблица 3 – Влияние температуры нагрева под закалку на твердость и относительную абразивную износостойкость, предварительно цементированной стали ДИ42

Температура, °С	$A_{ост}$, %	Твердость, HRC	Относительная абразивная износостойкость, ε
930	10	60	1,0
1000	25	57	1,9
1050	45	55	2,2
1150	55	53	2,0

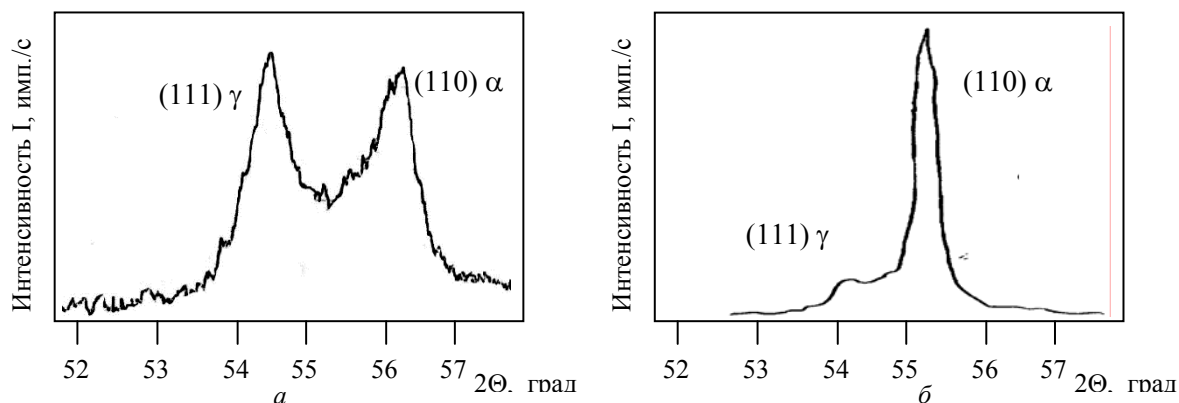


Рис. 4. Дифрактограми сталі ДИ42 після цементации і последуючої закалки с 1050 °С, отпуск 180 °С, 1 ч:

а – до износа ($A_{\text{ост}} \sim 45\%$), б – после износа ($A_{\text{ост}} \sim 10\%$)

Закалка с более высокой температуры (1150 °С), чем оптимальная, несколько снижает абразивную износостойкость стали ДИ42. Это обусловлено уменьшением в структуре цементированного слоя стали доли отпускаемого мартенсита, карбидов и повышением количества и стабильности остаточного аустенита по отношению к ДДМП, что уменьшает его роль в снижении энергии внешнего воздействия, идущей на разрушение. Однако и в этом случае абразивная износостойкость в 2 раза превышает уровень, достигаемый после типовой термообработки.

Было изучено влияние цементации сталей 65Г, М76 и последующей термообработки, включающей закалку с температур в интервале 800–950 °С и отпуск при 180 °С 1 ч, на твердость и относительную абразивную износостойкость сталей с повышенным содержанием углерода. Полученные данные приведены в табл. 4. Из них следует, что наиболее высокая относительная абразивная износостойкость получена у цементированных сталей 65Г и М76 после закалки с 900 °С и низкого отпуска, когда в структуре наряду с отпускаемым мартенситом и карбидами в структуре присутствует 25–30 % метастабильного аустенита, претерпевающего ДДМП.

Полученные данные для сталей 65Г и М76 так же, как и для выше рассмотренных сталей, подтверждают целесообразность их цементации и закалки с более высоких, чем это принято температур, для увеличения абразивной износостойкости. При этом важную роль, как и в выше приведенных случаях, играет получение структуры, в которой наряду с отпускаемым мартенситом и карбидами присутствует метастабильный аустенит.

Выводы

1. Для получения высокого уровня абразивной износостойкости у сталей со средним и повышенным содержанием углерода, их следует цементировать перед закалкой и низким отпуском.

2. Наиболее высокое сопротивление абразивному изнашиванию достигается у исследованных цементиро-

Таблица 4 – Влияние температуры нагрева под закалку и отпуска при 180 °С 1 ч цементированных сталей 65Г и М76 на их твердость и абразивную износостойкость

Сталь	Температура, °С	Твердость, HRC	Относительная износостойкость, ε
65Г	800	60	1,8
	850	57	2,1
	900	53	2,5
	950	49	2,3
М76	800	61	1,9
	850	58	2,3
	900	56	2,6
	950	52	2,4

рованных сталей при получении у них после термообработки в поверхностном слое многофазной структуры, в которой наряду с отпускаемым мартенситом и карбидами образуется 25–45 % метастабильного остаточного аустенита, превращающегося в мартенсит деформации при абразивном воздействии.

3. После цементации нагрев под закалку следует проводить до определенной для каждой стали температуры, зависящей от ее химического состава, обеспечивающей получение после закалки и низкого отпуска оптимального количества остаточного аустенита и степени его стабильности.

Список литературы

1. Малинов Л. С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений : дис. ... докт. техн. наук : 05.16.01 / Л. С. Малинов. – Екатеринбург, 1992. – 381 с.
2. Малинов Л. С. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Харьков : ННЦ ХФТИ, 2007. – 352 с.
3. Малинов Л. С. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки / Л. С. Малинов, В. Л. Ма-

- линов. – Мариуполь. – Изд-во «Рената», 2009. – 568 с.
4. Малинов Л. С. Абразивная износостойкость сплавов с метастабильным аустенитом / Л. С. Малинов, И. Е. Малишева. – Мариуполь : ПГТУ, 2019. – 217 с.
5. Гольдштейн М. И. Специальные стали / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. – М. : МИСИС, 1999. – 408 с.
6. Коршунов Л. Г. Прочностные свойства нанокристаллических структур, формирующихся в сталях и сплавах при абразивном и адгезионном изнашивании / Л. Г. Коршунов, А. В. Макаров, Н. Л. Черненко // В сб. трудов «Нанотехнологии и физика функциональных нанокристаллических материалов». – Екатеринбург : УРО РАН. – 2005. – Т. 1. – С. 288–305.
7. Малинов Л. С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении – разновидность адаптационных материалов, повышающих свои свойства при внешнем воздействии за счет самоорганизации структуры / Л. С. Малинов // Металл и литье Украины. – 2003. – № 11. – С. 3–9.
8. Богачев И. Н. Кавитационное разрушение углеродистых сплавов / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. – М. : Машгиз, 1959. – 110 с.
9. Богачев И. Н. Кавитационное разрушение и кавитационно-стойкие сплавы / И. Н. Богачев. – М. : Metallurgia, 1972. – 189 с.
10. Прусаков Б. А. Проблемы материалов в XXI веке (обзор) / Б. А. Прусаков // Металл. – 2001. – № 1. – С. 3–5.
11. Зинченко В. М. Влияние остаточного аустенита на механические свойства цементованных сталей / В. М. Зинченко, Б. В. Георгиевская, В. А. Оловянишников // Металл. – 1987. – № 12. – С. 25–29.
12. Основы термической обработки стали / [М. А. Смирнов, В. М. Счастливцев, Л. Г. Журавлев]. – М. : Наука и технологии, 2012. – 519 с.

Одержано 22.12.2020

Малинов Л. С., Малишева И. Ю., Бурова Д. В. Одержання в цементованому шарі сталей метастабільного залишкового аустеніту для підвищення їх абразивної зносостійкості

Актуальність роботи. Підвищення довговічності деталей і інструменту, що виходять з ладу через абразивний знос, є актуальною проблемою. Отримання в структурі поверхневого шару сталей, з яких вони виготовлені, метастабільного залишкового аустеніту і реалізація динамічного деформаційного мартенситного перетворення – ДДМП (ефект самогартування при навантаженні – СЗН) є одним з перспективних напрямків вирішення цієї проблеми.

Мета роботи – визначити раціональні режими термообробки, щоб забезпечити значне підвищення абразивної зносостійкості досліджених сталей 45Г, ДІ42, 65Г, М76 після цементації за рахунок отримання в структурі поверхневого шару поряд з іншими складовими підвищеної кількості метастабільного аустеніту і реалізації ефекту СЗН.

Методи дослідження. Для досліджень зразки піддавалися цементації в твердому карбюризаторі при 930 °С 10 год. Температурний інтервал нагрівання під гартування становив 800–1150 °С. Після гартування сталі відпускали при 180 °С 1 год. Застосовувалися дюрOMETичний, металогРАфічний методи дослідження. Фазовий склад визначався методом рентгенівського аналізу з використанням дифрактометру ДРОН-3. Випробування на абразивний знос здійснювалися за методом Бринелля-Хаурта.

Результати. Найбільш висока відносна абразивна зносостійкість отримана у досліджених цементованих сталей після гартування з певною для кожної з них температури, вищої, ніж типова, і низького відпуску, коли в структурі поряд з відпущеним мартенситом і карбідами в структурі присутнє 25–45 % метастабільного аустеніту, що зазнає ДДМП.

Наукова новизна. Запропоновано для підвищення абразивної зносостійкості досліджених сталей з підвищенням вмісту вуглецю їх цементувати, після чого проводити нагрів під гартування до певної для кожної сталі температури, яка залежить від її хімічного складу, що забезпечує отримання після гартування та низького відпуску оптимальної кількості залишкового аустеніту і ступеня його стабільності.

Практична цінність. Для кожної дослідженої сталі, яка зазвичай не піддається науглецюванню, після цементації визначені температури нагріву під гартування, щоб забезпечити значне підвищення абразивної зносостійкості за рахунок отримання в структурі поверхневого шару поряд з іншими складовими підвищеної кількості метастабільного аустеніту.

Ключові слова: цементація, гартування, мартенсит деформації, метастабільний залишковий аустеніт, абразивна зносостійкість, самогартування при навантаженні.

Malinov L., Malysheva I., Burova D. Obtaining metastable residual austenite in the cemented layer of steels to increase their abrasive wear resistance

Work relevance. Increasing the durability of parts and tools that fail due to abrasive wear is an urgent problem. Obtaining in the structure of the surface layer of steels from which they are made, metastable retained austenite and the implementation of the dynamic deformation martensitic transformation – DDMT (self-quenching effect under loading – SQL) is one of the promising directions for solving this problem.

Purpose of work – to determine rational modes of heat treatment that provide a significant increase in the abrasive wear resistance of the investigated steels 45G, DI42, 65G, M76 after carburizing due to the formation of a surface layer in the structure along with other components of an increased amount of metastable residual austenite and the implementation of the SQL effect.

Research methods. For research, the samples were carburized in a solid carburizer at 930 ° C for 10 h. The temperature range of heating for hardening was 800–1150 ° C. After quenching, the steel was tempered at 180 ° C for 1 hour. Durometric and metallographic research methods were used. The phase composition was determined by X-ray analysis using a DRON-3 diffractometer. Abrasion tests were carried out using the Brinell-Howorth method.

Results. The highest relative abrasive wear resistance was obtained for the studied case-hardened steels after quenching at a certain temperature for each of them, higher than the standard one, and low tempering, when the structure, along with tempered martensite and carbides, contains 25–45 % of metastable austenite in the structure DDMT.

Scientific novelty. To increase the abrasive wear resistance of the investigated steels with an increased carbon content, it is proposed to cement them, and then heat them up for hardening to a temperature determined for each steel, depending on its chemical composition, which ensures the optimal amount of retained austenite and the degree of its stability after quenching and low tempering.

Practical value. For each steel under study, which is usually not subjected to carburization, after carburizing, the heating temperatures for hardening are determined, which provide a significant increase in abrasive wear resistance due to the formation of a surface layer in the structure, along with other components of an increased amount of metastable residual austenite.

Key words: cementation, quenching, tempering martensite, metastable residual austenite, abrasive wear resistance, self-quenching effect under loading.

ВИЗНАЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНИХ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ WAAM НА ОСНОВІ ТЕХНОЛОГІЇ СМТ З ВИКОРИСТАННЯМ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ НЕЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ

Мета роботи. Визначити оптимальні параметри режиму друку у процесі WAAM на основі технології СМТ; оцінити вплив параметрів друку на процес формоутворення валиків металу.

Методи дослідження. Аналітичний аналіз публікацій, геометричні вимірювання, статистичні дослідження.

Отримані результати. В ході експериментальної частини було виявлено зони задовільних та незадовільних комбінацій параметрів WFS та TS. При низьких значеннях WFS та високих TS процес формоутворення валика є нестабільним, спостерігаються розриви матеріалу, ширина валика має найнижче значення. При високих значеннях WFS та низьких TS наявні значний надлишок матеріалу, який виражається у помітних коливаннях перерізу наплавленого валика (напливи) та перегрів металу. При цьому поверхня має матово сірий колір, що свідчить про її надмірне окислення. Оптимальні значення WFS та TS дозволяють отримати стабільний процес друку, під час якого утворюється одиночний валик або шар металу стабільної форми поперечного перерізу у поздовжньому напрямі. Обрані параметри дозволили отримати десятишарову стінку з постійною шириною шарів 3,9 мм та гладкою поверхнею валиків. Хвилястість бокової поверхні отримана в межах від 0,2 до 0,5 мм.

Наукова новизна. Визначено зону оптимальних параметрів режиму процесу WAAM на основі технології СМТ з використанням суміші захисних газів Ar 90 % + CO₂ 10 % та вплив цих параметрів на геометричну форму наплавленого валика. В експерименті було використано синергетичну лінію параметрів Fronius для процесу СМТ.

Практична значущість. В ході роботи визначено зону оптимальних параметрів режиму друку та можливі наслідки некоректно підібраних режимів, що в подальшому дозволить поліпшити процес пошуку певної комбінації параметрів для тих чи інших вимог геометрії виробу. Визначено оптимальний режим друку, який стане основою для подальших досліджень процесу формоутворення валиків у різних умовах друку.

Ключові слова: WAAM, адитивне виробництво, виробування, 3D друк, СМТ, геометричні параметри, оптимізація параметрів виробування, погонна енергія.

Скорочення

BTF	Buy-to-Fly коефіцієнт використання матеріалу
CMT	Cold Metal Transfer (технологія переносу металу, запатентована компанією Fronius)
GMAW	Gas Metal Arc Welding (електродугове зварювання у середовищі захисних газів)
TS	Швидкість переміщення пальника
WAAM	Wire and Arc Additive Manufacturing (процес адитивного виробництва на основі дугових процесів зварювання)
WFS	Швидкість подачі дроту

Вступ

Сучасне виробництво схильне до підвищення експлуатаційних характеристик вироблених деталей та інструментів в багатьох випадках завдяки розробці і використанню матеріалів з покращеними властивостями. Матеріали такого роду, крім високих властивостей мають також і високу вартість, тому ефективне викорис-

тання матеріалу є однією з головних цілей сучасного виробництва. Вирішення цього завдання полягає у використанні сучасних методів адитивного виробництва, яке дозволяє збільшити коефіцієнт використання матеріалу BTF (Buy-to-Fly), тобто підвищити ефективність використання матеріалу шляхом наближення об'єму друкованої заготовки до об'єму кінцевого виробу [1].

Серед безлічі технологій адитивного виробництва, технологія WAAM є найбільш оптимальною у застосуванні при виробництві середньо- й великогабаритних виробів в одиничних екземплярах або дрібною серією.

Постановка задачі

Для забезпечення необхідної якості поверхні деталі, отриманої в результаті WAAM процесу на основі однієї з технологій GMAW, а саме СМТ, необхідно контролювати геометричні параметри кожного шару виробу. Такими параметрами є ширина і висота як окремо взятих валиків, так і їх комбінацій. Погано підібрані параметри друку неминуче призведуть до утворення як зварювальних дефектів, таких як пори, несплавлення та ін., так і дефектів геометричної форми валика, який наплавляється. Також, під впливом електричної дуги в процесі WAAM в тіло деталі переноситься велика кількість тепла. При вирощуванні з великим тепловнесенням збільшується кількість пор та розмір зерен у структурі матеріалу, а механічні властивості погіршуються [2]. Внаслідок повільного охолодження матеріалу, починаючи з першого й закінчуючи останнім шаром, спостерігається ефект акумуляції тепла. Акумуляція тепла і температура деталі також як і головні параметри друку, суттєво впливають як на стабільність процесу, так і на форму поперечного перерізу валиків [3–4].

Кінцевою метою цієї роботи є визначення оптимальних параметрів процесу WAAM на основі технології СМТ для стабільного формування шарів виробу з низьковуглецевої нелегованої сталі, а також оцінка впливу параметрів друку на процес формоутворення валиків металу.

Матеріали і методи

Для оцінки впливу головних параметрів процесу друку, а саме WFS та TS було сплановано та проведено наступний експеримент. Обрано чотири різні значення WFS та чотири значення TS. Їх скомбіновано у шістнадцять пар параметрів, які було використано для виготовлення шістнадцяти зразків. Це дозволило для кожної обраної WFS застосувати кожне обране значення TS. Значення цих параметрів та їх комбінації наведені в таблиці 1.

Для перевірки обраних комбінацій параметрів було створено програму наплавлення шістнадцяти валиків довжиною 100 мм для першого шару та 50 мм для другого. Другий шар дозволить зробити попередній висновок про придатність тих чи інших пар параметрів до багатошарового вирощування.

Процес виготовлення зразків здійснювався зварювальним роботом Motoman MA1440, обладнаним зварювальним комплектом для СМТ від Fronius, та зварювальним апаратом Fronius TPS500i, який має синерге-

тичні лінії для процесу СМТ. Синергетичні лінії у зварювальних апаратах – це набори пов'язаних між собою зварювальних параметрів, які були протестовані на стабільність та якість результату. При використанні синергетики зміна одного параметру веде до автоматичної або напівавтоматичної зміни іншого, відповідно до створених графіків або таблиць. Використання синергетичних процесів GMAW допомагає підвищити стабільність зварювання, знизити кількість бризок та знизити величини деформацій та тепловнесення за рахунок використання оптимальних комбінацій параметрів.

