

**Міністерство освіти і науки України
ХАРКІВСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ АВТОМОБІЛЬНО-
ДОРОЖНИЙ УНІВЕРСИТЕТ**

ЗБІРНИК НАУКОВИХ ПРАЦЬ

***84-ї Міжнародної наукової конференції студентів
університету
14-15 травня 2022 року***

**Харків
ХНАДУ
2022**

УДК 621.891 + УДК 669.131+ УДК 669.141.24 + УДК 621.791 + УДК 69.017:539+ УДК 669.131
+ УДК 669.017

Збірник наукових праць. 84 Міжнародна наукова конференція студентів університету
(14-15 травня 2022 року, м. Харків). Харків, 2022. 140 с.

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Глушкова Д.Б. – професор, д.т.н.

Дощечкіна І.В. – професор, к.т.н.

Лалазарова Н.О. – доцент, к.т.н.

Сиренко Т.О. – доцент, к.т.н.

Зміст

Вступ.....	4
Шабаршина Є. П. СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ПОРОШКОВИХ ГАЗОПЛАЗМЕННИХ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ НІКЕЛЯ	6
Мозговой Д.О. ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ КОЛІНЧАСТИХ ВАЛІВ ТЕПЛОВОЗІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ.....	16
Пастухова К ЗНЕМІЦНЮВАЛЬНА ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ХОЛОДНОКАТАНОЇ ТОНКОЛИСТОВОЇ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ.....	24
Руденко М.В. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ КОМПЛЕКСНОГО МІКРОЛЕГУВАННЯ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ	31
Тунік В.С., Дашковський В.І. ВСТАНОВЛЕННЯ ЗАЛЕЖНОСТІ ТВЕРДОСТІ ЗА МАРТЕНСОМ ВІД НАВАНТАЖЕННЯ ПРИ ІНДЕНТУВАННІ СТАЛІВІХ ЗРАЗКІВ	36
Даниленко О. О. ЗБІЛЬШЕННЯ НАДІЙНОСТІ ЗВАРНИХ КОНСТРУКЦІЙ ІЗ СОРТОВОГО І ЛИСТОВОГО ПРОКАТУ В ДОРОЖНЬО - БУДІВЕЛЬНИХ ТА СІЛЬСЬКОГОСПОДАРСЬКИХ МАШИНАХ.....	39
Боднар В. ЭЛЕКТРОННОЕ УПРАВЛЕНИЕ СВЕТОВЫМИ ИНДИКАТОРАМИ Государственный университет „Алеку Руссо” из мун. Бэлц	44
Голубков Є.О. ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЧАВУНУ	52
Горбань С.О. ЗМІЦНЕННЯ ВХІДНИХ КРАЙОК РОБОЧИХ ЛОПАТОК ПАРОВИХ ТУРБІН.....	58
Доронина О. ИЗУЧЕНИЕ ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА КАРАМЕЛЬНОЙ МАССЫ Государственный университет „Алеку Руссо” из мун. Бэлц	64
Катаева И. ИЗУЧЕНИЕ ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ ЭКСТРАКЦИИ ПОДСОЛНЕЧНОГО МАСЛА Государственный университет „Алеку Руссо” из мун. Бэлц	69
Козінчук С.Я. ЕКСПРЕС-ДІАГНОСТИКА ЯКОСТІ ТА ПІДБІР ЗНОСОСТІЙКИХ МАТЕРІАЛІВ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ ТЕРМОЕЛЕКТРИЧНОГО МЕТОДУ КОНТРОЛЮ	75
Саєнко В. ПОКРАЩЕННЯ ШТАМПУЄМОСТІ АВТОЛІСТОВОЇ СТАЛІ	81
Конотоп М.А. ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ ДЛЯ БОКОВИН ЖОЛОБНИХ КОНВЕЄРІВ	85

Курочка І.С. СТРУКТУРНІ ЗМІНИ В МЕТАЛІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВODІВ ПІСЛЯ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ	91
Кулиш М. В. ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЯКІСНОЇ ПОВЕРХНІ ПРИ ПОВІТРЯНО-ДУГОВОМУ РІЗАННІ СТАЛЕЙ	95
Лопатін А.В. ФОРМУВАННЯ ПРУЖНЬО-ПЛАСТИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОЛІМЕРНИХ МАТЕРІАЛІВ ДОДАТКОВОЮ ТЕРМІЧНОЮ ОБРОБКОЮ В FDM-ТЕХНОЛОГІЯХ	99
Макушенко І.В. ОСОБЛИВОСТІ ДЕГРАДАЦІЇ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВODІВ.....	105
Омельченко В.В. ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ДЕТАЛЕЙ НАСОСІВ ІЗ СІРОГО ЧАВУНУ ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЮ ОБРОБКОЮ	110
Остроущенко В. ОСОБЛИВОСТІ ЛАЗЕРНОГО БОРУВАННЯ ПОРШНЕВИХ КЛЕЦЬ.....	117
Шабаршина Є.П. РОЗРОБКА МЕТОДИКИ СТЕНДОВИХ ВИПРОБУВАНЬ ДЕТАЛЕЙ ГІДРОМОЛОТУ	122
Якуша К.В. ДОВГОВІЧНІСТЬ ШТАМПІВ, НАПЛАВЛЕНИХ СТАЛЯМИ СИСТЕМИ Cr-Mn-Mo-Ti НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА.....	128
Горбань С.О. ВПЛИВ ГАРТУВАННЯ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ І ШОРСТКІСТЬ ПОВЕРХНІ КОНСТРУКЦІЙНОЇ СТАЛІ 50Г	134

Вступ

14-15 травня 2022 року на кафедрі технології металів та матеріалознавства відбулася 84 Міжнародна наукова конференція студентів університету, яка проводилася онлайн..

На конференції розглядалися питання підвищення довговічності деталей машин, які вирішуються в основному за рахунок вибору якісних матеріалів та ефективних способів їх обробки. Широко використовується поверхнева обробка для підвищення зносостійкості і механічних властивостей виробу вцілому – нанесення іоно-плазмових покриттів, іонне бомбардування, поверхнєве пластичне деформування, лазерна обробка, іонна імплантація та ін.

Для зміцнення поверхневого шару широко використовують наплавлення робочих поверхонь, модифікування деталей трибосистем із застосуванням висококонцентрованих потоків енергії, до яких відноситься електроімпульсна обробка, що дозволяє одержувати покриття з високими фізико-механічними й триботехнічними властивостями.

На конференції була приділена увага технологіям зварювання, розвиток яких впливає на прогрес у різних галузях промисловості і будівництва.

Обмін думками з питань, пов'язаних з вирішенням проблем підвищення довговічності машин, вдосконалення методів поверхневої обробки та технологій зварювання, учасниками конференції є корисним і актуальним.

СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ПОРОШКОВИХ ГАЗОПЛАЗМЕННИХ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ НІКЕЛЯ¹

Шабаршина Є. П., ст. гр. МС-41-18, ХНАДУ

Анотація. Розвиток сучасної техніки потребує постійного підвищення надійності та довговічності виробів. Широко застосовувані в практиці вітчизняного та зарубіжного машинобудування покриття з електролітичного хрому за кілька сотень годин спрацьовуються, вони незадовільно працюють на тертя та зношування за високих температур. Предметом дослідження були порошкові матеріали на основі нікелю ПГ-СР 3 та ПГ-СР 4. Робота присвячена дослідженню формування газоплазмових покриттів на деталях циліндро-поршневої групи двигунів внутрішнього згоряння з використанням самофлюсованих порошків на основі нікелю, а також зміна структури та властивостей після напилення покриття, його оплавлення, наступного загартування. Мета роботи – дослідження порошкових матеріалів, нанесених на робочі поверхні поршневих кілець газотермічним напиленням. Об'єктом дослідження є процеси формування структури та властивостей покриттів із порошкових матеріалів. Встановлено наявність у напиленому шарі твердого розчину на основі нікелю, карбідної фази, боридів хрому та нікелю, силіцидів хрому. Найбільшу макро- і мікротвердість мають оплавлені шари, що містять найбільшу кількість зміцнювальних фаз. Проведені дослідження та промислові випробування дозволили впровадити покриття у виробництво.

Ключові слова: порошки, покриття, напилення газоплазмове.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF POWDER GAS-PLASMA COATINGS BASED ON NICKEL

Shabarshyna E.P., student of group MC-41-18, KhNAHU

Annotation. The development of modern technology requires a constant increase in reliability and durability of products. Widely used in the practice of domestic and foreign engineering coatings from electrolytic chromium for several hundred hours are triggered, they are unsatisfactorily working on friction and wear at high temperatures. The subject of the study were powder materials based on nickel PG-SR 3 and PG-SR 4. The work is devoted to the study of the formation of gas-plasma coatings on parts of the cylinder-piston group of internal combustion engines using self-fluxing powders based on nickel, as well as the structure and properties change after coating sputtering, its reflow, subsequent hardening. The purpose of this work is to study powder materials applied to the working surfaces of piston rings by gas-thermal spraying. The object of the study are processes of formation of the structure and properties of coatings from powder materials. The presence in the deposited layer of a solid solution based on nickel, carbide phase, borides of chromium and nickel, chromium silicides is established. The greatest macro- and microhardness is possessed by fused layers containing the greatest number of strengthening phases. The conducted researches and industrial tests allowed to introduce the coating into production.