У якості присадного матеріалу використовували зварювальний дріт марки SG2 діаметром 1,0 мм. Для підкладки застосовували пластину з низьковуглецевої сталі S275. Використовувалася захисна суміш газів M21 (Ar 90% + CO₂ 10%). Відстань від контактної наконечника зберігалась постійною на значенні 13 мм. Так само підтримувалась стабільною температура підкладки і температура між шарами, 50±5 °C та 100±10 °C відповідно. Контроль міжпрохідної температури є ключовим фактором до контролю акумуляції тепла [4–5]. За вказаними параметрами було виготовлено шістнадцять однопровідних тришарових зразків.

Результати

Після вирощування зразків (рисунк 1) їх ширина та висота були виміряні. Вимірювання відбувалося в трьох місцях валику на половині з одним шаром. У подальшому враховувалося середнє арифметичне значення.

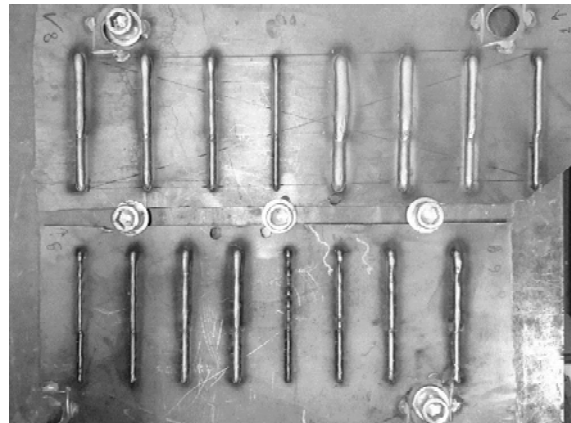


Рис. 1. Експериментальні зразки (перший зверху праворуч, порядок проти годинникової стрілки)

Аналіз геометрії показав, що при незмінній TS параметр WFS має більший вплив на ширину валика, ніж TS при незмінній WFS. Більший вплив на ширину помітний при зміні WFS на TS = 20 см/хв і TS = 40 см/хв (рисунк 2) та при зміні TS на WFS = 6 м/хв і WFS = 8 м/хв (рисунк 3).

Таблиця 1 – Експериментальні комбінації параметрів друку

№ зразка	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16
TS, см/хв	20	20	20	20	40	40	40	40	60	60	60	60	80	80	80	80
WFS, м/хв	2	4	6	8	2	4	6	8	2	4	6	8	2	4	6	8

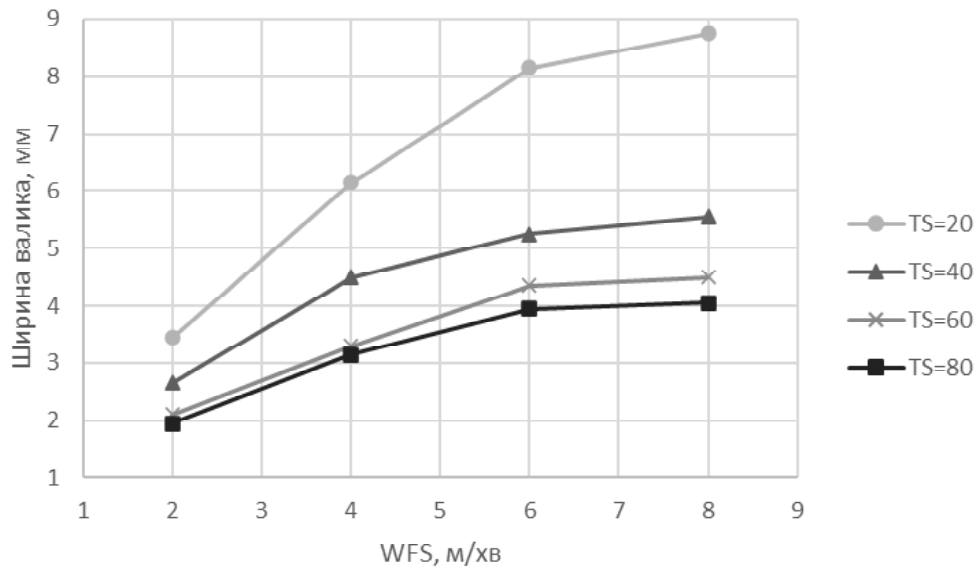


Рис. 2. Залежність ширини валика від WFS при постійній TS

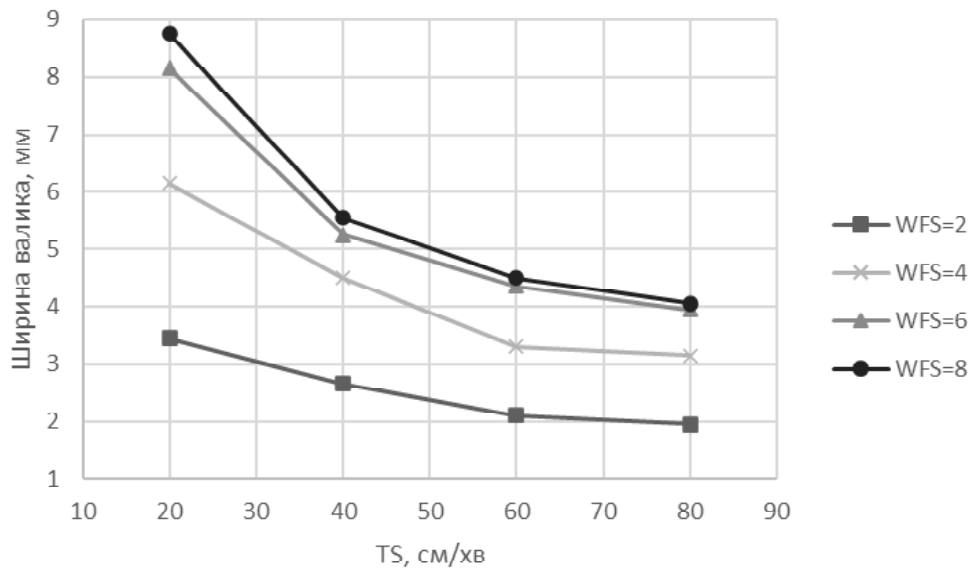


Рис. 3. Залежність ширини валика від TS при постійній WFS

Навпроти попередньому висновку, при незмінній TS параметр WFS має незначно менший вплив на ширину валика, ніж TS при незмінній WFS (рисунок 4). Це особливо помітно при зміні TS на WFS = 4 м/хв та WFS = 6 м/хв (рисунок 5).

З проведених експериментів спостерігається майже пряма залежність геометричних параметрів валиків від WFS та TS. Варіюючи цими параметрами в певних межах можна отримати валики різної ширини та висоти. Крім того різні комбінації параметрів WFS та TS дають змогу отримати валики з близькими геометричними характеристиками. При цьому кращим варіантом буде той, у якому при різних режимах друку і рівних за формою валиках буде використаний режим з найменшим тепловнесенням в деталь.

Погонну енергію для експериментальних пар параметрів (рисунок 6) було визначено за наступною формулою [6]:

$$H_i = \frac{\eta(U \cdot I)}{TS}, \quad (1)$$

де H_i – кількість внесеної в валик енергії, Дж;
 η – термічна ефективність процесу CMT, прийнята 0,8 [7];

U – середнє значення напруги зварювання, В;

I – середнє значення струму зварювання, А;

TS – швидкість переміщення пальника, мм/с.

Середня потужність дуги, тобто значення $(U \cdot I)$, були отримані зі зварювального апарату Fronius TPS500i. Значення погонної енергії, які розраховані за формулою 1 для експериментальних зразків та теоретичні значення для інших комбінацій показані на рисунку 6.

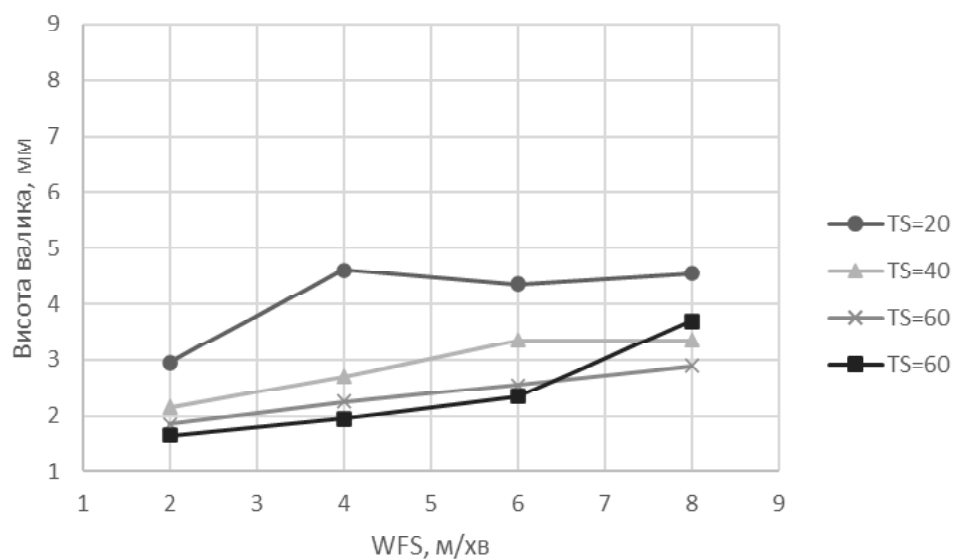


Рис. 4. Залежність висоти валика від WFS при постійній TS

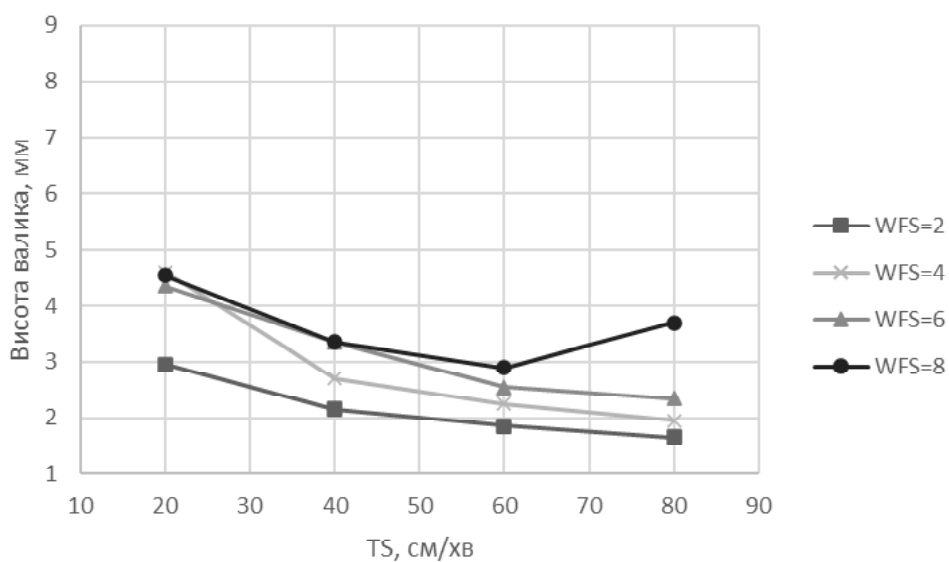


Рис. 5. Залежність висоти валика від TS при постійній WFS

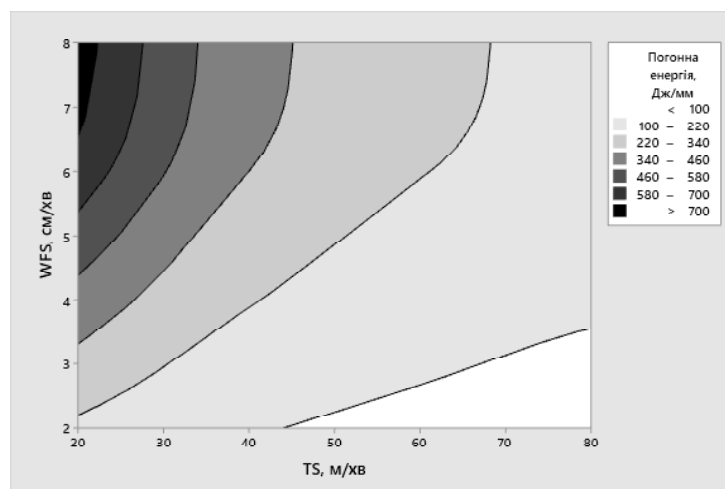


Рис. 6. Залежність погонної енергії для наплавлення валика від WFS та TS

З надрукованих зразків можна зробити висновок про придатність тієї чи іншої комбінації WFS та TS до стабільного та якісного формування валика при багатошаровому друці. При низькій TS та високій WFS очікувано спостерігається надлишок матеріалу, валик має матово сірий колір, що свідчить про його надмірну оксидацию. Це відбулося через надмірну температуру валика, яка була отримана у результаті внесення великої кількості енергії (рисунок 6).

За великої TS та низької WFS спостерігається нестабільність формування валика та розриви у повздовжньому напрямку. Через низьку WFS відбувається нестача матеріалу для заданої TS, яка, в свою чергу, є зовнішньою і стабільність дуги незадовільна.

При відносно великій TS (понад 60 см/хв) може спостерігатися нестабільність формування валика та його хвилястість, тобто площа поперечного перерізу не однакова по всій довжині.

Режими із зони, відміченої на рисунку 7, відповідають вимогам до геометрії валика, а саме: відсутність хвилястості по ширині та висоті, відсутність розривів

валика, знижена імовірність стікання металу під час друку, зменшена вірогідність утворення геометричних дефектів на початку та у кінці валика.

Базуючись на результатах експерименту для перевірки відміченої зони оптимальних для друку режимів було обрано пару параметрів для друку стінки з десяти шарів: TS = 50 см/хв, WFS = 4 м/хв. З попередніх експериментів було визначено, що перший шар має бути виконано з підвищеними параметрами режиму для забезпечення однакової ширини валиків першого та наступних шарів. Для цього WFS першого шару була збільшена до 5 м/хв.

Обрані параметри WAAM забезпечили гладку поверхню наплавлених шарів та відсутність небажаних дефектів поверхні (відсутність стікань розплавленого металу, хвилястість та підрізи). З цими оптимальними параметрами та використанням синергетики бокова поверхня стінки зразка формувалася з рівномірною хвилястістю без різких переходів між шарами. Глибина переходів була в межах від 0,2 до 0,5 мм.

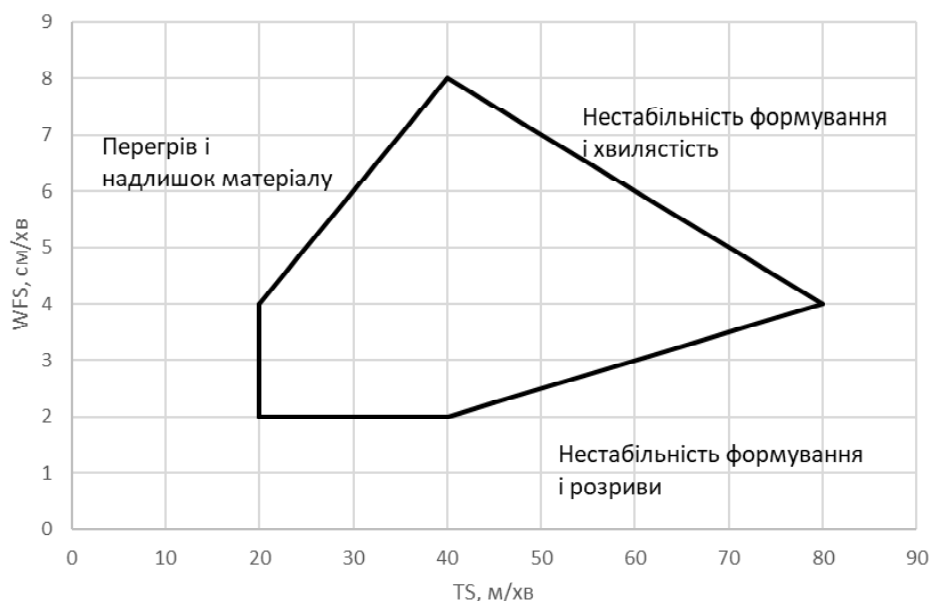


Рис. 7. Зона оптимальних для друку режимів

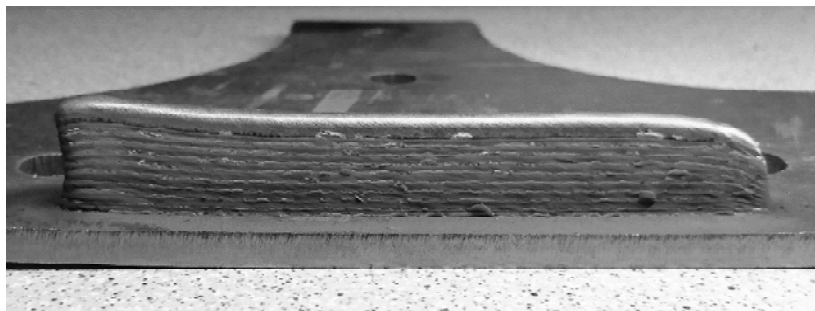


Рис. 8. Десятишаровий зразок для тестування визначених параметрів

Висновки

В результаті роботи було визначено зони задовільних та незадовільних комбінацій параметрів WFS та TS. При низьких значеннях WFS (біля 2 м/хв) та високих TS (60–80 см/хв) процес формоутворення валика є нестабільним, спостерігаються розриви матеріалу, ширина валика має найнижче значення. При високих значеннях WFS (близько 8 м/хв) та низьких TS (20–40 см/хв) спостерігається значний надлишок матеріалу, що виражається у формі валика, та перегрів металу. При цьому поверхня має матово сірий колір, що свідчить про її надмірне окислення. Оптимальні значення WFS та TS дозволяють отримати стабільний процес друку, під час якого утворюється одиночний валик або шар металу без коливань форми поперечного перерізу у повздовжньому напрямі. Для забезпечення необхідної ширини по всій висоті друкованого об'єкта нанесення початкових шарів слід проводити з підвищеними параметрами режиму. Нанесення наступних шарів слід здійснювати, контролюючи міжпрохідну температуру з урахуванням ефекту акумуляції тепла для запобігання його негативних наслідків.

Значення оптимальних параметрів є актуальними для процесу WAAM на основі технології CMT з використанням суміші захисних газів M21 (Ar 90 % + CO₂ 10 %). В експерименті було використано синергетичні лінії параметрів Fronius.

Результати роботи можуть бути використані для розробки оптимальних параметрів процесу WAAM для виробництва високоякісних металевих деталей з низьким вмістом вуглецю.

Список літератури

1. Cunningham C.R. et al. Cost Modelling and Sensitivity Analysis of Wire and Arc Additive Manufacturing // Procedia Manuf. 2017. – Vol. 11, № June 2017. – P. 650–657.
2. Wang S. et al. The influence of heat input on the microstructure and properties of wire-arc-additive-manufactured Al-Cu-Sn alloy deposits // Metals (Basel). 2020. – Vol. 10, № 1.
3. Montecvecchi F. et al. Heat accumulation prevention in Wire-Arc-Additive-Manufacturing using air jet impingement // Manuf. Lett. 2018. – Vol. 17. – P. 14–18.
4. Wu B. et al. Effects of heat accumulation on the arc characteristics and metal transfer behavior in Wire Arc Additive Manufacturing of Ti6Al4V // J. Mater. Process. Technol. Elsevier, 2017. – Vol. 250, August. – P. 304–312.
5. Montecvecchi F. et al. Idle time selection for wire-arc additive manufacturing: A finite element-based technique // Addit. Manuf. Elsevier, 2018. – Vol. 21, January. – P. 479–486.
6. Li C. et al. Effect of Heat Input on Formability, Microstructure, and Properties of Al-7Si-0.6Mg Alloys Deposited by CMT-WAAM Process // Appl. Sci. 2019. – Vol. 10, № 1. – P. 70.
7. Pepe N. et al. Measuring the process efficiency of controlled gas metal arc welding processes // Sci. Technol. Weld. Join. 2011. – Vol. 16, № 5. – P. 412–417.

Одержано 28.12.2020

Молочков Д. Е., Куликовский Р. А., Фурманова Н. И. Определение оптимальных параметров процесса WAAM на основе технологии CMT с использованием низкоуглеродистой легированной стали

Цель работы. Определить оптимальные параметры режима нанесения материала в процессе WAAM на основе технологии CMT; оценить влияние параметров нанесения материала на процесс формообразования валиков металла.

Методы исследования. Визуальный контроль, аналитический анализ публикаций, геометрические измерения, статистические исследования.

Полученные результаты. В ходе экспериментальной части исследования были определены зоны удовлетворительных и неудовлетворительных комбинаций параметров WFS и TS. Анализ экспериментальных образцов показал, что при низких значениях WFS и высоких TS процесс формообразования валика является нестабильным, наблюдаются разрывы наплавленного слоя, недостаточная ширина валика. При высоких значениях WFS и низких TS наблюдается значительный избыток материала, который выражается в заметных колебаниях формы валика (наплывы), и перегрев металла. При этом поверхность имеет матово серый цвет, что свидетельствует о ее избыточном окислении. Оптимальные значения WFS и TS, выбранные из определённой в исследовании зоны, обеспечили стабильный процесс нанесения материала, во время которого был создан одиночный валик металла без заметных изменений формы поперечного сечения в продольном направлении. Выбранные параметры позволили получить десятислойную стенку с постоянной шириной слоев 3,9 мм и гладкой поверхностью валиков. Волнистость боковой поверхности получена в пределах от 0,2 до 0,5 мм.

Научная новизна. Определена зона оптимальных параметров режима нанесения материала процесса WAAM на основе технологии CMT с использованием смеси защитных газов Ar 90 % + CO₂ 10 % и влияние этих параметров на геометрическую форму валика. В эксперименте была использована синергетическая линия параметров для процесса CMT от компании Fronius.

Практическая ценность. В ходе работы определена зона оптимальных параметров режима печати и возможные последствия неудачно подобранных режимов, что в дальнейшем ускорит процесс поиска нужной комбинации параметров для тех или иных требований к геометрии изделия. Был определён оптимальный

режим нанесения материала, который будет использован для дальнейших исследований процесса формообразования валков в различных условиях выращивания.

Ключевые слова: WAAM, аддитивное производство, выращивание, 3D печать, CMT, геометрические параметры, оптимизация параметров выращивания, погонная энергия.

Molochkov D., Kulykovskiy R., Furmanova N. Determination of optimal parameters of WAAM process based on CMT technology using low carbon non-alloy steel

Purpose. To determine the optimal deposition parameters of the WAAM process based on CMT technology; to evaluate the influence of deposition parameters on the bead formation process.

Methods of research. Visual inspection, analysis of publications, geometrical measurements, statistical research.

Results. The zone of satisfactory and zones of unsatisfactory combinations of WFS and TS parameters were determined based on experiment results. The analysis of experimental samples showed that low values of WFS and high TS leads to the unstable bead formation process. With such combination beads width has the lowest value. Also, there is big possibility of gaps in beads to occur. High WFS and low TS values results in a significant excess of material, which affects the form of beads. Another effect of this combination is overheating of the metal. The surface has a matte gray color, which indicates its excessive oxidation. The optimal values of WFS and TS, selected from a defined area, provided a stable deposition process. A single pass bead was formed without noticeable fluctuations in the shape of the cross section in the longitudinal direction. Selected parameters allowed to obtain a ten-layer wall with a constant layer width of 3.9 mm and a smooth top surface of the wall. The waviness of the side wall surface in the range from 0.2 to 0.5 mm was achieved.

Scientific novelty. The zone of optimal parameters of the WAAM process based on CMT technology for low carbon steel and Ar 90 % + CO₂ 10 % shielding gas mixture was determined. The influence of these parameters on the geometric shape of the bead was defined. Experiments were carried out using a synergic line for the CMT process by Fronius.

Practical value. The zone of optimal deposition parameters and possible consequences of unsuccessfully selected combinations were determined, which will further speed up the process of finding the right combination of parameters for certain requirements of the product geometry. Deposition parameters from defined zone were tested and analyzed. The result could be the basis for further studies of the bead formation process in different deposition conditions.

Key words: WAAM, additive manufacturing, deposition, 3D printing, CMT, geometry parameters, optimization of deposition parameters, heat input.

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 621.436:665.753

Д-р техн. наук Слинько Г. І.¹, Сухонос Р. Ф.¹, Цокотун П. В.¹, Слинько В. В.¹, Володін Д. А.²¹ Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя² Відділ прикордонної служби України «Бориспіль-2», м. Бориспіль

ПІДВИЩЕННЯ ПАЛИВНОЇ ЕКОНОМІЧНОСТІ ДИЗЕЛЬНОГО ДВИГУНА 6ЧН12/14 ЗАВДЯКИ ВДОСКОНАЛЕННЮ РОЗПИЛЕННЯ ТА СУМІШОУТВОРЕННЯ

Мета роботи. Підвищення показників паливної економічності дизельного двигуна великої розмірності шляхом модернізації паливної форсунки, в якій потік палива отримує додаткове збудження.

Методи дослідження. Використовуючи дані літературних джерел, обґрунтовано необхідність збільшення турбулентності потоку палива, що проходить каналами паливної форсунки дизельного двигуна внутрішнього згоряння. Розроблено модернізований варіант розпилювачів форсунок дизельного двигуна 6ЧН12/14, в яких потік палива отримує додаткове збурення, побудовано її тривимірну модель, задано граничні умови потоку рідини. За допомогою програмного комплексу Ansys CFX теоретично отримано розподіл швидкості, тиску, турбулентної кінетичної енергії потоку в проточній частині серійного та модернізованого розпилювачів форсунок. При цьому похибка розрахунку склала близько 4 %.

Отримані результати. З аналізу отриманих результатів видно, що середні по перетину значення турбулентної кінетичної енергії, отримані на виході розрахункової області дослідного розпилювача, на 27,5 % більше, ніж у серійного розпилювача, а тиск і швидкість підвищуються не суттєво. Збільшення турбулентності потоку, призводить до кращого розпилення палива в камері згоряння двигуна та покращення сумішоутворення. Це підтверджується стендовими випробуваннями двигуна 6ЧН12/14 (у виконанні К-164) в складі навантажувального стенду, які показали покращення техніко-економічних характеристик в усьому діапазоні обертів при роботі з модернізованими форсунками. На номінальному режимі роботи дизеля крутний момент та ефективна потужність збільшилися на 6,9 %. Питома ефективна витрата палива скоротилася на 6,4 %, також знизилася годинна витрата палива на 1,9 %. Отримані результати підтвердили позитивний ефект від модернізації паливної форсунки створенням додаткового збурення потоку палива завдяки горизонтальному кільцевому уступу, який виконано вище посадкового діаметра голки.

Наукова новизна. Вперше розроблено методику визначення показників потоку палива в проточній частині розпилювачів форсунок; визначено вплив додаткового гідравлічного опору в проточній частині розпилювача на величину турбулентної кінетичної енергії потоку.

Практична цінність. Розроблено конструкцію розпилювача форсунки, що забезпечує поліпшення показників паливної економічності та ефективності дизельного двигуна; розроблена методика може бути використана у навчальному процесі при викладанні дисциплін «Теорія двигунів внутрішнього згоряння» та «Системи двигунів внутрішнього згоряння», а також при проектуванні систем паливоподачі дизельних двигунів.

Ключові слова: голка, дизельний двигун внутрішнього згоряння, паливо, параметри впорскування, розпилювач, турбулізація, форсунка.

Вступ

В даний час в якості одного з напрямків вдосконалення робочого процесу дизельних двигунів внутрішнього згоряння (ДВЗ) з метою покращення показників паливної економічності і токсичності відпрацьованих газів (ВГ) розглядається підвищення ефективності сумішоутворення шляхом інтенсифікації подачі палива,

тобто підвищення тиску впорскування [1–2]. Тиск впорскування впливає на такі характеристики процесу подачі палива: далекобійність струменя палива L (рис. 1), її ширина B , кут конуса струменя β , дисперсність розпилювання. Перші три параметри визначають ступінь охоплення струменем простору камери згоряння (КЗ) двигуна і, отже, якість сумішоутворення.

При підвищенні тиску впорскування процес сумішоутворення якісно змінюється: збільшується швидкість протікання палива по розпилюючим отворах (що призводить до турбулізації потоку) і швидкість поширення струменів палива в КЗ, розпад струменя палива починається безпосередньо у розпилюючому отворі розпилювача. Це супроводжується зростанням кута розкриття струменя палива β і збільшенням довжини вільного просування струменя L .

Як результат, зростає об'єм струменя і досягається більш повне охоплення КЗ струменями палива. Проте надмірне збільшення тиску впорскування призводить до потрапляння палива на відносно холодні стінки КЗ і, як наслідок, до його неповного згорання і погіршення економічності.

В результаті збільшення тиску впорскування забезпечується поліпшення сумішоутворення. Зокрема, спостерігається зменшення діаметрів крапель при розпаді струменя палива (наприклад, середнього діаметра крапель $d_{кр}$), тобто поліпшення дрібності розпилювання. Це сприяє більш повному охопленню об'єму КЗ струменями палива, вирівнюванню значень коефіцієнта надлишку повітря за об'ємом КЗ, поліпшення показників дизеля.

Таким чином, довжина струменя і його об'єм в значній мірі впливають на процес сумішоутворення. Дисперсність розпилювання визначає динаміку випаровування палива, від якої залежить його займистість і швидкість тепловиділення.

В той же час варто відмітити головний недолік на шляху підвищення тиску, а саме ускладнення конструкції паливного насоса високого тиску (ПНВТ) та подорожчання конструкції системи паливоподачі.

Всі розглянуті фактори змушують двигунобудівників шукати шляхи поліпшення якості процесів подачі палива і сумішоутворення, в тому числі і без істотного підвищення тиску впорскування. Помітним резервом такого вдосконалення названих процесів є оптимізація геометричних параметрів проточної частини розпилювачів багатосоплових форсунок.

Аналіз літературних джерел, постановка проблеми

Одними з найбільш відповідальних вузлів паливних систем дизелів з об'ємним і об'ємно-плівковим сумішоутворенням є розпилювачі форсунок. Між собою розпилювачі відрізняються геометричними параметрами проточної частини: розташуванням і станом вхідних кромок розпилюючих отворів, числом розпилюючих отворів і їх ефективним прохідним перетином, довжиною розпилюючих отворів [3–5].

Геометричні параметри проточної частини розпилювачів форсунок в значній мірі визначають якість процесу розпилювання палива. Це пояснюється особливостями течії палива по проточній частині розпилювача і його витіканням через розпилюючі отвори. В системах подачі палива розділеного типу паливо від ПНВТ надходить до форсунки, всередині якої тисне на голку 1

(рис. 1), піднімаючи її, протікає через кільцевий зазор 3, що утворився між голкою 1 і корпусом 2, і надходить у порожнину 4 під голкою, де встановлюється тиск впорскування $p_{впр}$. Під цим тиском паливо і надходить в розпилюючий отвір 5 форсунки.

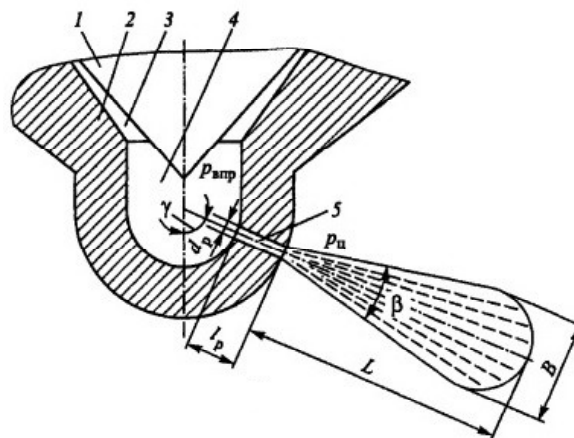


Рис. 1. Схема розпилювача форсунки з геометричними характеристиками струменів розпиленого палива [1]:

1 – голка; 2 – корпус розпилювача; 3 – зазор; 4 – порожнина; 5 – розпилюючий отвір

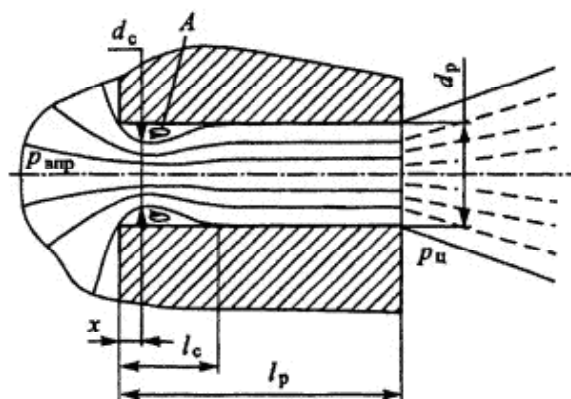


Рис. 2. Схема течії палива по розпилюючому отвору форсунки [1]

Безпосередньо перед входом в розпилюючий отвір лінії течії палива викривляються (рис. 2), причому їх кривизна збільшується від осі отвору до його периферії. В результаті виникає нерівномірне поле розподілу тисків і швидкостей потоку. При цьому мінімальний тиск (і максимальні швидкості) досягаються в периферійних ділянках потоку, де локальні тиски можуть виявитися нижче тиску насичених парів палива. Характерно, що відразу за вхідним перерізом розпилюючого отвору потік палива звужується і виникає вихрова течія палива (відрив, зона А на рис. 2).

Тут зароджуються і наростають кільцеві вихори, потім частково розпадаються і захоплюються паливом [1, 4, 6]. В цій нестационарній течії виникають пульсації

тиску і швидкостей в зоні відриву, що поширюються на весь потік палива в розпилюючому отворі. Таким чином, вихори, що зародилися біля вхідної кромки розпилюючого отвору, призводять до посилення збудження потоку палива в цьому отворі, який діє на подальший розпад струменя палива.

Проте, варто зазначити, що на ступінь турбулізації струменя розпиленого палива впливає не тільки характер перебігу палива в розпилюючому отворі форсунки, а й величина збудження потоку палива, який виникає при його течії в кільцевому каналі між корпусом і голкою розпилювача (тобто в кільцевому зазорі 3 на рис. 1). Тому форма ліній течії, ступінь стиснення потоку палива (найменший діаметр стиснення струменя d_c в перерізі x , довжина ділянки l_c , рис. 2), розміри зони відриву, турбулізація потоку палива на виході з розпилюючого отвору, параметри струменя (її довжина L , ширина B , кут розкриття β), дрібність розпилювання палива залежать від геометричних параметрів всієї проточної частини розпилювача форсунки.

В ряді робіт [1, 7–9] показано, що для забезпечення високої якості процесу розпилювання дизельного палива і подальшого якісного сумішоутворення бажано забезпечити високу турбулізацію потоку палива в проточній частині розпилювача форсунки. Висока турбулентність потоку палива на виході з розпилюючих отворів призводить до турбулізації струменя розпиленого палива, його швидкого розпаду в КЗ дизеля і поліпшенню показників розпилювання і сумішоутворення. Зазвичай турбулізація потоку палива в проточній частині розпилювача форсунки досягається завдяки виконанню розпилюючих отворів з додатковими гідравлічними опорами. Крім підвищеної шорсткості розпилюючих отворів і наявності гострих кромки на їх вході і виході, відомі й інші способи турбулізації потоку палива: виконання гвинтових канавок в розпилюючих отворах, виготовлення розпилювачів з перехресними розпилюючими отворами, виконання канавок на виході з розпилюючих отворів і т. п. [4, 6, 9]. Але виконати такі турбулізатори технологічно досить складно з огляду на малий діаметр розпилюючих отворів і великого числа розпилюючих отворів в сучасних системах подачі палива, що досягає 20 і більше отворів [7]. Крім того, розпилюючі отвори схильні до закоксування. Більш простим способом збільшення потоку палива в проточній частині розпилювача форсунки є виконання додаткових гідравлічних опорів на хвостовику голки розпилювача форсунки.

Постановка задачі

Кінцевою метою роботи є покращення показників паливної економічності дизельного ДВЗ шляхом вдосконалення конструкції розпилювачів форсунок. При цьому в роботі вирішуються наступні наукові та практичні задачі:

- дослідити вплив турбулізації на процеси впорскування, розпилювання та сумішоутворення у дизельних ДВЗ;
- розробити конструкцію розпилювача форсунки, що забезпечить поліпшення якості процесів розпилювання палива і сумішоутворення;
- розробити методику визначення показників потоку палива в проточній частині розпилювача форсунки дизеля;
- провести експериментальні дослідження дизельного двигуна, оснащеного серійними і вдосконаленими розпилювачами форсунок, при його роботі на дизельному паливі.