Keywords: powders, coatings, gas-plasma spraying.

¹ Робота виконана під керівництвом професора Глушкової Діани Борисівни

Вступ

Значне місце у виробництві деталей різного призначення займає виготовлення поршневих кілець двигунів внутрішнього згоряння, основною причиною виходу з експлуатації яких є зношування робочих поверхонь. Тому велика увага приділяється проблемам підвищення зносостійкості поверхонь пар тертя поршневе кільце-гільза та власне поршневих кілець.

Створення одному матеріалі поєднання високої твердості з високою пластичністю реально лише у гетерогенному металі.

На сьогоднішній день практично відсутні надійні критерії оптимізації складу та структури покриттів, отриманих під час високоенергетичної дії, та прогнозування їх працездатності та довговічності в умовах тертя. Внаслідок залежності міцності та зносостійкості покриттів від численних факторів, пов'язаних із властивостями матеріалів підкладки та покриття та параметрами технології їх нанесення, виникає необхідність проведення експериментальних досліджень. Встановлення теоретичних і технологічних основ формування прогнозованих структур і властивостей деталей, що труться при високоенергетичному впливі з метою підвищення їх довговічності є важливою і актуальною проблемою. Вирішення цієї проблеми відкриває широкі можливості у прогнозуванні та керуванні функціональними характеристиками поршневих кілець у широкому діапазоні умов експлуатації.

Аналіз публікацій

Висока надійність і довговічність двигуна багато в чому залежить від деталей циліндро-поршневої групи. Це пов'язано з тим, що форсування двигуна внутрішнього згоряння призводить до значного збільшення питомих навантажень та температури деталей циліндро-поршневої групи, що є причиною тріщиноутворення та руйнування деталей. Оскільки зазначені деталі працюють в умовах інтенсивного тертя та зношування, для них необхідно забезпечити високу зносостійкість поверхні [1].

Поломка поршневих кілець спостерігається майже у всіх типах двигунів. Широко використовувані у практиці вітчизняного і зарубіжного машинобудування покриття з електролітичного хрому часом досить добре задовольняють вимогам, що пред'являються поршневим кільцям. Але пористий шар хрому завтовшки 40-50 мкм протягом кількох годин роботи спрацьовується, і тоді починає зношуватися тверда основа [1-4]. Електролітичний хром незадовільно працює на тертя та зношування при високих температурах, що призводить до розміщення.

Багатокомпонентні покриття мають комплекс властивостей, які відповідають умовам роботи форсованих дизелів. Але технологія нанесення таких покриттів дуже трудомістка та економічно виправдана лише у особливих випадках [3-5].

У сучасній практиці замість традиційних методів хіміко-термічної обробки для зміцнення поверхні широко застосовують високотемпературні методи обробки, зокрема газоплазмове напилення. Процес характеризується високою продуктивністю, простотою, можливістю автоматизації при забезпеченні достатньої якості поверхні [1-3, 6].

Для газоплазмового та інших видів напилення найбільше ефективно використання порошків ПГ-СР3, ПГ-СР4 на основі нікелю з додаванням хрому, кремнію, бору та ін. (сплавів системи Ni-Cr-Si-B) [1, 3]. Вони забезпечують високу твердість та зносостійкість поверхні. У літературі немає конкретних даних про структуру досліджуваних порошків при взаємодії їх із чавунною основою. Зазначається лише [3-5], що й висока твердість і зносостійкість обумовлені наявністю карбідів, боридів, карбоборидов.

Об'єктом дослідження є процеси формування структури та властивостей покриттів із порошкових матеріалів, нанесених на поршневі кільця газотермічним напиленням.

Мета роботи – дослідження порошкових матеріалів, нанесених на робочі поверхні поршневих кілець газотермічним напиленням.

Завдання дослідження

1. Провести аналіз зміни структури та властивостей покриттів із порошків ПГ-СР (системи сплавів Ni-Cr-Si-B);
2. Для покриттів із досліджуваних порошків визначити доцільність термічної обробки;
3. Визначити вплив покриттів із порошків ПГ-СР на зносостійкість деталей, що працюють в умовах абразивного зносу та корозії.

Матеріал та методики досліджень

Як матеріали для зміцнення поршневих кілець взяті порошкові матеріали на основі нікелю, які можуть забезпечити необхідні властивості для умов роботи вибраних деталей і задовольняють вимоги до напилюваних матеріалів (табл. 1).

Покриття з самофлюсних сплавів типу ПНХСР рекомендуються за даними літератури [5-7] для створення стійкості до абразивного та ерозійного зношування в умовах корозії та кавітації.

Тому порошкові матеріали зі сплавів ПН73Х16С3Р3, ПН70Х17С4Р4 були взяті за основу при пошуку способів підвищення опору абразивному зносу в умовах корозії деталей, виконаних з сірого чавуну (табл.2).

Таблиця 1 - Хімічний склад порошкових матеріалів

Марка порош- ку	Хімічний склад, %					
	Cr	Si	B	Fe	C	Ni
ПГ-СР4 тип ПН70Х17С4Р4	16,0-18,0	3,8-4,5	2,9-4,0	5,0	0,8-1,2	основа
ПГ-СР3 тип ПН73Х16С3Р3	15,0-17,0	2,7-3,7	2,2-3,0	5,0	0,6-0,9	-"

Таблиця 2 - Хімічний склад сірого чавуну

Чавун СЧ 25	вміст елементів, %					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	P
	3,2-3,4	1,4-1,7	0,6-0,9	-	-	до 0,3

Процес нанесення покриття включає наступні операції: попередню підготовку поверхні виробу під покриття, власне процес нанесення покриття, подальшу обробку у разі потреби (оплавлення, термічну обробку та ін.) [8-11]. Експлуатаційні властивості покриттів формуються у всіх операцій їх отримання, тому досліджували вплив зазначених операцій на структуру і властивості покриття.

Для очищення поверхні, що напилюється, і виведення її зі стану термодинамічної рівноваги з середовищем застосовували дробоструминну обробку. Як абразивний матеріал використовували дріб зернистістю 0,5-1,5 мм (ГОСТ 11964-66). Обдування

здійснювали при тиску стисненого повітря не менше 0,4 МПа. Зона дробоструминної обробки не менше ніж на 3 мм більше зони напилення. Іншим способом активації напиленої поверхні при плазмовому напиленні є її нагрівання до температур 50-130°C залежно від матеріалу деталі. Попередній підігрів проводили безпосередньо плазмовим пальником (табл.3).

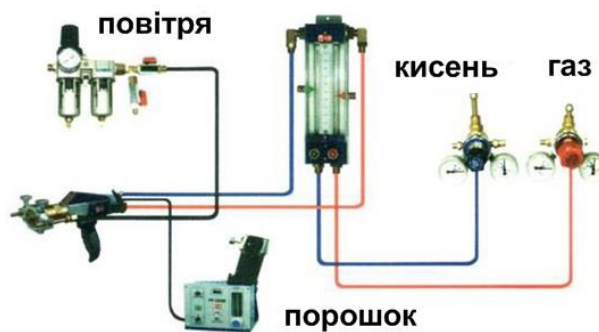
Таблиця 3 - Режими попереднього підігріву

Плазмоутворюючий газ	Струм плазмотрону, А	Напруга дуги, В	Дистанція підігріву, мм	Витрата плазмообразу-газу, л/хв	Швидкість переміщення плазмотрона, мм/хв
Аргон+азот (23-35 %)	325-350	50-55	130-150	35-40	400-600

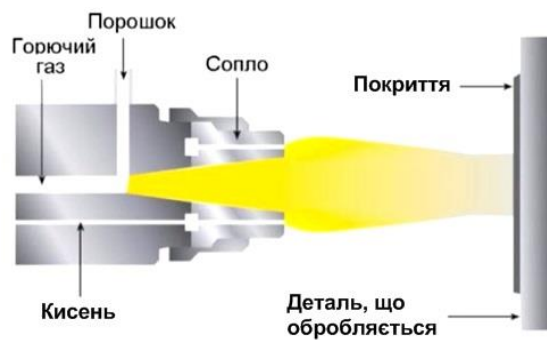
Режими плазмового напилення, наведені в таблиці 3, здійснювали за наступних постійних параметрів:

- швидкість обертання зразків -45 об/хв, лінійна швидкість переміщення зразків щодо плазмового струменя – 18,4 м/хв;
- діаметр шихтопроводу в соплі анода - 2 мм;
- відстань від місця введення порошку до зрізу сопла – 4 мм;
- вісь плазмового струменя перпендикулярна до осі обертання зразка.

Оплавлення шару здійснювали за умов прискореного газоплазмового поверхневого нагріву з порівняно повільним охолодженням. У таких умовах очікується деякого наближення структури до рівноважної. У вихідному порошку і особливо в шарі після напилення структури утворюються в нерівноважних умовах [12, 13].