Методика досліджень

Для оцінки впливу гідравлічних опорів, виконаних на хвостовику голки розпилювача форсунки, обрано розпилювач типу 164.25.001 виробництва дизелебудівного заводу імені С. М. Кірова (м. Токмак). Ці розпилювачі використовуються в форсунках 164.25.000-4 дизелів типу 6ЧН12/14, призначених для використання в якості головних судових двигунів для приводу гребних гвинтів, водометних рушіїв, приводу судових і стаціонарних генераторів постійного і змінного струму, а також екскаваторів, шпалопідбивних машин, насосів, лебідок та інших механізмів на стаціонарних і пересувних об'єктах.

Дослідний розпилювач (рис. 3б) отриманий в результаті модернізації серійного розпилювача. Модернізація полягає в тому, що конусна частина хвостовика голки з кутом конуса 60° сточена на 0,1 мм (по діаметру) вище діаметра $d = 2,6$ мм з кутом конуса 75° . В результаті зазначеної модернізації на хвостовику голки утворюється горизонтальний кільцевий уступ, що має зовнішній і внутрішній діаметри 2,6 і 2,5 мм, що є місцевим гідравлічним опором.

Для якісної і кількісної оцінки впливу геометрії проточної частини розпилювача форсунки на формування струменів розпиленого палива необхідно визначити залежність вихідних параметрів потоку з соплового отвору від геометрії проточної частини. Проведено дослідження течії палива в проточній частині серійного і дослідного розпилювачів форсунок. Для розрахункових досліджень використано програмний комплекс Ansys CFX v19.1.

Побудована тривимірна модель корпусу розпилювача форсунки та голки форсунки і на її основі розташована сітка кінцевих елементів (див. рис. 4). Мінімальний розмір елемента становить 1×10^{-5} м, що дозволило вмістити не менш ніж 25 елементів в мінімальних геометричних перетинах для забезпечення високої точності розрахунку.

В якості граничних умов обрана схема завдання повного тиску на вході в систему (in) і статичного тиску на виході (out), що імітує протитиск при впорскуванні палива в КЗ. Дана розрахункова схема є досить стійкою, а також дозволяє уникнути задання чіткого значення витрати палива, що важливо для достовірного порівняння різних геометричних схем.

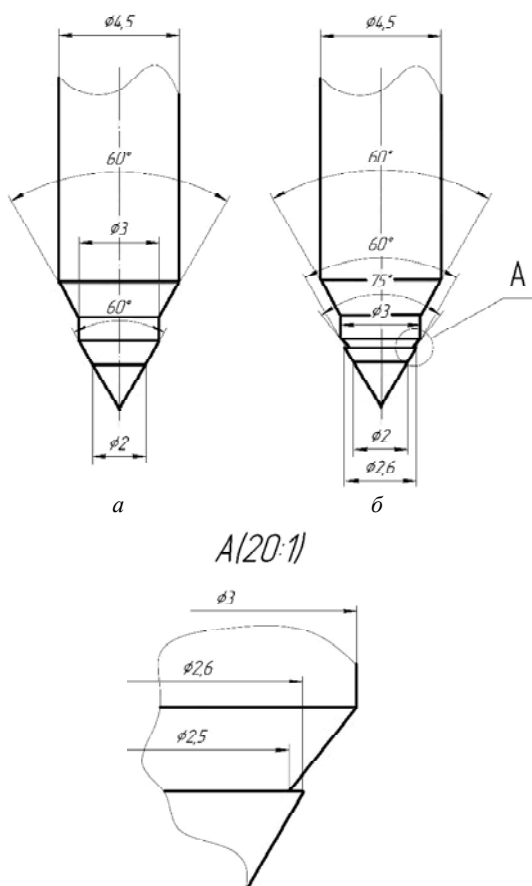


Рис. 3. Конструктивні схеми носка голки розпилювача:

а – серійний розпилювач 164.25.001; б – дослідний розпилювач, який сприяє турбулізації палива

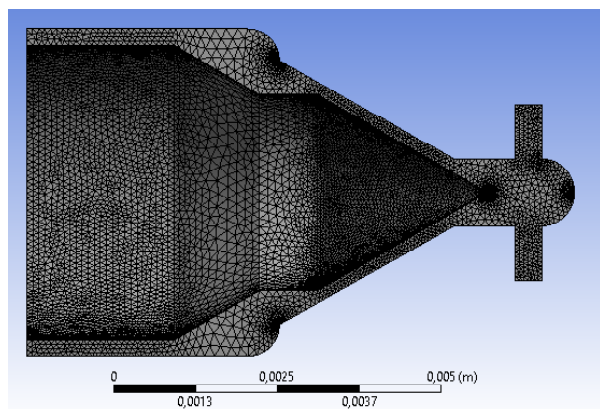


Рис. 4. Сітка кінцевих елементів порожнини розпилювача форсунки двигуна К-164

Для верифікації розрахункової моделі проведено попередній розрахунок течії палива в розпилювачі форсунки при постійному тиску на вході в розпилювач, що відповідає середньому тиску впорскування палива, характерному для паливної системи дизеля К-164 на номінальному режимі. Тиск на вході (in) прийнято 60 МПа, а на виході (out) – 9 МПа. Температуру палива прийня-

то 40 °С, що відповідає реальній температурі в системі подачі палива). Ефективний прохідний перетин розпилювача $\mu_{fp} = 0,123 \text{ мм}^2$. Фізико-хімічні властивості рідини задаємо для літнього дизельного палива.

Для даного розрахунку використовувалася проста модель турбулентності. В початкових умовах інтенсивність вихорів задавалася як середня на вході і висока на виході. В якості граничних умов стінок використовувалася модель, яка не враховує шорсткість поверхні і прилипання палива до стінок. В результаті розрахунку визначено значення витрати палива $G_n = 39,6 \text{ см}^3\text{с}^{-1}$, при ефективному прохідному перетину розпилювача $\mu_{fp} = 0,118 \text{ мм}^2$. Різниця дійсної і розрахункової величини μ_{fp} склала 4 %, що дозволяє використовувати дану модель для порівняльних розрахунків і отримання абсолютних значень параметрів.

Для порівняння течій в серійному і дослідному розпилювачі виконано чисельні експерименти. Початкові і граничні умови в порівняльних розрахунках задані однаковими, відрізнялася лише геометрія хвостовика голки розпилювача.

В результаті проведеного порівняльного розрахункового дослідження потоків палива в серійному розпилювачі і в дослідному розпилювачі отримано розподіли швидкостей течії палива в проточних частинах зазначених розпилювачів, представлених на рис. 5. На цьому рисунку показані лінії течії, колір яких визначає швидкість течії палива в різних областях проточної частини розпилювача. Аналіз ліній течії в проточних частинах серійного і дослідного розпилювачів показує, що їх лінії струму дещо відрізняються, особливо в області розташування місцевих опорів, виконаних на хвостовику голки дослідного розпилювача. Максимальні швидкості течії палива відзначаються в розпилюючих отворах форсунок, де вони перевищують значення 300 мс^{-1} для обох варіантів розпилювачів.

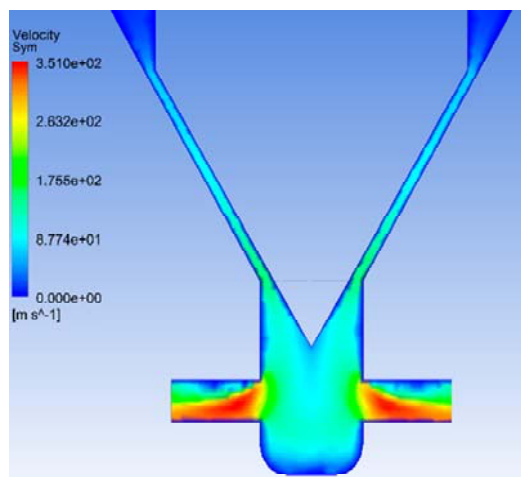
Розподіл тиску палива в проточній частині досліджуваних розпилювачів форсунок представлено на рис. 6. Незважаючи на те, що створений в дослідному варіанті розпилювача місцевий опір безумовно збільшує гідравлічні втрати, це не призводить до зменшення тиску на виході розрахункової області (тиску впорскування). Більш того, збільшення перетинів проточної частини дослідного розпилювача призводить до збільшення тиску на виході з розрахункової області даного розпилювача. У серійного розпилювача цей тиск виявився рівним $p = 53,24 \text{ МПа}$, в той час як у дослідного – $p = 54,65 \text{ МПа}$.

Ступінь турбулізації потоку палива оцінюємо за величиною турбулентної кінетичної енергії. Її розподіл в проточних частинах серійного та дослідного розпилювачів форсунок показано на рис. 7.

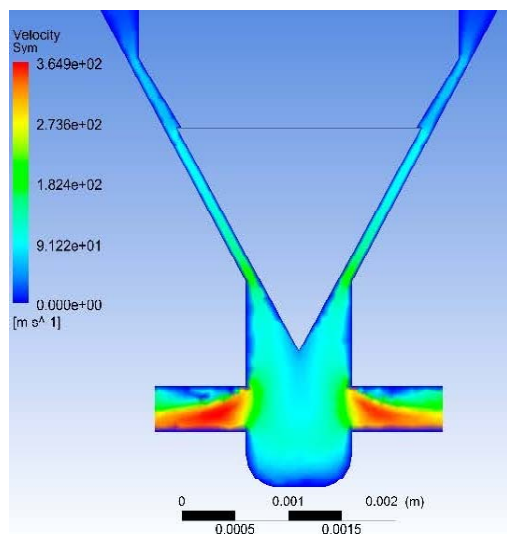
Завдяки виконанню додаткової проточки на голці форсунки в зоні під кільцевим уступом дослідного розпилювача спостерігається збільшення турбулентної кінетичної енергії $k = 375 \text{ м}^2\text{с}^{-2}$. Максимальне значення тур-

булентної кінетичної енергії зафіксовані на вході в розпилюючі отвори. В цій області турбулентна кінетична енергія потоку палива досягла значення $k = 838,8 \text{ м}^2\text{с}^{-2}$ (проти $k = 658 \text{ м}^2\text{с}^{-2}$ у серійного розпилювача).

З аналізу розподілу турбулентної кінетичної енергії потоку по проточних частинах серійного і дослідного розпилювачів форсунки випливає, що середні по перетину значення турбулентної кінетичної енергії, отримані на виході розрахункової області дослідного розпилювача, на 27,5 % більше, ніж у серійного.



а



б

Рис. 5. Розподіл швидкостей палива в проточній частині серійного (а) і дослідного (б) розпилювачів форсунок

Узагальнюючи викладене, робимо висновок, що за ступенем турбулізації потоку палива і показниками процесу подачі палива дослідний розпилювач має ряд переваг в порівнянні з серійним розпилювачем 164.25.001. Стрибки ущільнення палива впливають на збільшення турбулентності потоку палива на виході з розрахункової області проточної частини дослідного розпилювача, що призводить до інтенсифікації розпилювання, швидкого розпаду струменя в КЗ дизеля, поліпшення показників сумішоутворення.

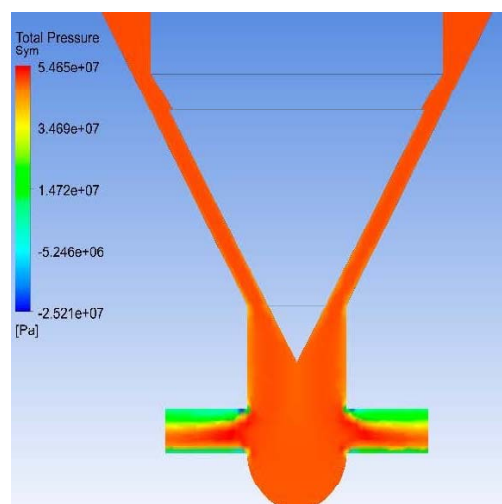
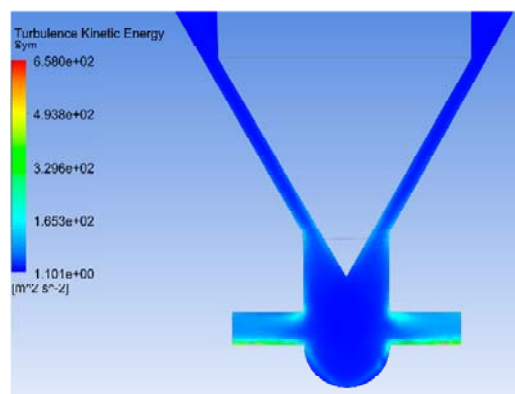
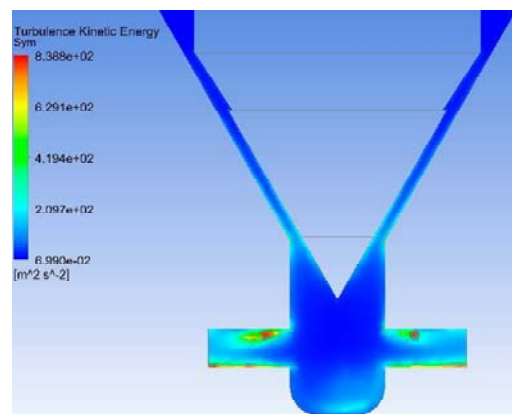


Рис. 6. Розподіл тиску палива в проточній частині дослідного розпилювача форсунки



а



б

Рис. 7. Розподіл турбулентної кінетичної енергії в проточній частині серійного (а) і дослідного (б) розпилювачів форсунок

Експерименти

Для визначення впливу ступеня турбулентності розпилювачів форсунок на показники чотиритактного дизеля 6ЧН12/14 (К-164) проведено ряд експериментальних випробувань. На серійному двигуні, що знаходиться в складі навантажувального стенду з електричним гальмівним пристроєм, серійні розпилювачі форсунок

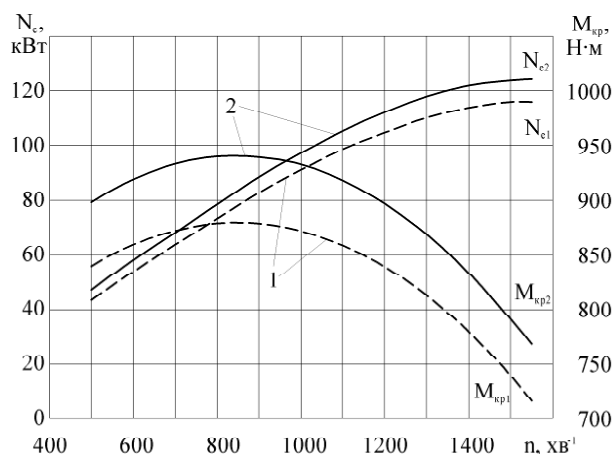


Рис. 8. Порівняння ефективної потужності N_e та крутного моменту $M_{кр}$ від кількості обертів колінчастого валу двигуна 6ЧН12/14 (К-164) з базовими (1) та модернізованими (2) розпилювачами форсунок

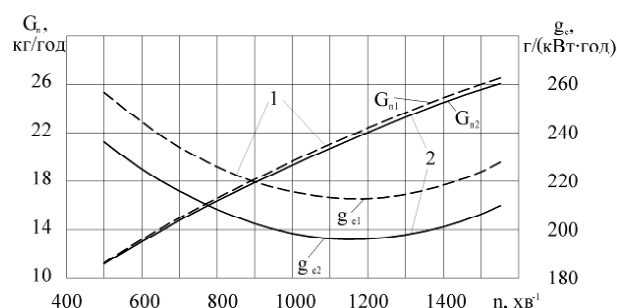


Рис. 9. Порівняння питомої витрати палива g_e і годинної витрати палива G_n від кількості обертів колінчастого валу двигуна 6ЧН12/14 (К-164) з серійними (1) та модернізованими (2) розпилювачами форсунок

замінено на модернізовані. Всі форсунки відрегульовано на початок впорскування палива при $P_{впр} = 17$ МПа.

Техніко-економічні показники (у вигляді швидкісних характеристик) двигуна визначались на навантажувальному стенді згідно з ГОСТ 14846-81. Після обробки експериментальних даних побудовано графічні залежності ефективної потужності N_e та крутного моменту $M_{кр}$ (рис. 8) і питомої g_e та годинної витрати палива G_n (рис. 9) від кількості обертів колінчастого валу n .

Як видно з графіка (рис. 8), модернізація двигуна шляхом встановлення дослідних розпилювачів форсунок дає позитивний вплив на ефективну потужність та крутний момент чотиритактного ДВЗ при незначних змінах в конструкції. При застосуванні дослідних розпилювачів двигун розвиває до 124 кВт потужності при номінальних обертах 1500 $хв^{-1}$, що на 8 кВт (6,9 %) більше, ніж у базового двигуна. Крутний момент зростає на 50,96 Нм (6,9 %) і складає 789,81 НЧм у дизеля з дослідними розпилювачами форсунок.

Як видно з графіка (рис. 9), використання модернізованих розпилювачів форсунок дає позитивний вплив на питому витрату палива чотиритактного ДВЗ. Після

модернізації питома витрата палива знижується з 224,32 $г·кВт^{-1}·год^{-1}$ до 210 $г·кВт^{-1}·год^{-1}$ (на 6,4 %) при частоті обертання колінчастого валу 1500 $хв^{-1}$. Годинна витрата палива на номінальному режимі зменшується з 26,60 $кг·год^{-1}$ до 26,10 $кг·год^{-1}$ (на 1,9 %).

Висновки

1. За результатами аналізу літературних джерел розроблено проект модернізації розпилювачів форсунок дизельних ДВЗ додатковим гідравлічним опором на голці форсунки, що сприяє збільшенню турбулізації потоку палива.

2. В електронному вигляді побудовано тривимірну модель розпилювача форсунки, задано початкові та кінцеві умови руху рідини. В програмному комплексі Ansys CFX побудовано поля розподілу тиску, швидкості та енергії турбулізації в проточній частині розпилювача форсунки.