а)



б)

Рисунок 1 – Схема нанесення покриття з порошкових матеріалів газоплазмовим методом: а – подача порошку та газу; б - власне напилення [7]

Таблиця 4 - Режими плазмового напилення

Напилюваний матеріал	Фракції, мкм	Параметри режиму напилення						
		Струм плазмотрона, А	Напруга дуги, В	Дистанція напилення, мм	Плазмоутворююча газова суміш	Витрата плазмоутворюючого газу, л/хв	Витрата газу, що транс-портує, л/хв	Витрата порошку, кг/год
ПРХСР	45-100	280-300	40-45	100-120	5-10	35-40	6,0-9,0	2,5-3,3



а)



б)

Рисунок 2 - Структура порошоків для напилення покриттів ПГ-СР4

Рентгенографічно у вихідному порошоків реєструється багатофазна структура. Найбільш повно представлені лінії твердого розчину на основі нікелю та карбідної фази типу Cr_{23}C_6 (рис. 3,а). Але багато ліній не піддаються однозначної ідентифікації. Можна знайти збіг з основними лініями боридів хрому та нікелю, силіцидів хрому. Рентгенограма оплавленого шару (рис. 3,б) досить повно збігається із рентгенограмою порошку. На рентгенограмі неоплавленого шару (рис. 3, в) зберігаються лінії карбідів хрому та найсильніші лінії інших фаз. Збереження ліній фаз у напиленому шарі без оплавлення та шарі після гарту свідчить про те, що ці фази утворюються в ході первинної кристалізації. Це підтверджує металографія вихідного порошку та вихідного шару. У структурі порошку видно кристали, а також дисперсну суміш фаз між ними (рис. 2 а, б). Схожа структура у оплавленого шару (рис. 4): складові однорідно розподілені у його обсязі. Електронно-мікроскопічні дослідження показують, що в області грубих сумішей спостерігаються орієнтовані ділянки, в області дрібних сумішей - неорієнтовані, менш дисперсні. Можна припустити, що фаза, що реєструється як округлих частинок, є карбідом хрому. Частинки зберігаються при нагріванні шару під загартування (рис. 4, г). Виміри мікротвердості це підтверджують.

Багатофазність шару, виявлена рентгенівським аналізом, підтверджується мікроскопічними дослідженнями.

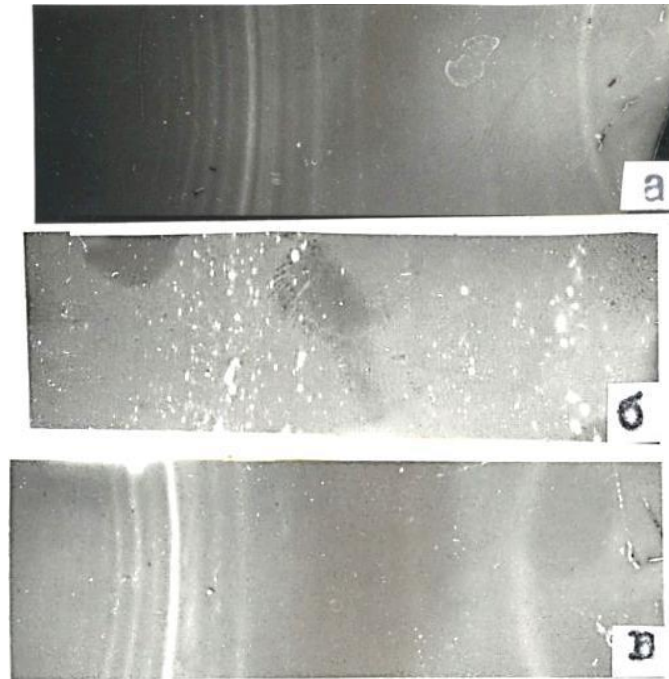


Рисунок 3 – Рентгенограми сплавів ПГ-СР4: а – порошок ПГ-СР4, λCr ;
б – не оплавлений шар,
в – оплавлений шар.

Аналогічний фазовий і структурний склад має покриття з ПГ-СР3, відмінною особливістю шару є менша кількість грубої суміші фаз, що пов'язано зі зміною вмісту в сплаві вуглецю.

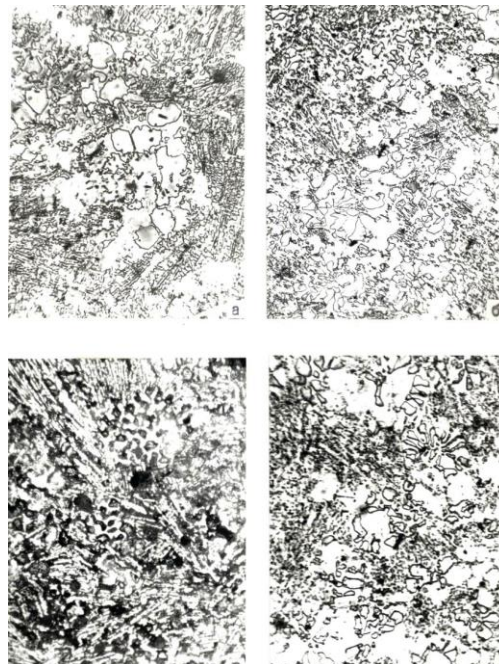


Рисунок 4 – Структура оплавленого шару ПГ-СР4: а, б – грубі та тонкі суміші;
в – структура після травлення, г – структура після об'ємного загартування

Оплавлення шарів призводить до часткового розплавлення металу основи та активізації процесів дифузії у нагрітій до високої температури прикордонній зоні. Це викликає змішування матеріалу основи з матеріалом шару та утворення нового сплаву, відмінного за структурою від основи та шару.

При напиленні металами ПГ-СР у структурі основного металу у прикордонних областях змін немає, т.к. незначним є сумарний нагрівання основного металу, взаємодія його з частинками покриття дуже слабка (рис. 5).

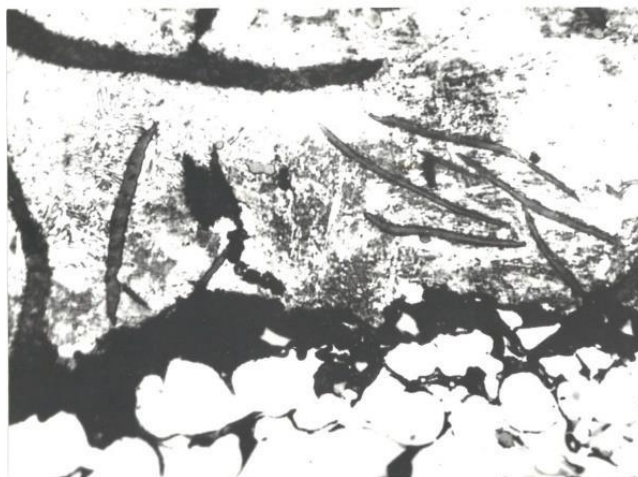


Рисунок 5 – Структура межі підкладки (сірий чавун) та шару з неоплавленим покриттям ПГ-СР4

У разі оплавлення отриманих покриттів спостерігаються значні зміни структури чавуну на кордоні з шаром і шарі на кордоні з чавуном внаслідок інтенсифікації дифузійних процесів. На межі шару відбувається збільшення кількості грубої суміші фаз (рис. 5), що можна пояснити дифузією вуглецю та заліза з чавуну в шар ПГ-СР4 та ПГ-СР3. На кордоні з нерозплавленим металом утворюється тонкий прошарок однофазного сплаву. У чавуні на межі утворюється прошарок із збільшеним вмістом фериту, що може бути наслідком дифузії в основу нікелю, що сприяє графітизації.



а



б

Рисунок 6 – Структура оплавленого шару покриття ПГ-СР4: а – грубі суміші; б – тонкі суміші

Зазначені структурні особливості покриттів із сплавів ПГ-СР та зміни у структурі при подальших обробках знаходять відображення у змінах макро- та мікротвердості (рис. 8 та табл. 1).

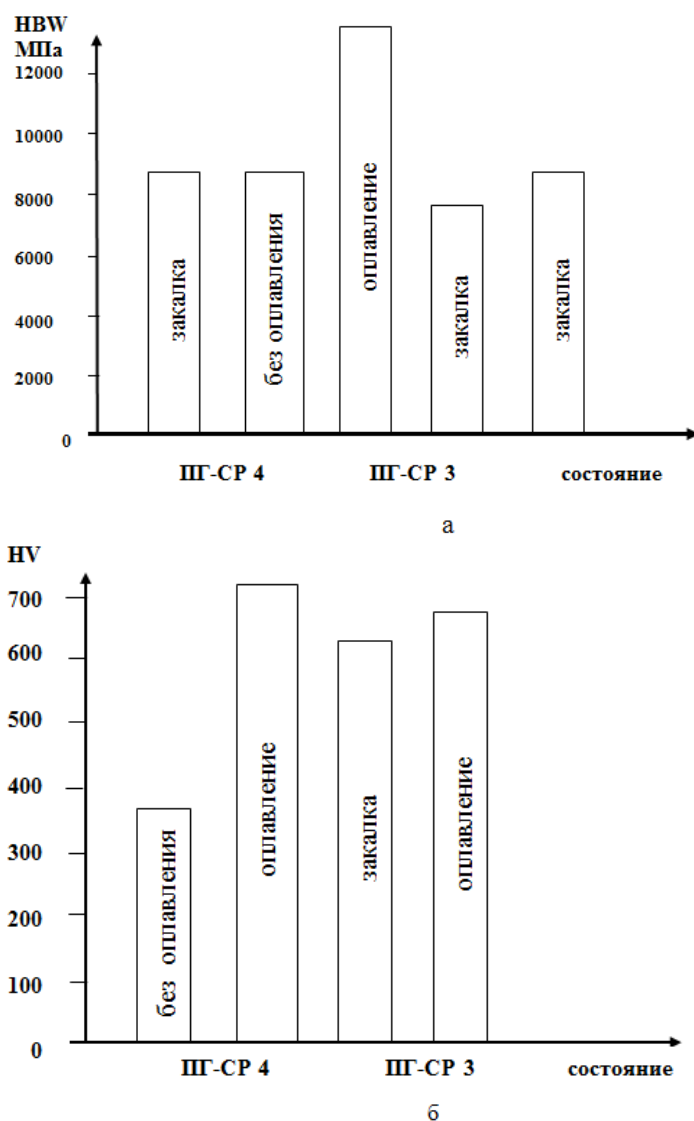


Рисунок 7 - Твердість покриттів із порошків ПГ-СР а – мікротвердість; б - твердість по Брінеллю