3. Розрахункові дослідження серійного і дослідного розпилювача 164.25.001 дизеля 6ЧН12/14 дозволили виявити переваги дослідного розпилювача з горизонтальним кільцевим уступом, виконаним вище посадкового діаметра. За ступенем турбулізації потоку палива і показниками процесу подачі палива дослідний розпилювач має ряд переваг в порівнянні з серійним. Крім того, що його використання призводить до підвищення тиску впорскування палива, збільшується і турбулізація потоку (величина турбулентної кінетичної енергії). Висока турбулентність потоку палива на виході з розрахункової області проточної частини дослідного розпилювача призводить до інтенсифікації розпилювання і сумішоутворення.

4. Виконано стендові дослідження 4-тактного дизельного двигуна 6ЧН12/14 (К-164), обладнаного серійними або дослідними розпилювачами форсунок. Визначено, що завдяки стрибкам коливань покращуються техніко-економічні характеристики у всьому діапазоні обертів. На номінальному режимі роботи дизеля збільшився крутний момент $M_{кр}$ з 738,85 Нм до 789,81 Нм (на 6,9 %) та ефективна потужність N_e з 116 до 124 кВт (на 6,9 %). Питома ефективна витрата палива g_e скоротилася на 6,4 %, також знизилась годинна витрата палива G_n на 1,9 %.

Список літератури

1. Марков В. А. Впрыскивание и распыливание топлива в дизелях / В. А. Марков, С. Н. Десянин, В. И. Мальчук. – М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2007. – 360 с.
2. Ильин С.И. Выбор параметров топливной аппаратуры перспективного двигателя 6 ЧН 13/14 / С. И. Ильин, М. С. Столбов, И. И. Абалеева // Двигателестроение. – 1991. – № 12. – С. 29–32.
3. Дмитренко В. П. Исследование влияния конструктивных элементов распылителя на протекание его гидравлической характеристики [Текст] / В. П. Дмитренко // Труды МАДИ. – М. : Изд-во МАДИ. – 1970. – С. 110–114.
4. Кутовой В. А. Впрыск топлива в дизелях / В. А. Кутовой. – М. : Машиностроение, – 1981. – 119 с.
5. Топливные системы и экономичность дизелей [Текст] /

- И. В. Астахов [и др.]. М. : Машиностроение, 1990. – 288 с.
6. Kamimoto T. Effect of High Pressure Injection Soot Formation in a Rapid Compression Machine to Simulate Diesel Flames [Текст] / Т. Kamimoto, Н. Yokota, Н. Kobayashi // SAE Technical Paper Series. – 1987. – № 871610. – Р. 1–9.
7. Грехов Л. В. Топливная аппаратура и системы управления дизелей. Учебник для ВУЗов [Текст] / Л. В. Грехов, Н. А. Иващенко, В. А. Марков. – М. : Изд-во «Легион-Автодата», 2005. – 344 с.
8. Слинько Г. І. Дослідження турбулентності потоку палива в модернізованих форсунках дизельного двигуна 6ЧН12/14 [Текст] / Г. І. Слинько, Д. А. Володін, Р. Ф. Сухонос, Д. П. Чишко // Сучасні технології на автомобільному транспорті та машинобудуванні : Міжнарод. наук.-практ. конф., 15–18 жовтня 2019 : Наук. праці – Х. : ХНАДУ, 2019. – С. 203–205.
9. Мальчук В. И. Топливоподача и зональное смесеобразование в дизелях [Текст] / В. И. Мальчук. – М. : МАДИ ГТУ «МАДИ», 2009. – 176 с.

Одержано 21.12.2020

Слинько Г.І., Сухонос Р.Ф., Цокотун П.В., Слинько В.В., Володин Д.А. Повышение топливной экономичности дизельного двигателя 6ЧН12/14 за счет совершенствования распыления и смесеобразования

Цель работы. Повышение показателей топливной экономичности дизельного двигателя большой размерности модернизацией топливной форсунки, в которой поток топлива получает дополнительное возбуждение.

Методы исследования. Используя данные литературных источников обоснована необходимость увеличения турбулентности потока топлива, проходящего по каналам топливной форсунки дизельного двигателя внутреннего сгорания. Разработан модернизированный вариант распылителей форсунок дизельного двигателя 6ЧН12/14, в которых поток топлива получает дополнительное возмущение, построена ее трехмерная модель, заданы граничные условия потока жидкости. С помощью программного комплекса Ansys CFX теоретически получено распределение скорости, давления, турбулентной кинетической энергии потока в проточной части серийного и модернизированного распылителей форсунок. При этом погрешность расчета составила около 4 %.

Полученные результаты. Из анализа полученных результатов видно, что средние по сечению значения турбулентной кинетической энергии, полученные на выходе расчетной области исследовательского распылителя, на 27,5% больше, чем у серийного распылителя, а давление и скорость повышаются не существенно. Увеличение турбулентности потока, приводит к лучшему распылению топлива в камере сгорания двигателя и улучшению смесеобразования. Это подтверждается стендовыми испытаниями двигателя 6ЧН12/14 (в исполнении К-164) в составе нагрузочного стенда, которые показали улучшение технико-экономических характеристик во всем диапазоне оборотов при работе с модернизированными форсунками. На номинальном режиме работы дизеля крутящий момент и эффективная мощность увеличились на 6,9 %. Удельный эффективный расход топлива сократился на 6,4 %, также снизилась часовая расход топлива на 1,9 %. Полученные результаты подтвердили положительный эффект от модернизации топливной форсунки созданием дополнительного возмущения потока топлива за счет горизонтального кольцевого уступа, выполненного выше посадочного диаметра иглы.

Научная новизна. Впервые разработана методика определения показателей потока топлива в проточной части распылителей форсунок; определено влияние дополнительного гидравлического сопротивления в проточной части распылителя на величину турбулентной кинетической энергии потока.

Практическая ценность. Разработана конструкция распылителя форсунки, обеспечивающая улучшение показателей топливной экономичности и эффективности дизельного двигателя; разработанная методика может быть использована в учебном процессе при преподавании дисциплин «Теория двигателей внутреннего сгорания» и «Системы двигателей внутреннего сгорания», а также при проектировании систем топливоподачи дизельных двигателей.

Ключевые слова: игла, дизельный двигатель внутреннего сгорания, топливо, параметры впрыска, распылитель, турбулизация, форсунка.

Slynyko G., Sukhonos R., Tsokotun P., Slynyko V., Volodin D. Improving the fuel efficiency of the 6ЧН12/14 diesel engine by enhancement the atomization and mixture formation

Purpose of work. Improve the fuel efficiency of a large-size diesel engine by upgrading the fuel injector, in which the fuel flow receives additional disturbance.

Research methods. After analysis of literary sources, the necessity of increasing the turbulence of the fuel flow passing through the channels of the fuel injector of a diesel internal combustion engine is substantiated. A modernized version of 6ЧН12/14 diesel engine injector spray tip has been developed, in which the fuel flow receives additional disturbance, its 3D model has been built, and the boundary conditions for the liquid flow have been set. Using the Ansys CFX software, the distribution of the velocity, pressure, and turbulence kinetic energy in the flow

path of the serial and modernized injector spray tips was theoretically obtained. In this case, the calculation error was about 4%.

Obtained results. From the analysis of the results, it can be seen that the cross-sectional mean values of the turbulence kinetic energy obtained at the outlet of the calculated area of the research spray tip are 27.5 % higher than that of the serial spray tip; pressure and velocity do not increase significantly. Increased flow turbulence leads to better fuel atomization in the engine combustion chamber and improved mixture formation. This is confirmed by bench tests of the 6ChN12/14 engine (K-164 model) as part of the loadbank, which showed an improvement in technical and economic characteristics in the entire speed range when working with modernized injectors. At the nominal operating mode of the diesel engine, the torque and the effective power increased by 6.9 %. Specific effective fuel consumption has decreased by 6.4 %, and hourly fuel consumption has also decreased by 1.9 %. The positive effect of the modernization of the fuel injector by creating an additional disturbance of the fuel flow due to the horizontal annular ledge made above the landing diameter of the needle was confirmed by obtained tests results.

Scientific novelty. For the first time, a method for determining the parameters of the fuel in the flow path of the injector spray tip was developed; the effect of additional hydraulic resistance in the flow path of the spray tip on the value of the turbulence kinetic energy of the flow is determined.

Practical value. The design of the spray tip which improves the fuel economy and performance of the diesel engine has been developed; the developed methodology can be used in the educational process when teaching the disciplines “Theory of internal combustion engines” and “Systems of internal combustion engines”, as well as when designing fuel supply systems for diesel engines.

Key words: needle valve, diesel internal combustion engine, fuel, injection parameters, spray tip, turbulization, injector.

IV МЕХАНІЗАЦІЯ, АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА РОБОТИЗАЦІЯ

УДК 656.1

Канд. техн. наук Россолов О. В.

Харківський національний університет міського господарства імені О. М. Бекетова, м. Харків

ОЦІНКА АТРИБУТІВ ВИБОРУ КАНАЛУ ДОСТАВКИ КІНЦЕВИМИ СПОЖИВАЧАМИ В РАМКАХ ЛОГІСТИКИ ОСТАННЬОЇ МИЛІ

Мета роботи. Визначення латентного попиту на користування поштоматами кінцевими споживачами шляхом визначення детермінант вибору каналу доставки в рамках електронної комерції.

Методи дослідження. В дослідженні застосовано процедуру збору даних за методом заявлених переваг та методологію максимізації випадкової корисності при розробці моделей дискретного вибору. В якості альтернативних каналів доставки товарів кінцевим споживачам розглядалась адресна доставка та доставка на поштове відділення. На основі цього розроблено біноміальну логіт модель дискретного вибору каналу доставки товарів кінцевим споживачам. Методом максимізації функції максимальної правдоподібності отримано статистичні оцінки атрибутів вибору каналу доставки, які представлено соціально-демографічною, економічною та просторовою групами.

Отримані результати. Встановлено, що соціально-демографічні, економічні та просторові групи атрибутів відіграють важливу роль в детермінації поведінки кінцевих споживачів при виборі каналу доставки товарів, які було придбано в Інтернет магазинах. У якості статистично значимих атрибутів латентного попиту на користування поштоматами є розмір родини, місячний дохід однієї особи, тип зайнятості «повна зайнятість», «студент» та посада «менеджер чи керівник», «робітник середньої ланки», вартість доставки та піша доступність поштового відділення.

Наукова новизна. Вперше запропоновано для умов економіки, що розвивається, визначати детермінанти вибору каналу доставки на основі теорії максимізації випадкової корисності. Вперше встановлено вплив соціально-демографічних, економічних та просторових атрибутів на вибір каналу доставки товарів, що придбано в Інтернет магазинах, кінцевими споживачами.

Практична цінність. Встановлено атрибути вибору каналу доставки для товарів з групи електроніка, побутова електроніка, парфумерія, одяг, дитячі товари та взуття, які можна використовувати для прогнозу матеріального потоку в рамках логістики останньої милі.

Ключові слова: канал доставки, логістика останньої милі, кінцевий споживач, ймовірність вибору.

Вступ

Розвиток електронної комерції за останні роки в країнах з розвинутою економікою призвів до змін в логістичних зв'язках між постачальниками та кінцевими споживачами. Адресна доставка розглядається кінцевими споживачами як більш переважний варіант, яка в свою чергу, викликає додатковий негативний вплив на дорожній рух [1], забруднення навколишнього середовища [2, 3] і споживання енергії [4]. Крім того, розгортання електронної комерції гарантує збільшення транспортних збитків, якщо частка варіантів адресної доставки залишиться на поточному рівні. Поштомати можуть використовуватися в якості системи для зменшення негативних наслідків послуг адресної доставки [5, 6]. Запропонований елемент інфраструктури системи постачання частково усуває недоліки адресної доставки, в тому числі повторних поставок через зриви у доставці [7, 8]. Це дозволяє скоротити як загальний пробіг авто-

мобілів, так і кількість викидів вуглекислого газу [9–11]. Позитивний ефект для кінцевих споживачів полягає в гнучкості системи постачання, що спрощує отримання замовлень. Крім того, поштомати дозволяють уникнути використання опції з доставки в поштове відділення, що, як правило, викликає додаткові часові витрати. В порівнянні з поштовими відділеннями або пунктами видачі поштомати не потребують залучення будь-яких людських ресурсів, які виступають якості оператора або працівника в пункті обслуговування [12].

Впровадження системи поштоматів передбачає визначення відношення кінцевих споживачів до можливості використання цієї опції. За таких обставин має бути гарантований попит на використання системи поштоматів, що призведе до відповідної щільності і дислокації точок збору [13–16]. Технологічна складова системи поштоматів повинна бути розроблена на основі поведінкових атрибутів потенційних користувачів пошто-

матів. Частота, розмір пакета і готовність використання є найбільш важливими атрибутами системи поштоматів. Відношення покупців необхідно вивчати відповідно до масштабу їх соціально-демографічних і економічних характеристик [17]. Оцінка потенційного попиту на послуги поштоматів може бути виконана за допомогою процесу моделювання нової системи [18] або на основі опитування користувачів в рамках існуючої системи пунктів видачі [19–20]. Імітаційне моделювання, що має перелік переваг, дозволяє лише виявити деякі можливі сценарії розгортання системи поштоматів. Дана опція дослідження поштоматів повинна бути зроблена після опитування користувачів поштоматів. В таких умовах виявлення потенційного попиту на системи поштоматів є першочерговим кроком для досягнення сталого стану доставки останньої милі [21].

Постановка задачі

Метою дослідження є визначення латентного попиту на користування поштоматами кінцевими споживачами шляхом визначення детермінант вибору каналу доставки в рамках електронної комерції. В даному разі об'єктом дослідження є процес вибору каналу доставки кінцевими споживачами. Предметом дослідження в цьому разі виступає вплив соціально-демографічних, економічних та просторових атрибутів на вибір каналу доставки.

Для досягнення мети дослідження необхідно виконати наступні завдання:

- формалізувати ймовірність дискретного вибору на основі випадкової функції корисності вибору;
- провести обстеження вибору видів каналів доставки за методом «заявлених переваг»;
- на основі результатів обстежень сформулювати функцію максимальної правдоподібності по усіх зафіксованих дискретних виборах каналів доставки;
- визначити детермінанти вибору каналу доставки.

Оскільки система доставки останньої милі, що розглядається, має два варіанти, ми пропонуємо оцінити ймовірність вибору каналу доставки на основі біноміальної логіт моделі [22–24]:

$$p_{qw} [i | x_{i,q}] = \frac{\exp(\mu \cdot V_{iqw})}{\sum_{j \in A} \exp(\mu \cdot V_{jqw})}, \quad (1)$$

де $p_{qw} [i | x_{i,q}]$ – ймовірність вибору i -го каналу доставки споживачем q в ситуації вибору w ; V_{iqw} – детерміністична компонента функції корисності при виборі i -го каналу доставки; A – низка альтернативних каналів доставки, а саме «Адресна доставка» та «Поштове відділення»; μ – параметр масштабу, який може бути нормалізований до одного для логіт моделі [23, 24]; $x_{i,q}$ – вектор атрибутів, що описують канал доставки i

та окремі соціально-демографічні характеристики споживача q .

Детерміністична компонента V_{iqw} функції корисності при виборі i -го каналу доставки споживачем q в ситуації вибору w запропонована у наступному вигляді:

$$V_{iqw} = ASC + \sum_{f=1 \dots F} \beta_f \cdot X_{qf}, \quad (2)$$

де ASC – це альтернативна специфічна константа; β_f – специфічний коефіцієнт, який описує вплив певного атрибуту на функцію корисності; X_{qf} – атрибут; F – кількість атрибутів.

Вибір альтернативного каналу доставки серед двох можливих, а саме адресній доставці та на поштове відділення, буде виконуватись кінцевим споживачем при виконанні умови:

$$V_{jq} \geq V_{iq}, \quad (3)$$

де V_{jq} – корисність вибору q -м кінцевим споживачем каналу доставки j ; V_{iq} – корисність вибору q -м кінцевим споживачем каналу доставки i .

З урахуванням (3) ймовірність вибору j -го каналу доставки можна формалізувати як:

$$p[j/q] = \frac{\exp(V_{jq})}{\exp(V_{jq}) + \exp(V_{iq})} = \frac{1}{1 + \exp(V_{iq} - V_{jq})}, \quad (4)$$

де $p[j/q]$ – ймовірність вибору q -м кінцевим споживачем каналу доставки j .

Огляд літератури

Тип обстеження і використовувані методи обробки даних є важливими елементами, що відображають поточний стан попиту. Так в [25] проведено опитування 2933 респондентів в кількох містах Польщі. Група респондентів оцінила рівень задоволення поточними послугами поштоматів в опитаних містах. Метод ранжування використовувався в якості методу дослідження для визначення позиції користувачів щодо поштоматів. Порівняння поштоматів зі службами кур'єрської і поштової доставки показало, що даний варіант є переважним для більшості респондентів з вибірки. Більш низька ціна і висока доступність поштоматів були вказані як найбільш вагомні фактори використання поштоматів в порівнянні з поштовим відділенням та адресною доставкою. Магази́ни та торгові центри були визначені респондентами як найбільш бажані місця для розміщення автоматичних поштоматів.

Наукова група на чолі з проф. Моте-Баумволь [26] в ході дослідження, проведеного в столичному районі Парижа, виявила, що для районів з низькою щільністю

населення послуга самовивозу є більш затребувана, ніж адресна доставка. Доступність пунктів видачі в межах 400 метрів розглядалася як доступна щільність для кінцевих споживачів. Автори встановили, що використання пунктів видачі навіть в сільській місцевості з низькою щільністю населення дозволило підвищити доступність покупок в Інтернеті. В свою чергу в [14] охоплено вже діючу систему автоматичних поштоматів Південно-Східного Квінсленда (Австралія). Використовуючи метод логістичної регресії, автори оцінили соціально-демографічні атрибути, які впливають на використання системи автоматичних поштоматів. Отримані результати показали, що для районів з високою щільністю населення і добре розвинутою транспортною інфраструктурою система автоматичних поштоматів є переважним варіантом при доставці товарів, покупка яких була здійснена через Інтернет. Ці результати були отримані на основі лише 273 спостережень, і певні атрибути моделі показали високий рівень надійності. Вік і рівень освіти респондентів були визнані незначними. Це слід враховувати, якщо отримані результати будуть використані в якості основи для розробки нової системи автоматичних поштоматів.