У досліджених деталях циліндро-поршневої групи двигунів внутрішнього згоряння найбільшою макро- та мікротвердістю володіють оплавлені шари, характеризуються найповнішим набором зміцнювальних фаз. Найменша мікротвердість у шару після об'ємного загартування внаслідок розчинення при нагріванні під загартування значної кількості зміцнювальних фаз і помітної коагуляції фаз, що збереглися. Висока середня мікротвердість неоплавленого шару, очевидно, пов'язана зі специфікою надшвидкісної кристалізації частинок при напilenні, що призводить до утворення наддрібного зерна частинок. Зміцнююча дія дрібного зерна, ймовірно, компенсує зниження мікротвердості за рахунок зміни фазового складу, що відзначається рентгенографічно.

Доказ цього можна визначити при зіставленні мікротвердості вихідного порошку і частинок шару. Мікротвердість вихідного порошку характеризується широким інтервалом значень: 5700...8900 МПа, що пов'язано як зі структурним станом частинок, так і з можливим розходженням складу. Меншою твердістю (5700 ... 8250 МПа) мають

частинки з меншою кількістю виявлених зміцнювальних фаз (див. рис. 1, а), більшою (7600 ... 8600 МПа) - зі структурою, представленою на рисунку 1, б.

У напиленому неоплавленому шарі деталей поршневих кілець нерозплавляються частинки практично зберігають свою твердість (5700 ... 8250 МПа), розплавлені частинки характеризуються меншою відмінністю значень мікротвердості та ще більш високим середнім рівнем, приблизно 7300 ... 8500 МПа. Знижена макротвердість неоплавленого шару обумовлена його високою пористістю. Нижча твердість оплавленого покриття ПГ-СР3 ($HV = 700 \dots 760$), порівняно з ПГ-СР 4 ($HV = 760 \dots 820$) також пов'язана, в основному, зі зменшенням кількості зміцнювальних фаз.

Таким чином, аналіз зміни структури та властивостей покриттів з порошків ПГ-СР після напилення та оплавлення показав, що найкращими властивостями повинні мати оплавлені покриття.

Наступна термічна обробка, пов'язана з тривалим високотемпературним нагріванням, небажана, так як погіршує структуру і властивості покриття. Покриття доцільно наносити на деталь після остаточної обробки.

Можливість застосування покриття ПГ-СР4 для підвищення зносостійкості чавуну було перевірено у промислових умовах. Після шліфування глибина шару становила 1200 мкм, шорсткість поверхні R_a не більше 2,5 мкм.

В досліджуваних умовах експлуатації поршневі кільця виходять з ладу через місяць роботи внаслідок інтенсивного і дуже нерівномірного зносу зовнішньої поверхні. Напилені кільця було знято для контролю через три місяці експлуатації. Поверхня втулки після експлуатації набула вигляду полірованого виробу (R_a не більше 0,32 мікрон) без будь-яких локальних порушень поверхні.

Проведені дослідження дозволяють укласти, що покриття виробів порошками ПГ-СР (сплавами системи Ni-Cr-Si-B) є надійним методом підвищення зносостійкості деталей, що працюють в умовах абразивного зносу спільно з корозійним впливом середовища. Поршневі кільця з розробленими покриттями були встановлені на парних блоках циліндропоршневої групи 10-циліндрового двигуна тепловоза для проходження експлуатаційних випробувань. На непарних блоках було встановлено серійні кільця з хромовим покриттям. Після 100000 км пробігу (що відповідає 4000 годин роботи) комплекти з 4-х кілець з блоків 4, 8 та 7 зняли з тепловоза для комплексних досліджень. Аналіз даних свідчить, що кільця з розробленим покриттям менше зношуються і менше зношують гільзу, ніж серійні кільця з твердим і пористим хромовим покриттям.

Висновки

1. Аналіз зміни структури та властивостей покриттів з порошків ПГ-СР показав, що найкращими властивостями повинні мати оплавлені покриття.

2. Для покриттів із порошків ПГ-СР термічна обробка небажана, оскільки погіршує структуру та властивості покриття.

3. Покриття виробів порошками ПГ-СР (сплавами системи Ni-Cr-Si-B) є надійним методом підвищення зносостійкості деталей, що працюють в умовах абразивного зносу спільно з корозійним впливом середовища.

4. Отримані результати запроваджено на ДП «Завод ім. Малишева» для деталей циліндро-поршневої групи.

Література

1. C. Navas, R. Colaço, J. de Damborenea, R. Vilar. Abrasive wear behaviour of laser clad and flame sprayed-melted NiCrBSi coatings. Surface & Coatings Technology. 2016, v. 200, N 24, p.

2. Chapman B.N. Thin-Filmadhesion / B.N. Chapman // У. Vac. Sci. Technol. – 1974. – V.11. – №1. – P. 106–110.
3. ГОСТ 21448-75 Порошки из сплавов для наплавки. Технические условия (с Изменениями N 1, 2, 3) Постановление Госстандарта СССР от 31.12.1975 N 4113ГОСТ от 31.12.1975 N 21448-75
4. <http://www.plasmacentre.ru/produkcziya/poroshki-provoloka-elektrodyi/pgsr4/>
5. Кудинов В.В., Иванов В.М. Нанесение плазмой тугоплавких покрытий. – М., Машиностроение, 2011 – 217 с.
6. Никитин Н.Д., Кулик А.Я., Захаров Н.И. Теплозащитные и износостойкие покрытия. – Л., Машиностроение, 1999 – 198 с.
7. Zenz E. The effect of a thin coating of insulation material on the performance of cutting tools / E. Zenz, D. Pnueli and Z. Rozeann // У. Vac. Sci. Technol.– 2013. – Vol. 53. – P. 337–344.
8. Кадырметов, А. М. Перспективы упрочнения покрытий методом плазменного напыления с одновременной электромеханической обработкой / А. М. Кадырметов, В. О. Никонов, В. Н. Бухтояров и др. // Станочный парк. – 2012. – № 8 (86). – С. 23-25.
9. Duolley R. H. A Survey of Vacuum Deposition Technology / R. H. Duolley // SC Pand Solid State Technology. – 1999 – V. 10. – № 12. – P. 39–44.
10. Glushkova D. Investigation of peculiarities of piston rings laser borating / V. Bolshakov, D. Glushkova // Вестник ИГАСА. – 2015. – №11. – С. 27–31.
11. <http://irobs.ru/gazoplazmennoe-napylenie>
12. M. Nastasi on implantation and thin – film deposition // Handbook of plasma immersion, ion implantation and deposition. W. Moiler, W. Enssinger; Edited by A. Anders. – N. Y. USA, 2000, – 736 P.
13. Kitahara Sh. Some contributions on adhesive mechanism and composition of boundary between sprayed coating and substrate. Y Gap / Sh. Kitahara // WeldSoc. – 2003. – Vd. 42, № 2. – P. 91–99.

ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ КОЛІНЧАСТИХ ВАЛІВ ТЕПЛОВОЗІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ²

Мозговой Д.О., ст. гр. МС 41 - 18, ХНАДУ

Анотація. Для виготовлення колінчастого валу запропоновано використовувати високоміцний чавун, легований нікелем і молібденом, що забезпечує вже в литому стані досить високий рівень властивостей. Для підвищення ступеня однорідності структури, рівня механічних властивостей легований чавун рекомендовано піддавати нормалізації з міжкритичного інтервалу (МКІ). Підвищення зносостійкості опорних поверхонь колінчастого валу забезпечували азотуванням: зміцнений шар має товщину 0,25 мм і високу твердість – до $H_{50}=10000-12500$ МПа.

Ключові слова: високоміцний чавун з кулястим графітом, нормалізація з міжкритичного інтервалу, азотування, зносостійкість.

INCREASING THE PERFORMANCE PROPERTIES OF CRANKSHAFT OF DRIVES FROM HIGH-STRENGTH CAST IRON

Mozgovoy D., st. of gr. MS 41 -18, KhNAHU

Annotation. For the manufacture of crankshafts, it is proposed to use high-strength cast iron alloyed with nickel and molybdenum, which provides already in the cast state a fairly high level of properties. To increase the degree of homogeneity of the structure, the level of mechanical properties of alloyed cast iron is recommended to be subjected to normalization from the intercritical interval (MCI). Increasing the wear resistance of the bearing surfaces of the crankshaft was provided by nitriding. The reinforced layer has a thickness of 0.25 mm and high hardness.

Keywords: high-strength cast iron with spherical graphite, normalization from the intercritical interval, nitriding, wear resistance.

Вступ

Підвищення експлуатаційних властивостей деталей залізничної техніки – важливе завдання сучасного машинобудування. Проблема підвищення експлуатаційних властивостей виробів на даному етапі розвитку промисловості вирішується шляхом створення більш ефективних конструкційних матеріалів, а також впровадженням у виробництво прогресивних технологій їх обробки і поверхневого зміцнення.

Серед сучасних конструкційних матеріалів, що знаходять все більше застосування в автотракторобудуванні, суднобудуванні, загальному машинобудуванні і залізничному транспорті, високоміцний чавун з кулястим графітом (ВЧКГ) [1 – 3]. ВЧКГ має широкий діапазон експлуатаційних властивостей, який можна забезпечити термічною обробкою та легуванням: достатньо високий рівень міцності, твердості, ударної в'язкості, зносостійкості. Високоміцний чавун з кулястим графітом широко використовують в транспортному машинобудуванні замість литої та кованої сталі при виготовленні відповідальних деталей складної форми автомобілів, тракторів, комбайнів, залізничної техніки [4]. Колінчасті вали залізничної техніки працюють в умовах значних контактних напружень, знакозмінних навантажень, а опорні поверхні – в умовах тертя і зношування. Для забезпечення тривалої і надійної роботи двигуна колінчастий вал повинен мати високий рівень експлуатаційних властивостей. Тому актуальною є проблема розробки ефективних методів підвищення експлуатаційних властивостей чавуну з кулястим графітом легуванням, термічною і хіміко-термічною обробкою.

² Робота виконана під керівництвом доцента Лалазарової Наталі Олексіївни

Аналіз публікацій і мета роботи

Колінчастий вал є однією з відповідальних деталей двигуна. Конструкція валу повинна забезпечувати необхідні міцність, жорсткість і зносостійкість при порівняно невеликій масі, працездатність у межах заданого терміну служби, досягну динамічну рівноваженість і відсутність вібрацій, високі точність виготовлення і клас шорсткості поверхонь шатунних і корінних шийок.

Сталеві колінчасті вали виготовляють обробкою тиском, а чавунні – методом лиття з високоміцного чавуну з кулястим графітом.

Головною причиною підвищеної уваги до високоміцного чавуну з кулястим графітом є значне зниження енерговитрат при виробництві, а також мала зміна розмірів при термічній обробці [1, 3]. Високоміцні чавуни мають: високу твердість і міцність у поєднанні з достатньою пластичністю і ударною в'язкістю, високу демпфуючу здатність, зносостійкість. Експлуатаційні характеристики ВЧКГ не тільки не поступаються, але і в багатьох випадках перевищують властивості традиційних конструкційних матеріалів [4].

Номенклатура виливків з ВЧКГ в транспортному машинобудуванні досить велика. Вона включає: колінчасті і розподільні вали, блоки циліндрів, кронштейни ресор, картери заднього моста, диференціала і дільника, шатуни, гальмівні барабани, диски зчеплення, маховики, вихлопні колектори, кришки підшипників, маточини, зубчасті колеса, поршні, поршневі кільця, корпуси турбін, сервоциліндри, кулаки заднього моста, поворотні шкворні, водила планетарного механізму кінцевої передачі, корпуси передньої осі, важелі поворотного кулака та ін. [5].

Сучасними напрямками отримання необхідного рівня властивостей ВЧКГ є вдосконалення технології лиття чавуну, термічної обробки, легування та поверхневого зміцнення [6].

Різними режимами термічної обробки отримують необхідний комплекс механічних властивостей для кожного виробу [7]. В литому стані чавун характеризується розвинутою ліквідацією всіх елементів, що входять до його складу. Спостерігається зворотня ліквідація кремнія і прями марганця і фосфора [8]. Для отримання високих експлуатаційних властивостей чавуну необхідно послабити ліквідацію кремнія та інших хімічних елементів. У ВЧКГ завдяки значній кількості кремнію евтектоїдне перетворення відбувається не при постійній температурі, як у сталі, а в інтервалі температур.

Найбільш поширені види термічної обробки, що використовуються для чавунів з кулястим графітом: відпал, нормалізація, низькотемпературний феритизуючий відпал, гартування, відпуск, ізотермічне гартування, поверхневе гартування, термоциклічна обробка та ін. [8, 9].

Найбільш прогресивною термічною обробкою є ізотермічне гартування з утворенням бейніту.

Поверхневе зміцнення виробів з ВЧКГ здійснюють різними способами [6, 10]: зміцнення термічними методами (поверхневе гартування); хіміко-термічними методами (азотування, хромування та ін.); фізичними і фізико-хімічними методами (наплавлення, лазерна обробка, електроіскрова обробка, іонно-плазмова); методами пластичної деформації; зміцнююча механічна обробка на білий шар та ін. Підвищення зносостійкості та корозійної стійкості ВЧКГ досягають хіміко-термічною обробкою – азотуванням [10].

Прикладом використання азотування виробів з ВЧКГ є зубчасті колеса та колінчасті вали [10]. Перед азотуванням деталі піддають відпалу або гартуванню з високим відпуском. Оптимальна температура азотування високоміцного чавуну – 650-700 °С – вище, ніж при азотуванні сталевих виробів. Але підвищення температури дозволяє зменшити тривалість процесу насичення поверхні виробу азотом.

На основі аналізу літературних даних була визначена мета та завдання досліджень. Метою даної роботи було підвищення експлуатаційних властивостей валів з ВЧКГ, що працюють в умовах значних контактних напружень, циклічних навантажень, тертя і зносу за рахунок легування, об'ємної термічної обробки та азотування.

Матеріал і методи дослідження

Дослідження проводилися на високоміцному чавуні хімічного складу: 3,35 % С; 2,85 % Si; 0,0055 % S; 0,7% Mn; 0,065 % P; 0,6 % Ni; 0,075 % Mg; 0,31 % Mo. Цей чавун мікролегований.

ний нікелем і молібденом. Високоміцний чавун має глобулярний графіт, який досить рівномірно розподілений за перетином виливка. Розміри графітних включень коливаються в межах 20-100 мкм, але основна маса (60 %) графітних включень мають розміри 30-60 мкм. Щільність графітних включень – 80-90 мм².

Для вимірювання мікротвердості використовували дослідницький комплекс на основі мікротвердоміра ПМТ-3 з чотиригранною алмазну пірамідою при навантаженні 50 г.

Металографічні дослідження проводилися за загальноприйнятою методикою на металографічному мікроскопі.

Визначення показників міцності σ_b і пластичності δ виконували на розривній машині моделі UIT STM 50.

Дослідження здатності чавунів опиратися втомі проводили на випробувальній машині HSNPL series. Границю витривалості визначали методом кручення на циліндричних зразках діаметром 5 мм згідно стандарту ГОСТ 25.502-79.

Визначення ударної в'язкості виконували згідно ГОСТ 9454-78 на зразках прямокутного перерізу розміром 10×10 мм з U-подібним надрізом радіусом 1 мм на маятниковому копрі моделі JB-300B.

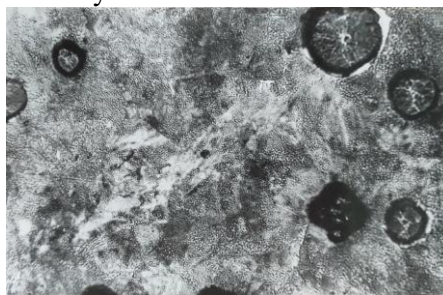
Випробування на тертя та зношування проводили за схемою «ролик-колодка» на машині тертя СМЦ-2, яка відтворює роботу реальних деталей. Величину зносу контртіл – ролика і колодки – визначали ваговим методом з точністю до 0,1 міліграма на електронних вагах за 5000 обертів. Кожне випробування проводили на протязі 10 годин та повторювали два рази.

Результати дослідження

Аналіз роботи колінчастих показав, що вони працюють в умовах значних контактних напружень, знакозмінних навантажень, а поверхні корінних та шатунних шийок – в умовах тертя і зносу. Тому матеріал і обробка валів повинні забезпечувати достатню міцність, опір втомі, пластичність та ударну в'язкість за перерізом, і високу зносостійкість поверхневого шару опорних поверхонь, які повинні опиратися зносу.

В литому стані нелегований чавун характеризується розвиненою ліквідацією практично всіх хімічних елементів: кремній схильний до значної зворотної ліквідації, марганець і фосфор – до прямої [8]. Нелегований чавун в литому стані має неоднорідну структуру – ферит у вигляді облямівки навкруги включень графіту. Така структура не дозволяє отримувати високий рівень механічних властивостей [8].

Для виготовлення колінчастих валів був запропонований чавун мікролегований нікелем і молібденом. Легування чавуну нікелем і молібденом зменшує зворотну ліквідацію кремнія, збільшує прогартуваність чавуну. При незначних кількостях цих елементів мікроструктура металевісної основи змінюється – збільшується частина перліту, відбувається подрібнення включень кулястого графіту, що сприяє підвищенню механічних властивостей чавуну. На рис. 1 наведена структура легованого чавуну в литому стані.