Біноміальне моделювання [27] на великій вибірці (3000 голландських покупців), дозволило ідентифікувати соціально-демографічні атрибути, торгові канали та просторові змінні, які значимі в рамках електронних покупок з точками самообслуговування (пункти самовивозу). Було визначено, що цей вид доставки більш приємний для жінок і людей із середнім рівнем освіти. Просторові атрибути були оцінені з точки зору мобільності, орієнтованої на автомобілі, і було визначено, що п'ятихвилинна автомобільна доступність для користувачів точок самообслуговування є переважною.

В роботі [19] оцінено можливість переходу онлайн-покупців з існуючої системи пунктів видачі до автоматичних поштоматів. В [28] використано ієрархічний регресійний аналіз для оцінки наміру інтернет-покупців перейти від пунктів видачі до системи автоматичних поштоматів. В якості методу опитування для збору даних автори використовували метод анкетування, який дозволив їм сформувати вибірку з 164 чоловік. Проведений регресійний аналіз показав, що змінні «вік», «стать», «тип житла», «розмір домогосподарства» і «статус зайнятості» не є значимими. Більш того, система автоматичних поштоматів є більш привабливою для літніх людей, ніж для молоді. Працівники, з повним типом зайнятості, вважаються потенційними користувачами поштоматів, оскільки повний робочий день не дозволяє розглядати адресну доставку як варіант системи доставки.

Більш ретельну оцінку намірів клієнтів було реалізовано за допомогою моделювання структурних рівнянь [29]. Автори запропонували три основні атрибути, що відображають зручність використання автоматичних поштоматів, безпеку товарів і надійність системи поштоматів. Згідно з основним положенням цього

дослідження, з огляду на низькі операційні витрати системи автоматичних поштоматів, автори оцінили прямий і непрямий ефект, що сприймається клієнтами. Серед прямих ефектів була визначена її надійність. Що стосується вартості транзакції, конфіденційності, безпеки і надійності, то кожен з цих атрибутів був оцінений як найбільш важливий фактор для групи респондентів. Оцінка непрямого ефекту показала, що найбільший вплив на потенційних клієнтів чине атрибут надійності. Отримані результати охопили десять найбільших міст Китаю з стратифікованою вибіркою в 230 респондентів. В якості основного висновку дослідження автори відзначили, що сприйняття значення, яка відображає теорію максимізації випадкової корисності, оцінювалася респондентами як найбільш значимий атрибут в порівнянні з транзакційними витратами і являла собою економічну теорію.

В [30] проведено оцінку потенційного попиту на систему автоматичних поштоматів на основі виявлених переваг. Ця комбінація методів опитування дозволила зробити перший крок у визначенні фактичної поведінки респондентів при здійсненні електронних покупок за допомогою системи автоматичних поштоматів і сформувати сценарії заявлених переваг. На другому етапі дослідження оцінювалося відношення до чотирьох альтернативних сценаріїв доставки «останньої милі», підкреслюючи позитивний результат заміни адресної доставки опцією автоматичних поштоматів. Оцінка споживчих переваг була реалізована використовуючи теорію випадкової корисності за допомогою побудови поліноміальної моделі. Зниження термінів доставки і вартості перевезення визначені позитивними значеннями і високою статистичною значущістю. Це означає, що споживачі вважали за краще використовувати систему автоматичних поштоматів замість адресної доставки через скорочення часу і витрат. Місцезнаходження автоматичних поштоматів було оцінено як непривабливий фактор, який змушує людей користуватися доставкою додому. Автори використовували описовий аналіз, щоб визначити найбільш зручні місця для покупців. Супермаркети, магазини і торгові центри були визнані опитувальною групою найбільш переважними варіантами.

Характеристика методу оцінки латентного попиту

В рамках даного дослідження реалізовано перший крок щодо оцінки латентного попиту кінцевих споживачів на користування системою поштоматів. Ключовим аспектом на даному етапі є визначення вподобань людей до користування альтернативними каналами доставки, а саме: адресна (до дому) та до поштового відділення. Безумовно важливим аспектом при виборі системи поштоматів є їх дислокація та зручність у користуванні. Це є напрямом подальших досліджень. На даному етапі визначається латентний попит, який оцінюється через поточні вподобання на користування каналу «Поштове відділення».

Для оцінки коефіцієнтів функцій корисності по двох альтернативних каналах доставки пропонується застосувати метод максимальної правдоподібності. Він дозволяє провести оцінки коефіцієнтів моделі шляхом максимізації збіжності фактичних ймовірностей вибору з прогнозними. В математичному вигляді ми маємо наступне:

$$LL(\bar{\beta}) = \sum_{i=1}^I \sum_{m=1}^M \ln(p[i/q]) \cdot \text{Вибір}_m, \quad (5)$$

$$LL(\bar{\beta}) \rightarrow \max, \quad (6)$$

$$\text{Вибір}_m = \begin{cases} 1, & \text{канал доставки обрано,} \\ 0, & \text{канал доставки не обрано,} \end{cases} \quad (7)$$

де $LL(\bar{\beta})$ – це логарифмоване значення функції максимальної правдоподібності; $p[i/q]$ – це ймовірність вибору i -го каналу доставки; Вибір_m – це індикатор обраного каналу покупки у замірі m ; I – це кількість альтернативних каналів доставки (дорівнює двом); M – кількість проведених замірів щодо вибору каналу доставки.

В рамках дослідження пропонується застосовувати метод фіксації виявлених переваг, який передбачає проведення обстеження за покупною активністю людей. Кожна особа, яка погодилась на участь в обстеженні повинна фіксувати певний перелік атрибутів, які відбивають соціально-демографічні характеристики людини та групу економічних і просторових атрибутів. Ці дві групи атрибутів описують безпосередній вибір каналу доставки серед альтернативних варіантів. Важливою умовою обстеження є виконання покупок товарів в Інтернет магазинах. В цьому разі під час покупки кожна людина оцінює переваги та недоліки вибору каналу доставки (адресна чи на поштове відділення) користуючись низкою внутрішніх установок, власних вподобань в рамках щоденної активності та характеристик товару (вага, вартість та інш.).

В якості ключових атрибутів в дослідження прийнято наступне:

- стать;
- вік;
- розмір сім'ї;
- тип зайнятості;

- посада;
- розмір персонального доходу;
- вартість товару;
- вартість доставки;
- час доставки товару;
- час, необхідний на піше пересування до поштового відділення;
- частота покупок.

На основі вище зазначених атрибутів необхідно формалізувати складові функції корисності для кожного альтернативного варіанту каналу доставки. Враховуючи необхідність нормалізації атрибутів [23], які не варіюються по альтернативних каналах, результуючі види функції корисності представлено в табл. 1. Знаком «✓» позначено врахування в моделі групи атрибутів. Відповідно, «-» позначено умову, якщо атрибут не враховано в функції корисності.

Експериментальні дані

Опитування заявлених переваг проводилося в Україні з лютого по травень 2019 року. Опитування було проведено автором. Google Form була використана в якості інформаційного каналу. Анкета складалася з трьох основних частин. Перша охоплювала загальну інформацію про респондентів, а саме соціально-демографічну та соціально-економічну інформацію. Друга частина містила дані про вибір каналів доставки при здійсненні покупок в Інтернеті. Згідно з попереднім аналізом електронної комерції в Україні, було визначено, що поштові відділення і адресна доставка використовуються в якості альтернативних варіантів доставки останньої милі при здійсненні покупок в Інтернеті. На основі цього респондентам було запропоновано відобразити в другому розділі анкети наступні атрибути альтернативних каналів доставки: вартість доставки, час доставки, час пішого підходу до найближчого поштового відділення і вартість покупки для покупок в Інтернеті. Крім того, другий розділ містив інформацію про відвідуваність продуктивних магазинів в будні дні (дану інформацію буде застосовано в наступному дослідженні). Третій розділ був присвячений оцінці поточного стану системи доставки «останньої милі» при онлайн-покупках. Респондентам було запропоновано оцінити якість обслуговування за п'ятибальною шкалою Лайкерта. На додаток до цього, третій розділ містив відкрите питання про бажані способи поліпшення доставки останньої милі при здійсненні електронних покупок. Опитування проводилося в декількох містах України: в двох найбіль-

Таблиця 1 – Приналежність атрибутів до функцій корисності

Канал доставки	Соціально-демографічні	Економічні		Просторові			Товар
		Вартість товару	Вартість доставки	Час доставки	Піший підхід	Частота замовлень	
Адресна доставка	✓	✓	✓	✓			✓
Поштове відділення	-	-	✓	-	✓	✓	-

ших містах України – Харкові (1,5 млн. осіб) та Києві (2,8 млн. осіб), в одному великому місті – Запоріжжя (575 тис. осіб), в двох середніх містах – Рівне (243 тис. осіб) та Суми (266 тисяч осіб). Найбільша частка респондентів приходить на Харків.

В результаті опитування було отримано 352 спостереження, що відображають онлайн-покупки кінцевих споживачів з доставкою у поштове відділення або адресною доставкою. Вибірка складається з 108 чоловіків і 244 жінок, які здійснюють покупки в Інтернеті. Дана інформація свідчить про те, що жінки частіше роблять покупки в Інтернеті, ніж чоловіки. Найбільша вікова страта представлена респондентами у віці від 26 до 45 років (69 відсотків), які, по всій видимості, є найбільш активними онлайн-покупцями. Атрибут персонального доходу був визначений з найбільшою часткою від людей з низькими доходами (менше 400 доларів США), що є звичайним явищем для економіки, що розвивається.

Більшість онлайн-покупців мають посаду середнього рівня зі статусом зайнятості повний робочий день. Можна побачити, що частка доставок в поштові відділення для повністю зайнятого сегмента переважає над адресною доставкою. Ми припускаємо, що це хороший індикатор для розгортання системи автоматичних поштоматів, і в цьому випадку слід провести поглиблений описовий аналіз.

Результати оцінки детермінант вибору каналу доставки при логістиці останньої милі

Потенційний попит на систему автоматичних поштоматів для сталих доставок останньої милі був оцінений з використанням теорії максимізації випадкової корисності. Результати, представлені в табл. 2, розкривають патерни вибору кінцевих споживачів при здійсненні адресної доставки та доставки в поштове відділення.

Таблиця 2 – Результати оцінки альтернативної моделі вибору каналу доставки (за базовий канал покупки прийнятий варіант «Адресна доставка»)

Клас атрибуту	Атрибут	Значення коефіцієнту	t-тест	Стандартна похибка
Константа	ASC	5,0981	3,795	1,31
Соціально-демографічні	Стать (жіноча)	-0,2367	-0,659	0,36
	Вік	-0,0385	-0,097	0,39
	Розмір родини	-0,2917	-1,618	0,17
	Кількість робітників в родині	0,406	1,593	0,25
	Місячний дохід	-0,2347	-2,858	0,08
	Наявність автомобіля	0,3601	1,993	0,17
	Повна зайнятість	-1,453	-1,958	0,72
	Вільний графік роботи	-0,5416	-0,677	0,79
	Графік зайнятості - навчання	-3,6946	-3,655	0,99
	Інший графік роботи	-2,8949	-2,559	1,12
	Менеджер чи керівник	-2,9226	-1,620	1,78
	Працівник середньої ланки	-3,3475	-1,963	1,67
	Праця низької кваліфікації	-2,3765	-1,420	1,64
	Студент	-2,5743	-1,780	1,41
	Інший вид зайнятості	-1,6258	-0,705	2,29
Економічні	Вартість товару	-0,3626	-1,658	0,21
	Вартість доставки	-0,9867	-1,990	0,5
Просторові	Час доставки	-0,2169	-1,606	0,13
	Час пішого підходу до ПВ	-0,7541	-2,041	0,37
	Частота покупки	0,4982	2,254	0,22
Вид товару	-	-0,2849	-2,572	0,11
Початкове значення логарифмованої функції правдоподібності		-243,988	-	-
Підсумкове значення логарифмованої функції правдоподібності		-164,679	-	-
Кількість спостережень		352	-	-

Біноміальна логіт модель була оцінена для шести товарів, які були закодовані з використанням номінальної шкали. Товарам присвоєні такі коди: електроніка – один, побутова електроніка – два, парфумерія та косметика – три, одяг – чотири, дитячі товари – п'ять, взуття – шість. Доступність автомобіля, стать, статус зайнятості та графік роботи були оцінені як бінарні змінні. Періодичність здійснення покупок була закодована таким чином: покупка рідше одного разу на місяць була відзначена як один, один раз на місяць як два, один раз в два тижні як три, від одного до двох разів на тиждень як чотири і від трьох до п'яти разів на в тиждень як п'ять.

Результати моделювання показали, що поточний попит на доставку товарів куплених онлайн є орієнтованим на поштове відділення. Серед соціально-демографічних атрибутів статистично значимими виявлено розмір родини, дохід, наявність автомобіля, типи зайнятості «повна зайнятість», «студент» та посади «менеджер чи керівник», «робітник середньої ланки». В той же час серед економічних детермінант виявлено атрибут «витрати на доставку» з високим рівнем статистичної значимості. Для групи просторових атрибутів було встановлено, що час підходу до поштового відділення та частота замовлень безпосередньо впливають на вибір каналу доставки «поштове відділення».

Висновки

Отримані результати дослідження є актуальними для логістичних компаній, які обслуговують замовлення на доставку товарів в сфері електронної комерції. Поряд з цим отримані дані про детермінанти вибору каналу покупки можуть бути використані під час розробки заходів сталого розвитку міст на основі інформації про вплив соціально-демографічних, економічних і просторових характеристик на шаблони вибору каналу доставки кінцевими споживачами [31].

В цілому на основі проведених досліджень можна зробити наступні висновки:

1) Виконано формалізацію функції корисності для двох альтернативних каналів доставки, яка враховує комплекс детермінант, що описують безпосередньо користувача системи доставки, економічні та просторові атрибути каналів останньої милі. За таких умов прогноз ймовірності вибору каналу доставки виконується з позиції комплексної оцінки процесу взаємодії попиту кінцевих споживачів на обслуговування та пропозиції операторів логістики останньої милі.

2) Розробку моделей дискретного вибору виконано на основі даних, які отримано за методом «заявлених переваг», який дозволяє зафіксувати фактичну поведінку кінцевих споживачів при користуванні послугами операторів логістики останньої милі.

3) Оптимізацію функції максимальної правдоподібності проведено на основі 352 замірів за вибором каналу доставки, що дозволяє зробити висновок про статистичну надійність отриманих результатів оцінки детермінант вибору.

4) Серед проаналізованих атрибутів вибору каналу доставки визначено в якості орієнтованих на канал доставки «поштове відділення» наступні: розмір родини, дохід, повна зайнятість, «студент», посади «менеджер чи керівник», «робітник середньої ланки» та витрати на доставку.

В рамках подальших досліджень буде приділено увагу оцінці раціональних місць розташування поштоматів по території міста.

Список літератури

1. Russo F. Impacts of accidents involving shopping and restocking vehicles on an urban road network / F. Russo, A. Comi // WIT Transactions on the Built Environment. – № 134. – 2013. – P. 517–528. doi: 10.2495/SAFE130461
2. Waygood E. O. D. Transportation carbon dioxide emissions by built environment and family lifecycle: Case study of the Osaka metropolitan area / E. O. D. Waygood, Y. Sun, Y. O. Susilo // Transportation Research Part D: Transport and Environment. – № 31. – 2014. – P. 176–188. doi.org/10.1016/j.trd.2014.06.001
3. Wygonik E. Urban form and last-mile goods movement: actors affecting vehicle miles travelled and emissions / E. Wygonik, A. V. Goodchild // Transportation Research Part D: Transport and Environment. – № 61(A). – 2018. – P. 217–229. doi.org/10.1016/j.trd.2016.09.015
4. Rindone C. Urban transport planning, its and energy resources: a framework for smart city case studies / C. Rindone // WIT Transactions on the Built Environment. – № 188. – 2019. – P. 107–117. doi.org/10.2495/CC190101
5. Faugere L. Hyperconnected City Logistics: Smart Lockers Terminals & Last Mile Delivery Networks / L. Faugere, B. Montreuil // 4th International Physical Internet Conference At: Graz, Austria. – 2017. – 14 p.
6. Van Duin J. H. R. From home delivery to parcel lockers: A case study in Amsterdam / J. H. R. Van Duin, B. Wiegman, B. Van Arem, Y. Van Amstel // The 11th International Conference on City Logistics, Dubrovnik, Croatia, 12-14 June 2019. – P. 88–96.
7. McLeod F. Transport impacts of local collection/delivery points / F. McLeod, T. Cherrett, L. Song // International Journal of Logistics Research and Applications. – №9(3). – 2006. – P. 307–317. doi.org/10.1080/13675560600859565
8. Visser J. Home Delivery and the Impacts on Urban Freight Transport: A Review / J. Visser, T. Nemoto, M. Browne // Procedia – Social and Behavioral Sciences. – №125. – 2014. – P. 15–27. doi.org/10.1016/j.sbspro.2014.01.1452
9. Edwards J. The CO2 benefits of using collection-delivery points for failed home deliveries / J. Edwards, A. McKinnon, T. Cherrett, F. McLeod, L. Song // Transportation Research Record. – №10(1901). – 2010. – P. 136–143. doi.org/10.3141/2191-17
10. Iwan S. Analysis of parcel lockers' efficiency as the last-mile delivery solution – the results of the research in Poland / S. Iwan, K. Kijewska, J. Lemke // Transportation Research Procedia. – №12. – 2016. – P. 644–655. doi.org/10.1016/j.trpro.2016.02.018
11. Kioussis V. Assessing Traffic and Environmental Impacts of Smart Lockers Logistics Measure in a Medium-Sized Municipality of Athens', in: Nathanail E., Karakikes I. (ed) Data Analytics: Paving the Way to Sustainable Urban Mobility / V. Kioussis, E. Nathanail, I. Karakikes //

- Proceedings of 4th Conference on Sustainable Urban Mobility (CSUM2018), 24 – 25 May 2019, Skiathos Island, Greece, P. 614–621. doi.org/10.1007/978-3-030-02305-8_74
12. Moroz M. The last-mile issue and urban logistics: choosing parcel machines in the context of the ecological attitudes of the Y generation consumers purchasing online / M. Moroz, Z. Polkowski // Transportation Research Procedia. – №16. – 2016 – P. 378–393. doi.org/10.1016/j.trpro.2016.11.036
 13. Morganti E. Final deliveries for online shopping: The deployment of pickup point networks in urban and suburban areas / E. Morganti, L. Dabanc, F. Fortin // Research in Transportation Business and Management. – №11. – 2014. – P. 23–31. doi.org/10.1016/j.rtbm.2014.03.002
 14. Lachapelle U. Parcel locker systems in a car dominant city: Location, characterisation and potential impacts on city planning and consumer travel access / U. Lachapelle, M. Burke, A. Brotherton, A. Leung // Journal of Transport Geography. – №71. – 2018. – P. 1–14. doi.org/10.1016/j.jtrangeo.2018.06.022
 15. Kedia A. Establishing Collection and Delivery Points to Encourage the Use of Active Transport: A Case Study in New Zealand Using a Consumer-Centric Approach / A. Kedia, D. Kusumastuti, A. Nicholson // Sustainability. – № 11(22). – 2019. – P. 1–23. doi.org/10.3390/su11226255
 16. Lee H. Development of a Decision Making System for Installing Unmanned Parcel Lockers: Focusing on Residential Complexes in Korea / H. Lee, M. Chen, H. T. Pham, S. Choo // KSCE Journal of Civil Engineering. – № 23. – 2019. – P. 2713–2722. doi: 10.1007/s12205-019-1398-y
 17. Gatta, V. Sustainable urban freight transport adopting public transport-based crowdshipping for B2C deliveries / V. Gatta, E. Marcucci, M. Nigro, S. Serafini // European Transport Research Review. – № 11(13). – 2019. – 14 p. doi: 10.1186/s12544-019-0352-x
 18. Alves R. Agent-Based Simulation Model for Evaluating Urban Freight Policy to E-Commerce / R. Alves, R. da Silva Lima, D. Custodio de Sena, A. Ferreira de Pinho, J. Holguin-Veras // Sustainability. – №11(4020). – 2019. – 19 p. doi.org/10.3390/su11154020
 19. Wang X. An innovation diffusion perspective of e-consumers' initial adoption of self-collection service via automated parcel station / X. Wang, K. F. Yuen, Y. D. Wong, C. C. Teo // The International Journal of Logistics Management. – №29 (1). – 2018. – P. 237–260. doi.org/10.1108/IJLM-12-2016-0302
 20. Buldeo Rai H. Unlocking the failed delivery problem? Opportunities and challenges for smart locks from a consumer perspective / H. Buldeo Rai, S. Verlinde, C. Macharis // Research in Transportation Economics. – №100753. – 2019. – 7 p. doi.org/10.1016/j.retrec.2019.100753
 21. Rossolov A. Sustainable suburban supply chain / A. Rossolov, O. Lobashov, D. Kopytkov, V. Naumov // Transportation Research Procedia. – №45. – 2020. – 795–802. doi.org/10.1016/j.trpro.2020.02.092
 22. Ben-Akiva, M., Lerman, S. Discrete Choice Analysis: Theory and Application to Travel Demand. The MIT Press, 1985, Cambridge, Massachusetts.
 23. Bierlaire M. Discrete Choice Models. In: Labbì M., Laporte G., Tanczos K., Toint P. (eds) Operations Research and Decision Aid Methodologies in Traffic and Transportation Management. NATO ASI Series (Series F: Computer and Systems Sciences), vol 166., 1998, Springer, Berlin, Heidelberg. doi.org/10.1007/978-3-662-03514-6_9
 24. de Dios Ortuzar, J., Willumsen, L. G. Modelling Transport, 4th Edition, Wiley, 2011, 607 p.
 25. Lemke J. Usability of the parcel lockers from the customer perspective – the research in Polish Cities / J. Lemke, S. Iwan, J. Korczak // Transportation Research Procedia. – №16. – 2016. – P. 272–287. doi.org/10.1016/j.trpro.2016.11.027
 26. Motte-Baumvol B. Spatial dimension of E-Shopping in France / B. Motte-Baumvol, L. Belton-Chevallier, L. Dabanc, E. Morganti, C. Belin-Munier // Asian Transport Studies. – №4(3). – 2017. – P. 585–600. doi.org/10.11175/eastsats.4.585
 27. Weltevreden J. W. J. B2C e-commerce logistics: the rise of collection-and-delivery points in The Netherlands / J. W. J. Weltevreden // International journal of retail and distribution management. – №36(8). – 2008. – P. 638–660. doi.org/10.1108/09590550810883487
 28. Yuen K. F. An investigation of customers' intention to use self-collection services for last-mile delivery / K. F. Yuen, X. Wang, L. T. W. Ng, Y. D. Wong // Transport Policy. – №66. – 2018. – P. 1–8. doi.org/10.1016/j.tranpol.2018.03.001
 29. Yuen K. F. The determinants of customers' intention to use smart lockers for last-mile deliveries / K. F. Yuen, X. Wang, F. Ma, Y. D. Wong // Journal of Retailing and Consumer Services. – №49. – 2019. – P. 316–326. doi.org/10.1016/j.jretconser.2019.03.022
 30. de Oliveira L. K. Analysis of the potential demand of automated delivery stations for e-commerce deliveries in Belo Horizonte, Brazil / L. K. de Oliveira, E. Morganti, L. Dabanc, R. L. M. de Oliveira // Research in Transportation Economics. – № 65. – 2017. – P. 34–43. doi.org/10.1016/j.retrec.2017.09.003
 31. Holguin-Veras J. Urban freight policymaking: The role of qualitative and quantitative research / J. Holguin-Veras, J. Amaya Leal, B. B. Seruya // Transport Policy. – № 56. – 2017. – P. 75–85. doi.org/10.1016/j.tranpol.2017.02.011

Одержано 22.12.2020

Россолов А. В. Оценка атрибутов выбора канала доставки конечному потребителю в рамках логистики последней мили

Цель работы. Определение латентного спроса на использование почтоматов конечными потребителями путем определения детерминант выбора канала доставки в рамках электронной коммерции.

Методы исследования. В исследованиях использована процедура сбора данных методом заявленных предпочтений и методологию максимизации случайной полезности при разработке моделей дискретного выбора. В качестве альтернативных каналов доставки товаров конечным потребителям рассматривалась адресная доставка и на почтовое отделение. На основе этого разработана биномиальная логит модель

дискретного выбора канала доставки товаров конечным потребителям. Методом максимизации функции максимального правдоподобия получены статистические оценки атрибутов выбора канала доставки, которые представлены социально-демографическими, экономическими и пространственными группами.

Полученные результаты. Определено, что социально-демографические, экономические и пространственные группы атрибутов играют важную роль в детерминации поведения конечных потребителей при выборе канала доставки товаров, которые были куплены в Интернет-магазинах. В качестве статистически значимых атрибутов латентного спроса на использование почтоматов являются размер семьи, месячный доход одного человека, тип занятости «полная занятость», «студент» и должности «менеджер или руководитель», «работник среднего звена», стоимость доставки и пешая доступность почтовых отделений.

Научная новизна. Впервые предложено для условий развивающейся экономики определять детерминанты выбора канала доставки на основе теории максимизации случайной полезности. Впервые определено влияние социально-демографических, экономических и пространственных атрибутов на выбор канала доставки товаров, которые были куплены в Интернет-магазинах конечными потребителями.

Практическая ценность. Определены атрибуты выбора канала доставки для товаров таких групп, как электроника, бытовая техника, парфюмерия, одежда, детские товары и обувь, которые можно использовать для прогноза материального потока в рамках логистики последней мили.

Ключевые слова: канал доставки, логистика последней мили, конечный потребитель, вероятность выбора.

Rossolov A. An assesment the delivery channel choice attributes in a frame of last mile logistics

Purpose of work. The latent demand determination for automated parcel lockers usage by the end-consumers through the revealing the attributes that influence on delivery channel choice.

Research methods. The study is based on reveal preference survey data and usage of random utility maximization methodology. The post office and home deliveries are considered within the study as the alternative delivery channels. According to this, the binomial logit model has been developed to assess the probability of delivery channel choice. Using the maximization likelihood method, we estimated the statistical determinants of delivery channels that are presented by the socio-demographic, economic and spatial groups of attributes.

Obtained results. We estimated the socio-demographic, economic and spatial attributes as important determinants playing a key role in delivery channel choice in a case of online shopping. As the statistically significant attributes describing the latent demand for automated parcel lockers usage we revealed the household size, monthly income, full time schedule, student schedule, manager occupation and middle line manager. Besides that, the delivery cost and walking accessibility of post office departments are determined as the valuable attributes too.

Scientific novelty. For the first time it was proposed to determine the attributes for delivery channel choice based on random utility maximization theory. For the first time the influence of socio-demographic, economic and spatial attributes were defined influencing on delivery channel choice in a case of e-commerce.

Practical value. The attributes for delivery channel choice have been determined in a case of electronics, consumer electronics, perfumes, clothing, children products and shoes. These data can be used for forecasting of material flows in a frame of last mile delivery.

Key words: delivery channel, last mile logistics, end-consumer, choice probability.

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

НАЙПОШИРЕНІШІ МОВНІ ПОМИЛКИ У НАУКОВІЙ ЛІТЕРАТУРІ

Сьогодні у науковців немає проблем з використанням української науково-технічної термінології. За часи незалежності українська наукова термінологія уже достатньо розвинулася. Видано велику кількість російсько-українських словників, термінологічних довідників з різних спеціальностей, існує велика кількість термінологічних стандартів (ДСТУ). Проте автори, які досить тривалий час працюють у галузі української наукової термінології [1–3], й досі подекуди зустрічають у статтях, підручниках, монографіях мовні помилки: використання невідповідних слів, словосполучень, виразів тощо. Найчастіше вони пов'язані з нерозумінням доцільності вживання тих чи інших слів у певному контексті, з використанням машинного перекладу без належного контролю за сенсом тексту або є просто російськомовними кальками. Аналізу найпоширеніших подібних помилок й присвячена ця стаття.

Почнемо з іменників. У гетерофазному матеріалі, який складається з двох або більше фаз (компонентів), між ними має бути поверхня поділу. Різні автори називають її або *межею* або *границею*. Великий тлумачний словник сучасної української мови [4] трактує термін *межа* як «лінію (умовну), що розділяє між собою якісь частини поверхні», а термін *границя* – як «допустима норма, межа зміни деякої величини». Національний банк стандартизованих термінів [5] наводить приклади: *верхня межа вікна* (край вікна) і *границя міцності* (гранична величина міцності матеріалу при випробуванні на розтяг). Тобто для позначення поверхні поділу фаз гетерофазного матеріалу варто використовувати термін *межа*.

Здатність матеріалу змінювати форму під дією сили у деяких джерелах називають «текучістю». Тлумачний словник [4] розглядає *текучість* як «стан, властивість за значенням *текучий* або *плинний*», як синонім *плинності*. Словник [6] перекладає російський термін *текучесть* як *плинність*, *текучість*, підкреслюючи, що *плинність* стосується металу, глини та інших подібних матеріалів, а словник [7] – як *плинність*, *течкість*. Національний банк термінів [5] не має терміну *текучість* стосовно конструкційних матеріалів. «Властивість тіл пластично або в'язко деформуватися під дією напруг» у ньому позначається терміном *плинність*. Як приклад наводиться термін *границя плинності*. Тому замість *текучості* слід використовувати термін *плинність*. Мимохідь варто відзначити, що при дії механічних зусиль краще використовувати термін *напруження*, аніж *напруга*.

У літературі для однієї й тієї ж фізичної величини конструкційних матеріалів досить часто дається два різних означення: *густина* і *щільність*. Словники [6, 7] розглядають *густину* як фізичну властивість речовини, а *щільність* – як компактність розташування, тісне прилягання. Тлумачний словник [4] і національний банк термінів [5] *густиною* називають масу одиниці об'єму матеріалу, а під *щільністю* розуміють взаємне розташування складових частин чогось (наприклад, щільність вільно насипаного порошку, щільність в'язання тощо). Отже, *густина* – фізична властивість конструкційного матеріалу, яка вимірюється у кг/м³, а *щільність* характеризує, наприклад, розташування окремого елемента (фази) у поперечному перерізі виробу і може оцінюватись його часткою (у %%).

У технічних текстах нерідко можна зустріти неточне використання термінів *відношення* і *ставлення*. Це пов'язане з неправильним перекладом російських термінів *отношение*, *относится*. Ці однозначні російські терміни можуть перекладатися по-різному залежно від контексту. Якщо мова йде про математичні характеристики, взаємозв'язок між предметами, явищами, то це *відношення* (числове, передаточне відношення) [6, 7]. Якщо йдеться про стосунок, приналежність, краще використати термін *належність* (належність до феритних сталей, до головоногих моллюсків) [6, 7]. Коли треба виявити свою оцінку, висловити думку стосовно якого-небудь явища, проблеми (оцінити результати дослідження, розрахунків), треба використовувати термін *ставлення* [6]. Великий тлумачний словник [4] трактує термін *відношення* як «1. стосунок, причетність до чого-небудь; 2. взаємозв'язок між предметами, явищами; 3. діловий лист, що надсилається в установу», а термін *ставлення* – як «1. той або інший характер поведінки з ким- або з чим-небудь; 2. дія від дієслова *ставити*; 3. постановка (у театрі)». Тобто, якщо ми даємо кількісну оцінку, треба використовувати термін *відношення*, а у випадку оціночного судження – термін *ставлення*.

На початку становлення сучасної української термінології були спроби відновити використання деяких термінів майже столітньої давнини на підставі словників 20-х років минулого століття: крайка замість кромка, фольга замість фольга, мутра замість гайка, вальниця замість підшипник і т.п. Проте за час, що минув, мова пройшла свій шлях, засвоїла інші запозичення, і повертати застарілі терміни не варто.

Неузгодженості можуть бути пов'язані з прикметниками. Наприклад, у складі композиційних матеріалів за довжиною волокна називають і *неперервними*, і *безперервними*, а за орієнтацією – і *направленими*, і *спрямованими*. Словник [4] тлумачить термін *неперервний* як «такий, що *триває* без перерви (в часі)», а термін *безперервний* – як «суцільний, такий, що *не переривається*». Тобто *неперервним* може бути будь-який процес, що триває без перерви (доменний процес, плин води у річці), а суцільне волокно (або інший матеріал) краще називати *безперервним*.

Словники [4, 6] розглядають термін *спрямований* як «такий, що *рухається* у заданому напрямку», а термін *направлений* – як «*розташований* у певному напрямку». Тому процес кристалізації виливка у ливарній формі, який йде знизу вгору, слід називати *спрямованим*, а суцільні волокна у складі композиційного матеріалу – *направленими*.

Значні труднощі й суперечки виникають при перекладанні й використанні термінів, які відповідають російським активним дієприкметникам із суфіксами -ущ- (-ющ-). Дуже часто їх перекладають, просто калькуючи: *легующий* (елемент), *окисняющее* (середовище), *охлаждающая* (речовина). Натомість в українській мові віддієслівні дієприкметники, які означають *активну дію* (здатність виконувати ту чи іншу функцію згідно з призначенням) утворюються від дієслів недоконаного виду шляхом відкидання суфікса –ти і додавання суфікса –льн-: *легувальний* (елемент), *окиснювальне* (середовище), *охолоджувальна* (речовина).

Словосполучення *являє собою* (наприклад, вірус являє собою...) використовується як дослівний переклад російського словосполучення «представляет собой». Словники [6, 7] перекладають дієслово «представляют» як «зображувати (матем), уявляти (воображать), показувати». Використання дієслова *являти* у цьому випадку є недоречним. Краще у подібних випадках використовувати дієслово *становити*, яке за словником [4] означає «являти собою щось (напр., становити виняток); складати якусь кількість (сукупності)». Отже, точніше буде «*вірус становить*...». Іноді в аналогічному випадку можна використати дієслово «бути» у відповідній формі, наприклад, «*вірус є*...».

Досить часто можна чути, що «*витрати* (або *прибутки*) *складають*...», перекладаючи таким чином російське дієслово *составляют*. Словники [6, 7] перекладають його як «складати (таблицу); виготовляти (изделие), утворювати (образовывать)». Тлумачний словник [4] трактує дієслово *складати* як - «розміщувати щось у певному порядку; з'єднуючи окремі частини, одержувати щось ціле; створювати музичний або літературний твір; складати зізнання, уявлення про щось». Тобто у технічних текстах його можна використовувати лише тоді, коли окремі елементи (деталі тощо) або складаються поруч одне з одним, або об'єднуються у певний вузол (механізм). Тому, як видно з пояснень словника [4], у випадку оцінювання результатів експериментів (витрат, прибутків) краще використати дієслово *становити*: «*витрати становлять*...».

Російське дієслово *принимать* багатогранне, часто воно використовується у різних значеннях залежно від сенсу конкретного словосполучення, вислову. Наприклад: «*принять* во внимание, *принять* меры, *принимать* участие». При перекладі його треба дуже уважно продумати те, що воно значитиме у контексті. Адже українською мовою воно перекладається [6, 7]: «приймати (виклик); брати (взяти) участь, за основу, до уваги; набувати (вигляд, форму); ухвалювати (одобрять); вживати (заходи)». Тому наведений вище приклад необхідно передати українською мовою так: «*взяти до уваги, вжити заходи, брати участь*».

Іноді можна зустріти вираз: «*Я рахую*, що...». Проте *рахувати* можна гроші, називати числа у послідовному порядку і т.п. [4]. Російське дієслово *считать* означає і згадані вище дії, і одночасно – вважати, визнавати, робити висновок. Згідно з [4] дієслово *считать* (*считать*) означає «мати якусь думку; давати якусь оцінку; визнавати когось/щось кимось/чимось». Тому замість «*Я рахую*, що...» треба писати «*Я вважаю*, що...».

Аналогічно варто уникати прямих кальок з російської мови типу: в кінці кінців замість *вреши́т решт*, підряд замість *поспіль*, перед усім замість *насамперед* тощо.