збільшення ×340

Рисунок 1 – Мікроструктура легованого чавуну в литому стані

Структура чавуну – перліт + 5 % фериту + кулястий графіт.

Дослідження показали достатньо високий рівень механічних властивостей чавуну в литому стані (табл. 1).

Таблиця 1 – Властивості легованого чавуну в литому стані

σ_b , МПа	δ , %	КС, Дж/см ²	НВ	σ_{-1} , МПа
780	2,9	30	277	275

Для крупних колінчастих валів можливе використання високоміцного чавуну з таким рівнем властивостей у вихідному стані без подальшої термічної обробки.

Подальше підвищення рівня механічних властивостей, серед яких найбільше значення має втомна міцність, може бути досягнуто термічною обробкою.

На основі літературних даних була обрана термічна обробка, яка дозволяє отримувати високий рівень механічних властивостей – нормалізація з міжкритичного інтервалу (МКІ) [8].

Для забезпечення високого рівня властивостей легованого чавуну потрібна термічна обробка, в результаті якої зменшиться ліквация як кремнія, так і легувальних елементів (молібдена в місцях евтектичних границь), зменшиться кількість і відбудеться перерозподіл небажаних хімічних з'єднань по границях зерен (хімічні з'єднання на основі молібдена, фосфора по границях евтектичних зерен; карбіди, з'єднання магнія, окисли) [8], збільшиться однорідність структури. Всі ці з'єднання можуть бути ініціаторами зародження тріщин і знижують втомну міцність чавуну.

Нормалізація з міжкритичного інтервалу (МКІ) $A_{C_1}^n - A_{C_1}^K$ суттєво впливає на структуру чавуну. В рівновазі в цьому інтервалі температур знаходяться три фази – аустеніт, ферит і графіт.

В умовах температури нижче $A_{C_1}^n$ починається перерозподіл вуглецю. Так як розчинність вуглецю у фериті із зростанням температури практично не підвищується і вміст кремнію достатньо великий, то вільний вуглець, що утворюється при розпаді цементиту, спрямовується до графітних включень. Має місце процес звільнення від вуглецю металевої матриці основи і зростання включень графіту. Відбувається сфероїдизація цементиту і його розпад. Між цементитними пластинками збільшується відстань і вуглець відводиться до графітних включень. При температурах, близьких до точки $A_{C_1}^n$, відбувається найактивніший розпад цементиту.

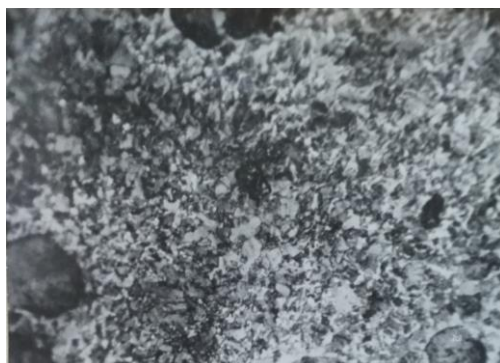
При досягненні температури $A_{C_1}^n$ перетворення $\alpha \rightarrow \gamma$ перш за все починається в ділянках перліту, що мають низький вміст кремнію і підвищений вуглець. З часом аустенізація розповсюджується на феритні ділянки. Однак оскільки вміст кремнію в окремих зернах α -фази відрізняється, температура початку $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення буде не однаковою. При нагріві в міжкритичний інтервал одночасно співіснують області аустеніту, графіту і фериту з підвищеним вмістом кремнію.

Із збільшенням витримки йдуть процеси насичення вуглецем аустеніту, що утворився, і перерозподіл кремнію. У зв'язку з тим, що розчинність кремнію у фериті значно більша, ніж в аустеніті, у процесі розвитку $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення кремній відтісняється від границі γ -фази у ферит, який ще зберігся. Так як під час переходу через $A_{C_1}^n$ утворюється велика кількість зародків аустеніту, в результаті структура буде мати відносно дрібні ділянки, що чергуються, з підвищеним і зниженим вмістом кремнію. Таким чином, неоднорідність за кремнієм вирівнюється. Чим більше формується зародків аустеніту, тим тонше ця неоднорідність.

Кінцева структура, що формується при обробці з МКІ, визначатиметься умовами охолодження. Охолодження фіксує в залежності від його швидкості на місті ділянок аустеніту різні продукти розпаду – від мартенситу (при охолодженні зі швидкістю більше критичної) до фериту (при повільному охолодженні). Нормалізація з МКІ представляє найбільший інтерес, тому що при високій продуктивності процесу дозволяє отримувати перлітну (сорбітну) структуру матриці з досить тонкою неоднорідністю за кремнієм та досить високий комплекс механічних властивостей – достатній рівень міцності, пластичності та ударної в'язкості.

Нормалізація з міжкритичного інтервалу проводилася за режимом: нагрів до 870 °С, витримка 2 години, охолодження на повітрі. Структура чавуну – дрібнопластинчастий перліт з

рівномірним розподілом окремих бейнітних мікроділянок (в основному в районі евтектичних зерен) (рис. 2).



збільшення $\times 340$

Рисунок 2 – Мікроструктура досліджуваного чавуну після нормалізації з МКІ

Така термічна обробка є досить ефективною – збільшилася міцність, ударна вязкість, втомна міцність (табл. 2). Нормалізація відрізняється низькою трудомісткістю і дозволяє одержати високі службові характеристики чавуну за перерізом деталі.

Таблиця 2 – Режим термічної обробки, структура і властивості ВЧКГ

Режим термічної обробки	Структура чавуну	Твердість чавуну HBW	σ_b , МПа	δ , %	КС, Дж/см ²	σ_{-1} , МПа
Нормалізація з МКІ: нагрів до 870 °С, видержка 2 години, охолодження на повітрі	Дрібнопластинчастий перліт+ бейніт+КГ	295-300	900	3	40	330

Підвищення зносостійкості поверхонь тертя забезпечували хіміко-термічною обробкою – азотуванням [11].

Насичення чавуну азотом має ряд особливостей, що пов'язані з наявністю графітних включень та неоднорідністю металевої матриці. Вихід на поверхню великої кількості графіту гальмує проникнення азоту всередину виробу за рахунок адсорбції останнього. Збільшення кількості і розмірів графітних включень знижує глибину азотованого шару при одночасному зростанні кількості азоту, який поглинув чавун.

Отримати суцільний азотований шар можна тільки при роз'єднаних включеннях графіту і однорідній металевій матриці. Високу однорідність структури металевої матриці – дрібнодисперсного перліта – забезпечила нормалізація з міжкритичного інтервалу. Така структура є найбільш сприятливою для азотування.

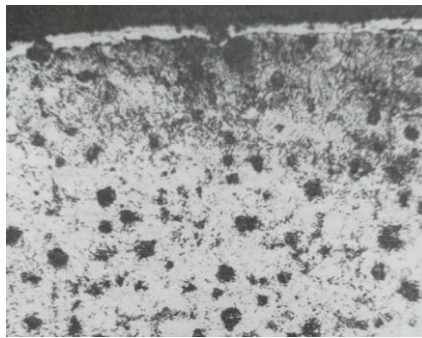
Отримання найбільш високих механічних характеристик чавуну забезпечується використанням легованих чавунів. В даному випадку досліджуваний чавун легований молібденом та нікелем.

Оптимальна температура азотування високоміцного чавуну 650-700 °С, що зменшує тривалість процесу.

Азотування чавуну виконують в середовищі дисоційованого аміаку – ступінь дисоціації аміаку 30 – 45 %. Шар товщиною 0,25 мм утворюється після видержки на протязі 12 год; твердість зміцненого шару – до $H_{50}=10000-12500$ МПа (рис. 3). Азотований шар на високоміцному чавуні характеризується підвищеною пластичністю, що дуже важливо, так як шийки працюють в умовах значних контактних напружень.

В процесі азотування легованого чавуну утворюються наступні фази: твердий розчин азота в α -залізі (α -фаза), легована γ' -фаза – твердий розчин на основі нітриду заліза і молібдена

$(\text{Fe}, \text{Mo})_4\text{N}$, легувана ε -фаза – твердий розчин на базі нітриду заліза і молібдена $(\text{Fe}, \text{Mo})_2(\text{N})$, MoN , $\text{Mo}(\text{N}, \text{C})$ [12].



збільшення, $\times 75$

Рисунок 3 – Мікроструктура азотованого шару

Азотування заліза не викликає значного підвищення твердості. Високу твердість мають лише γ' -фаза, ε -фаза і спеціальні карбіди та карбонітриди легувальних елементів.

Розподіл твердості за глибиною азотованого шару наведений на рис. 4.

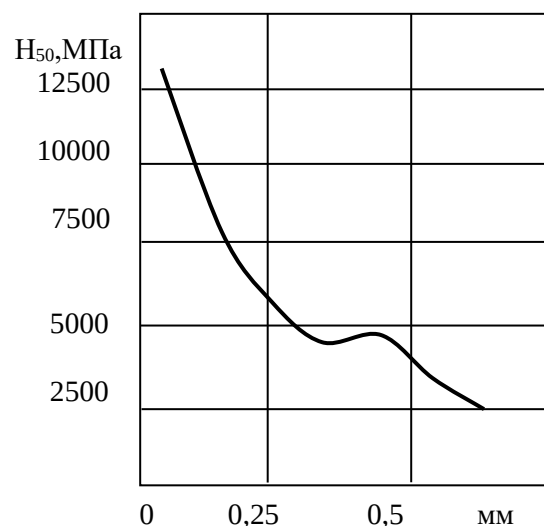


Рисунок 4 – Розподіл твердості за глибиною азотованого шару

Найбільшу твердість має ε -фаза, яка розташована в поверхневій частині азотованого шару.

Азотований шар, який утворюється на високоміцному чавуні, є досить пластичним. Значна пластичність азотованого шару пояснюється тим, що в процесі азотування спостерігається вигорання вуглецю з графіту, але на його місці формується ε -фаза із високим вмістом заліза [12].

В азотованому шарі виникають залишкові напруження стискування, величина яких на поверхні складає 600-800 МПа [11]. Це підвищує границю витривалості на 30 – 40 % і переносить осередок втомного руйнування під азотований шар [11].

У роботі досліджувався вплив стану чавуну на його зносостійкість. Випробування проводилися на зразках: литого чавуну, який піддавали азотуванню; після нормалізації з МКІ та нормалізації з МКІ і азотування. У таблиці 3 наведені результати зносних випробувань.

Таблиця 3 – Результати випробувань на зносостійкість чавуну

Стан чавуну і вид обробки	Сумарний знос в міліграмах за 5000 обертів
1. Литий чавун та азотування	0,0045
2. Нормалізація з МКІ	0,0074
3. Нормалізація з МКІ та азотування	0,0038

Чавун після нормалізації з МКІ та азотування має зносостійкість в 2 рази вищу, ніж після нормалізації з МКІ і в 1,6 рази вище, ніж литий азотований чавун.

Таким чином на основі проведених досліджень можна рекомендувати в якості оптимального режиму обробки ВЧКГ для деталей, які працюють в умовах значних контактних навантажень та зносу, що забезпечує поєднання достатнього рівня механічних властивостей серцевини та зносостійкості поверхневого шару, наступний: нормалізацію з МКІ та азотування. Високий рівень механічних властивостей за перерізом валу, висока твердість поверхневого шару забезпечують підвищення зносостійкості і довговічності виробу в цілому.

Крупні вали, які складно піддавати термічній обробці, можна використовувати в литому стані і піддавати азотуванню.

Висновки

1. Використання чавуну з мікродобавками нікелю і молібдену дозволяє отримати достатньо високий рівень механічних властивостей вже в литому стані.
2. Аналіз роботи колінчастих показав, що вони працюють в умовах значних контактних напружень, знакозмінних навантажень, а поверхні корінних та шатунних шийок – в умовах тертя і зносу.
3. Отримання високого комплексу механічних властивостей за перерізом, що дає можливість валу працювати в умовах знакозмінних навантажень, забезпечується проведенням нормалізації з міжкритичного інтервалу.
4. Для підвищення зносостійкості поверхонь шийок, що працюють в умовах тертя і зносу, і границі втомної міцності запропоновано проводити після об'ємної термічної обробки азотування.
5. Для крупних валів, які складно піддавати термічній обробці, рекомендується використовувати їх в литому стані і піддавати азотуванню.

Література

1. Беликов А. И., Жуков Л. А., Маццарелли Д. Н. Отливки из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. М. : Машиностроение, 2006. 448 с.
2. Ярошевич В. К., Белоцерковский М. А., Савич Е. Л. Коленчатые валы автомобильных двигателей. Мн. : БНТУ, 2003. 176 с.
3. Гнатуш В. А., Дорошенко В. С. Тенденции мирового рынка литья из чугуна с шаровидным графитом. *Процеси лиття*. 2017. № 2 (122). С. 70-78.
4. Александров Н. Н. Чугуны с шаровидным и вермикулярным графитом и аустенитно-бейнитной матрицей. Современные материалы для литых деталей. М. : Металлург, 2004. 419 с.
5. Путятина Л. И., Тимофеева Л.А. Особенности применения отливок из высокопрочного чугуна. *Збірник наукових праць УкрДАЗТ*. 2014. № 145. С. 150-153.
6. Чугун: Справочное издание / под. ред. А. Д. Шермана и А. А. Жукова. М.: Металлургия, 1991. 576 с.
- 12-7. Неижко И. Г. Термическая обработка чугуна. К. : Наукова думка, 1992. 208 с.
8. Солнцев Л. А., Зайденберг А. М., Малый А. Ф. Получение чугунов повышенной прочности. Харьков : Вища школа. Изд-во при Харьк. ун-те, 1986. 152с.
9. Полухин М. С. Разработка и использование чугунов с шаровидным графитом с повышенными механическими и триботехническими свойствами : дис. ... канд. техн. наук : 05.02.01 / Брянская государственная инженерно-технологическая академия. Брянск, 2009. 148 с.

10. Мищук Л. Н., Юдина Т. Ю. Изучение микроструктуры, химического состава и свойств поверхностной зоны высокопрочных чугунов после азотирования. *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана*. Сер. Машиностроение. 2018. № 4. С. 84-91.

11. Лахтин Ю. М., Коган Я. Д., Шпис Г. И., Бёмер З. Теория и технология азотирования. М : Металлургия, 1991. 320 с.

12. Лахтин Ю. М., , Изучение микроструктуры, химического состава и свойств поверхностной зоны высокопрочных чугунов после азотирования. Л.Н. Мищук, Т.Ю. Юдина Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. 2018. № 4. – С. 84-91. 2007.

ЗНЕМЦІНОВАЛЬНА ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ХОЛОДНОКАТАНОЇ ТОНКОЛИСТОВОЇ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ³

Пастухова К., ст. гр. МС - 51-20, ХНАДУ

Аннотация. Исследована скоростная разупрочняющая обработка холоднокатаной тонколистовой стали 08кп с использованием контактного нагрева и охлаждения. Установлены оптимальные температурно - временные параметры процессов рекристаллизационного отжига и последующего перестаривания для предотвращения деформационного старения сталі сов ременем. Разработанная технология термической обработки обеспечивает комплекс свойств, которые соответствуют регламентированной документации для изготовления двухслойных свернуто паяных трубок малого диаметра, которые эксплуатируются под большим давлением

Ключевые слова: тонкий лист, холоднокатаная сталь 08кп, скоростной контактный нагрев, рекристаллизационный отжиг, перестаривание, естественное старение, структура, прочность, технологическая пластичность

RELIABLE HEAT TREATMENT OF COLD-ROLLED THIN-SHEET LOW-CARBON STEEL

Pastukhova C., st. of gr. MS - 51 -20, KhNAHU

Annotation. High-speed softening treatment of cold-rolled thin sheet steel has been investigated 08kp using contact heating and cooling. Optimal temperature - temporary process parameters recrystallization annealing and subsequent reaging to prevent strain aging The developed technology of heat treatment provides a set of properties that correspond to the regulated documentation for the manufacture of two-layer coiled brazed small-diameter tubes that are operated under high pressure

Keywords: thin sheet, cold rolled steel 08kp, high-speed contact heating, recrystallization annealing, over-aging, strain aging, structure, strength, technological plasticity

Вступ

У виробництві різних видів металопродукції значне місце займає тонколистовий прокат, який завдяки своїм технологічним і експлуатаційним властивостям, а також економічним показникам дуже широко використовується в різних галузях народного господарства для виготовлення металоконструкцій і деталей, зварних труб, гнутих профілів методами холодного деформування.

З листового прокату сталі 08кп товщиною 0,5 - 0,8 мм виготовляють двошарові згорнуто паяні трубки для гідравлічних систем машин, приборів, а також для багатьох агрегатів побутового використання. Технологія виробництва таких трубок вимагає різних видів складної холодної пластичної деформації для здійснення процесів формозміни і тому сталь повинна мати високу пластичність [1]

До згорнуто паяних трубок ставляться вимоги надійності при знакозмінних навантаженнях, здатності витримувати значний внутрішній тиск, точності геометрії, високої якості внутрішньої і зовнішньої поверхні

³ Робота виконана під керівництвом професора Длщечкіної Ірини Василівни

З урахуванням технологічних і експлуатаційних особливостей виробів в роботі вирішувалося питання забезпечення холоднокатаній сталі 08кп високої технологічної пластичності при достатній міцності та запобігання її природного старіння.

Традиційним способом термічної обробки тонколистового холоднокатаного прокату сталі 08кп, призначеної для виготовлення виробів методами холодної деформації, є рекристалізаційний відпал рулонів в ковпакових печах [2,3], мета якого. отримання однорідного зерна фериту певного розміру, відновлення пластичності та забезпечення необхідної деформованості при холодній обробці металу тиском. Однак ковпаковий спосіб знеміцнення сталі має ряд специфічних недоліків: дуже тривалий процес, значні витрати електроенергії, нерівномірність нагріву рулонів і неоднорідність структури та властивостей по довжині і ширині листа, погана якість поверхні. Крім того, такий відпал не забезпечує сталі необхідний рівень властивостей згідно регламентованої документації ($\sigma_B = 340-350$ МПа, $\sigma_{0,2} = 300-320$ МПа, δ не менше 33 %) для виготовлення тонколистових заготовок двошарових згорнуто паяних трубок гідравлічних систем, що експлуатуються в умовах значного робочого тиску. У зв'язку з цим питання розробки нових способів підвищення технологічної пластичності холоднокатаної сталі 08кп при одночасному збільшенні міцності і покращенні якості листа є актуальним і має безумовне практичне значення.