Результат (рішення, висновок) не може бути *вірним*. Вірний означає: відданий, постійний у своїх поглядах, почуттях; такий, що дотримується чого-небудь, не зраджує; рідше – щось неминуче [4]. Якщо необхідно підтвердити точність, отриманого результату (рішення, висновку), необхідно використати термін *правильний* – «такий, що відповідає дійсності або встановленим нормам і правилам; істинний, безпомилковий» [4].

Іноді для підтвердження правоти використовують вислів: «*Ви правий*». Проте за нормами української мови «правий», як і «лівий» означає лише бік чогось (наприклад, правий поворот, ліва частина фасада) [6, 7]. В українській мові здавна існує літературна форма підтвердження правоти: «*Ви маєте рацію*». Бо згідно з тлумачним словником [4] *рація* – «розумна підстава, обґрунтування чого-небудь».

Поширеним є використання словосполучення: *у якості (когось, чогось)*... Варто підкреслити, що це не просто дослівний переклад з російської, а переклад невіправного російського канцеляризму. Перед тим, як так перекладати, варто згадати правила використання сполучника «як» у російській мові. Сполучник «як» може використовуватися у порівняльних реченнях (як гром среди ясного неба), і така частина речення виділяється комами. А може служити для підкреслення посади, функції (когось, чогось – я як президент компанії тощо), і тут коми не ставляться. У цьому випадку не йде мова про «якість (качество)» когось (чогось), а про те, ким (чим) він є. Згідно з тлумачним словником [4] *якість* – «ступінь вартості, цінності, придатності чого-небудь для його використання, призначення». Тому в українській мові у випадку означення посади, функції (когось, чогось), як і у російській, треба використовувати лише сполучник *як* (наприклад, термометр *як* інструмент вимірювання...), оскільки тут не йдеться про оцінку якості, придатності.

У деяких випадках автори, перекладаючи російські терміни, не враховуючи контексту, обирають невласливий відповідник. Так, терміну «ожидание» в українській мові відповідає термін *очікування* (в сенсі надії), але як імовірне значення випадкової величини у математиці це – *сподівання* [4, 6]. Термін «сеть» може перекладатися і як *сітка* (складне переплетіння чого-небудь – ниток, дроту, подій; у тому числі й математична сітка), і як *мережа* (сукупність шляхів, ліній зв'язку тощо) [4, 6].

Не можна плутати **компонент** (леткий, легувальний) – складову частину чого-небудь і математичне поняття **компоненту** (графа, множини) [4, 6]. Теж саме - витікати і впливати. **Витікати** означає рух: рідина виливається з чого-небудь, ріка, струмок бере свій початок; а **впливати** - підніматися з глибини на поверхню, плести звідки-небудь і **бути логічним наслідком**, висновком [4, 6]. Іноді плутають терміни приводити і призводити. **Приводити** означає змушувати (механізм) *рухатись*, працювати; супроводжуючи, вказувати шлях; доводити до яких-небудь наслідків, а **призводити** – доводити до якогось стану, *спричиняти наслідки*, переважно негативні [4, 8].

Не можна й забувати, що у російській мові процес (дія - процес, який ще не скінчився, відбувається зараз) і його результат (наслідок - виріб, документ, числове значення) означаються одним словом (наприклад, обробка, рост), а в українській мові згідно з ДСТУ 3966:2009 [8] – різними термінами. Процес (дія) передається віддієслівними іменниками, утвореними від дієслів недоконаного виду за допомогою суфіксів **-нн-**, **-тт-**. Іменники, що означають результат дії (або величину, якою його вимірюють), утворюють від недоконаної форми дієслів відкиданням суфіксів або додаванням префіксів. Наприклад, **зростання** і **зріст** (виробництва), **тиснення** і **тиск** (при пресуванні виробу).

У статтях, наукових роботах необхідно також враховувати правила нового українського правопису, який набув чинності у 2019 році [9].

Зокрема, невідмінюваний числівник **пів** зі значенням «половина» з наступним іменником – загальною та власною назвою у формі родового відмінка однини **треба писати окремо: пів аркуша, пів години, пів Європи, пів Києва**. Якщо ж **пів** з наступним іменником у формі називного відмінка **становить єдине поняття і не виражає значення половини**, то їх **треба писати разом: піваркуш, південь, півколо, півкуля, півоберт, півострів**.

Елементи **двох-, трьох-, чотирьох-** пишуться у словах, наступна частина яких є числівником або співвідносним іменником: **двохсотий, трьохтисячний, двохсотріччя**, а елементи **дво-, три-, чотири-** в усіх інших випадках, зокрема: **двоактний, двооксид, двоопуклий, триатомний**.

Сполучення th у словах грецького походження тепер передається звичайно буквою **т**: антологія, аптека, астма, бібліотека, театр, теорія, ортодокс, ортопедія, Прометей, Текля, Таїсія. У словах, узвичаєних в українській мові з **ф**, **допускається орфографічна варіантність** на зразок: анафема і анатема, дифірамб і дитирамб, ефір і етер, кафедра і катедра, логарифм і логаритм.

За попереднім правописом перші елементи **віце-, екс-, лейб-, максі-, міді-, міні-, обер-** необхідно було писати через дефіс, багато інших були просто не врегульовані. Тепер вони пишуться разом: **віцепрем'єр, експрезидент, контрадмірал, вебсайт, топменеджер**. Це стосується не тільки іменників, а й утворюваних від них прикметників, які теж тепер втрачають дефіс.

Список літератури

1. Плєскач В. М. До наукової термінології у галузі порошкової металургії / Плєскач В. М., Ольшанецький В. Ю., Джуган О. А. // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2015. – № 2. – С. 143–145.
2. Плєскач В. М. Терміни нових технологій у порошковій металургії / Плєскач В. М., Ольшанецький В. Ю. // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2017. – № 1. – С. 114–115.
3. Плєскач В. М. Науково-технічна термінологія у галузі композиційних матеріалів / Плєскач В. М. // *Стандартизація, сертифікація, якість*. – 2020. – № 1. – С. 25–30.
4. Великий тлумачний словник сучасної української мови / Уклад. і голов. ред. В.Т. Бусел. – К., Ірпень : ВТФ «Перун», 2005. – 1728 с.
5. Національний банк стандартизованих науково-технічних термінів. URL: <http://uas.org.ua/ua/bank-danih/natsionalniy-bank-terminiv/?letter=%D0%90>
6. Большой русско-украинский политехнический словарь / за ред. О. С. Благовещенского. – К. : вид. дім «Чумацький шлях», 2002. – 749 с.
7. Російсько-український словник з інженерних технологій / Укл. М. Ганіткевич, Б. Кінаш. – Львів : Ліґа-Прес, 2004. – 240 с.
8. ДСТУ 3966:2009. Термінологічна робота. Засади і правила розроблення стандартів на терміни та визначення понять – [Чинний від 2010-07-01]. – К. : Держстандарт України, 2010. – 32 с.
9. Український правопис 2019. Схвалено МОН України (протокол № 14/4-13 від 24 жовтня 2018 р.) URL: <https://mon.gov.ua/storage/app/media/zagalna%20serednya/%202019.pdf>

Одержано 30.11.2020

© Канд. техн. наук Плєскач В. М., д-р техн. наук Ольшанецький В. Ю.

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

Pleskach V., Ol'shanetskii V.

The most common language mistakes in scientific literature

ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ЯК СПОСІБ ПОКРАЩЕННЯ ОБРОБЛЮВАНOSTІ РІЗАННЯМ ІНСТРУМЕНТАЛЬНОГО СПЛАВУ З ГЦК ҐРАТКОЮ

Для виготовлення інструментів гарячого пресування металів (матриці, голки, прес-шайби і т. і.) розроблено сплав на залізонікелевій основі ХН35В6ТЮ (ЕК39) [1] як ефективний замітник серійних високотеплостійких штампових сталей мартенситного класу типу 5Х3В3МФС (ДИ23). Сплав має ГЦК кристалічну ґратку основи і зміцнюється при дисперсійному твердінні частинками γ' - фази типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$. Таке зміцнення залізонікелевих сплавів забезпечується легуванням їх алюмінієм та титаном [2]. Зміцнювальну термічну обробку пресових інструментів із сплаву рекомендовано виконувати за режимом: гартування 1150 °С, 2 години, масло + старіння 780 °С, 10 годин. Однак, незважаючи на більш високу працездатність, широке використання сплаву стримується порівняно гіршою, а відповідно і більш витратною, механічною оброблюваністю різанням порівняно з серійними штамповими сталями. Це властиво для усіх сплавів з ГЦК кристалічною ґраткою внаслідок більшої схильності до наклепу, адгезії (схоплення), підвищеного нагріву та інших особливостей в зоні різання [3, 4]. Робота присвячена пошуку такого стану сплаву, для якого його оброблюваність різанням є найменш витратною.

Для досліджень використовували ковані прутки сплаву діаметром 95 мм. Механічну оброблюваність різанням визначали в наступних станах: стан постачання (твердість 32 HRC); гартування 1150 °С, 2 години, масло (75 HRC, тобто менше нижньої границі вимірювань за шкалою «С»); гартування + старіння 780 °С, 2 години (27 HRC); гартування + старіння 780 °С, 10 годин (33 HRC). Вказані стани відповідають різним послідовним стадіям виготовлення (термічної обробки) пресових інструментів із сплаву. Структура сплаву в стані постачання відповідала деформованому (після) стану з неконтрольованим утворенням частинок зміцнювальної γ' - фази. В загартованому стані сплав мав структуру пересиченого твердого розчину без частинок γ' - фази. У випадку наступного старіння при температурі 780 °С протягом 2-х годин розпад пересиченого твердого розчину був неповним (недостарювання) – частинки γ' - фази мали середній розмір 10 нм при їх об'ємній частці 5 %. При старінні 780 °С впродовж 10-ти годин дисперсійне твердіння сплаву відбувалось найбільш повно, що забезпечило максимально можливу вторинну твердість. Об'ємна частка γ' - фази при цьому зростала до 13 %, а середній розмір частинок досягав 23 нм.

Оцінку механічної оброблюваності сплаву виконували за результатами визначення залежності стійкості різального інструменту τ (в хвилині) від швидкості різання v (в м/хвилину). Використовували різальні пластини зі швидко-різальної сталі марки Р6М5К5. Проводили точіння вздовж прутка на токарно-гвинтовому верстаті (модель ГК62М) при наданні 0,39 мм/оберт і глибині різання 1 мм. Величину швидкості різання змінювали від 0,5 до 20 м/хвилину.

За отриманими результатами побудовані графіки відповідних залежностей, які, як показано на рис. 1 в координатах $\lg \tau - \lg v$, мали вигляд майже паралельних (для різного стану сплаву) прямих, зручних для аналізу. З порівняння ходу таких прямих встановлено, що при усіх швидкостях різання значення стійкості різальних пластин зростають в наступній послідовності: стан постачання \rightarrow гартування + старіння 780 °С, 10 годин \rightarrow гартування + старіння 780 °С, 2 години \rightarrow тільки гартування.

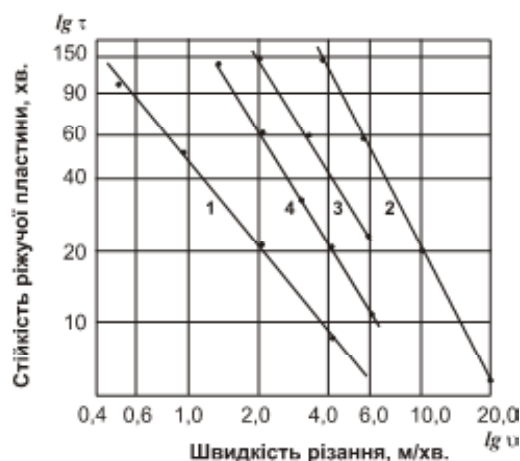


Рис. 1. Залежності стійкості інструменту від швидкості різання для різного стану сплаву:

1 – стан постачання (без термічної обробки); 2 – гартування 1150 °С, 2 години, масло; 3 – гартування + старіння 780 °С, 2 години; 4 – гартування + старіння 780 °С, 10 годин

За даними рис. 1 можна визначити конкретні значення стійкості різальних пластин для обраної швидкості різання. Так при швидкості різання 4 м/хвилину відповідні значення стійкості різальних пластин в хвилинах мають таку послідовність: 9 → 22 → 41 → 140. Тобто найбільшу стійкість різальним пластинам забезпечує термічна обробка сплаву, що полягає тільки в гартуванні – 140 хвилин проти 9 хвилин в стані постачання.

Таким чином, згідно отриманим результатам, для кращої оброблюваності різанням заготовки із сплаву ХН35В6ТЮ (ЕК39) попередньо потрібно піддавати гартуванню. Така термічна обробка, порівняно зі станом поставки, зменшує витрати на різальний інструмент майже в 15 разів і, відповідно, робить використання сплаву замість серійних штампових сталей більш економічним. Отримані результати можуть бути використані і для інших сплавів з ГЦК кристалічної ґраткою, що зміцнюються γ' - фазою типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, оскільки погана оброблюваність різанням є загальною їх особливістю.

Список літератури

1. ТУ 14-1-3416-82. Прутки кованые и катанные из жаропрочных сплавов на железоникелевой основе марок ХН35В6ТЮ (ЭК39) и ХН30ВМЮ (ЭК40).
2. Химушин Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы / Ф. Ф. Химушин. – М. : Металлургия, 1969. – 749 с.
3. Обработка резанием жаропрочных, высокопрочных и титановых сплавов / [Н. И. Резников, Е. В. Бурмистров, И. Г. Жарков, А. С. Зыкин]. – М. : Машиностроение, 1972. – 200 с.
4. Петруха П. Г. Обработка резанием высокопрочных, коррозионностойких и жаропрочных сталей / [П. Г. Петруха, А. Д. Чубаров, Г. А. Стерлин и др.] – М. : Машиностроение, 1980. – 115 с.

Одержано 10.12.2020

© Канд. техн. наук Грабовський В. Я., Лисиця О. В.

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

Grabovskii V., Lisitsa O.

Heat treatment as a method for improving the machinability by cutting of tool alloy with FCC lattice

Рецензія на підручник* «Фазові рівноваги і фазові перетворення», опублікований заслуженим діячем науки і техніки України, доктором техн. наук, проф. Мазуром В. І.

Тематика підручника відповідає навчальній програмі КПП ім. І. Сікорського з дисципліни «Фазові рівноваги і фазові перетворення» для студентів спеціальності 132 Матеріалознавство.

В першій частині надаються основні поняття класичної термодинаміки рівноважного стану Дж. Гіббса. На відміну від поширеного, на жаль, в сучасній навчальній літературі поняття про стан фазової рівноваги як про ситуацію, в якій нічого не змінюється в системі при довгих витримках за даною температурою, автор повертає учня до поняття про хімічний потенціал даного атома в даній фазі і через це приводить до класичного формулювання умов фазової рівноваги в гетерогенній системі.

Формулюються основні положення геометричної термодинаміки, зокрема дається поняття про фазовий простір Гіббса.

Зважаючи на поширену але помилкову думку, що фазове перетворення починається при температурі фазової рівноваги, в підручнику вперше подано поділ фазових діаграм на діаграми фазових рівноваг і діаграми плавкості, де перший тип діаграми формулює теоретичні умови *фазової рівноваги*, а другий – отримані за результатами термічного аналізу умови *фізичного співіснування фаз*.

В другій частині надається аналіз основних типів діаграм фазових рівноваг та їх повний аналіз. Аналізуються також і основні помилки при побудові діаграм та надаються методи їх виправлення. В підсумку розділу показано методику аналізу складних фазових діаграм.

*V. Mazur. Phase equilibria and phase transformations. – Kyiv : Polytechnica. – 2020. – 212 p. In English. ISBN 978-966-990-016-6.

Третю частину присвячено аналізу фазових перетворень за допомогою діаграм фазових рівноваг на основі термодинаміки необоротних процесів (версія переносу). Наукова новизна цього підходу полягає у визначенні локальних рівноважних концентрацій в малих об'ємах даної фази на границях з іншими фазами, встановленні концентраційного градієнту і напрямку локальних дифузійних потоків в даній фазі, а через це – прогноз результатів фазового перетворення і визначення вузької ланки процесу, що необхідно для корекції реальної технології. У підручник введено новітній матеріал про контактне плавлення в перебігу перитектичної та евтектичної кристалізації, опублікований автором раніше.

Зважаючи на поширену але помилкову уяву про евтектику як механічну суміш, автор деталізує методику 3D морфологічного мікроаналізу евтектичних колоній в Fe-C, Al-Cu, Ti-Si, Mg-Zn системах і показує студентам, що евтектика кристалізується в результаті кооперативного дендритного росту двофазного бікристаліту згідно з кристалохімією фазових складових і кінетикою процесу. Робота автора по 3D структурі ледебуриту відзначена Гірничою академією (Фрейберг, Німеччина) медаллю ім. проф. А. Ледебура.

Наведені в підручнику ілюстрації є інформативними і детально пояснюються в тексті. Надано численні тести для самоконтролю.

Оцінюючи підручник в цілому можна констатувати, що він відповідає вимогам до навчальної програми, демонструє поглиблення наукового підходу до навчального процесу. Завдяки цьому курсу у студента буде формуватися єдиний підхід до різних металургійних технологій на основі аналізу фазових діаграм певної системи, розумінню проблематики, що виникає у виробництві, а також розробці на цій основі комплексу технологічних рішень.

Підручник випереджає рівень багатьох існуючих подібного роду джерел за означеною тематикою, що свідчить про високий рівень української школи матеріалознавства.

© Д-р техн. наук Ольшанецький В. Ю.

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

Ol'shanetskii V.

**Review on the textbook “Phase new and phase transformations”, published by the
Honored Worker of Science and Technology of Ukraine, Doctor of Technical
Sciences, Prof. Mazur V. I.**

Наукове видання

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні № 1/2020**

Науковий журнал

Оригінал-макет підготовлено у редакційно-видавничому відділі НУ «Запорізька політехніка»

Комп'ютерний дизайн та верстка:

Н. О. Савчук

Свідоцтво про державну реєстрацію
КВ № 24298-14138 ПР від 16.12.2019

Підписано до друку 02.12.2020. Формат 60×84/8
Папір офс. ризогр. Ум. др. арк. 11
Тираж 300 прим. Зам. № 1224

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

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 6952 від 22.10.2019