Мета і постановка завдання

Мета роботи – забезпечити холоднокатаній тонкій смузі зі сталі 08 кп достатню міцність при підвищенні технологічної пластичності для бездефектного виготовлення двошарових згорнуто паяних трубок малого діаметра.

Вирішувалися наступні завдання: дослідження і визначення оптимальних температурно - часових параметрів швидкісного контактного рекристалізаційного відпалу і наступного перестарювання тонких стрічкових заготовок для отримання заданого комплексу експлуатаційних властивостей та упередження природного старіння.

Матеріал і методика досліджень

Дослідженню підлягала холоднокатана низьковуглецева листова сталь 08 кп товщиною 0,6 мм серійної плавки на металургійному комбінаті. У вихідному стані після прокатки із 60 % обтиснення сталь мала текстуровану структуру із середнім розміром феритного зерна 50-60 мкм і наступними властивостями: $\sigma_B = 810$ МПа, $\sigma_{0,2} = 640$ МПа, $\delta \sim 2\%$.

Холоднокатані стрічки піддавали швидкісному контактному рекристалізаційному відпалу при температурах 650 - 720°C. з видержкою 5, 10 та 15 с на установці з теплообмінними барабанами. Охолодження здійснювали до кімнатної температури.

З метою попередження деформаційного старіння відпалену сталь піддавали перестарюванню при температурі 400 °С. Час перестарювання варіювався від 2 с до 2 хв.

Дослідження макроструктури проводили за допомогою металографічного мікроскопа UIT MicroMet – I-102 BD та електронного мікроскопів РЕМ-106.

Механічні властивості визначали після випробування на розтяг за стандартними методиками

Для підрахунку розміру зерен і визначення дисперсії в їх розподілі за величиною використана спеціальна комп'ютерна програма.

Основні результати досліджень

Як показали дослідження швидкісний відпал при 650 °С з видержкою 5 с майже повністю ліквідує текстуру деформованої сталі, але зерно фериту залишається великим – середній розмір 50 - 45 мкм (рис. 1, а), якій відповідає ~ 5 номеру шкали оцінювання розмірів зерен. Після видержки 10 с поряд із зернами розміром 35 мкм з'являються дрібні зерна, що є наслідком початку рекристалізаційних процесів (рис. 1, б). При збільшенні часу видержки до 15 с фіксується відчутне здрібнення зерна до 25 мкм. Однак зберігається різнозернистість - фіксуються зерна розміром до 10 мкм (рис. 1, в).

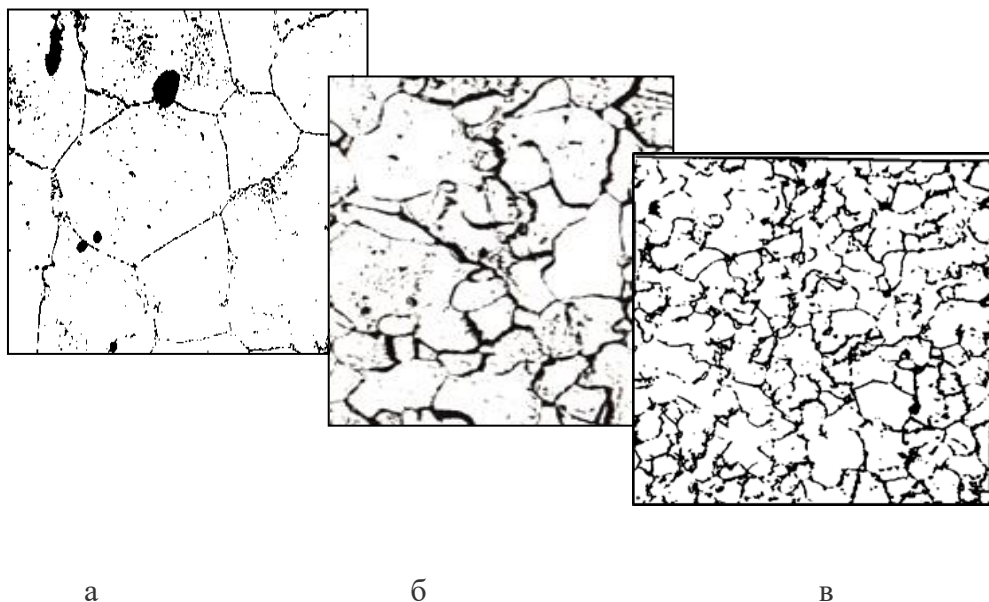
Відпал при температурі 700 °С з видержкою 5 с забезпечує подрібнення зерна до 23 - 25 мкм при певній неоднорідності мікроструктури за розмірами зерен (рис. 2 а). Підвищення часу витримки до 15 с підвищує ступінь однорідності структури при здрібненні зерна до 18-20 мкм, що відповідає 8 номеру шкали (рис. 2, а і б). При підвищенні температури до 720 °С з видержкою 15 с більшість зерен мають розмір 11- 12 мкм (рис. 3).

Розмір зерна має значний вплив на деформівність сталі. Занадто дрібне зерно фериту при підвищенні пластичності зміцнює сталь, а велике призводить до зниження ударної в'язкості та окрихчення сталі. В обох випадках має місце утруднення деформування сталі.

Як свідчать літературні джерела [4-6] найкращим як з точки зору комплексу властивостей для обробки сталі тиском в холодному стані, так і якості поверхні є розмір зерна 7- 8 номеру, які і формується після відпалу при 700 °С з видержкою 15 с..

Дослідженнями доведено, що при укому оптимальному режимі рекристалізаційного відпалу формуються доволі високі показники міцності, а саме $\sigma_B = 350$ МПа; $\sigma_{0,2} = 295$ МПа і при цьому пластичність δ дорівнює 30% .

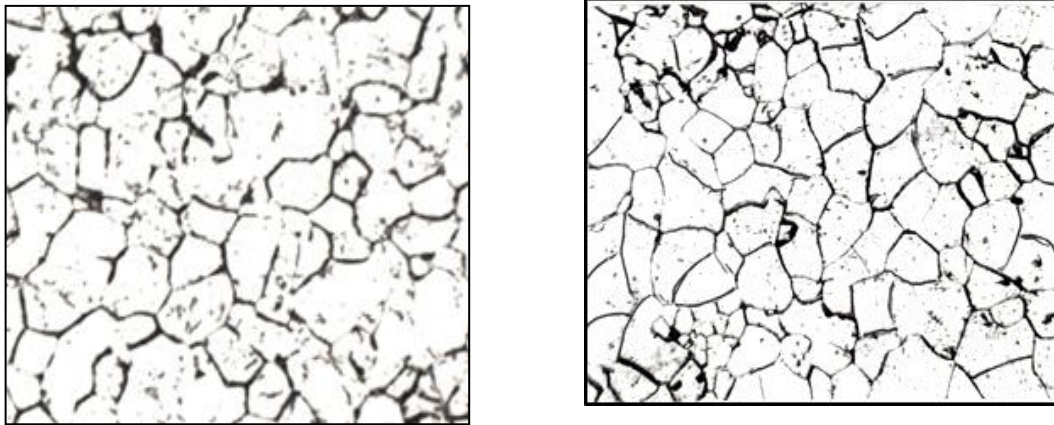
Підвищувати температуру недоцільно як з точки зору пластичності, так і міцності сталі.



а – 5 с ; б – 10 с ; в – 15 с ; х 500

Рисунок.1 – Мікроструктура сталі 08кп після відпалу при 650 °С

В умовах дуже швидкої термообробки α -твердий розчин пересичений надлишковою кількістю вуглецю та азоту, які не встигають виділитися, і метал знаходиться у нерівноважному стані. З часом ферит буде позбуватися від зайвої кількості цих елементів за рахунок виділення карбідів та нітридів (рис. 5) Відбувається деформаційне старіння сталі і, як наслідок, погіршується здатність її до деформування.



а б

а – 5 с ; б – 15 с ; х 500

Рисунок 2 - Мікроструктура сталі 08кп після відпалу при 700 °С

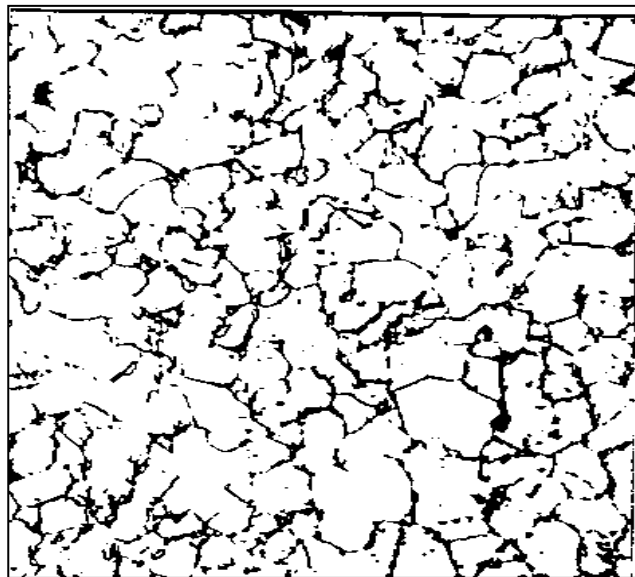
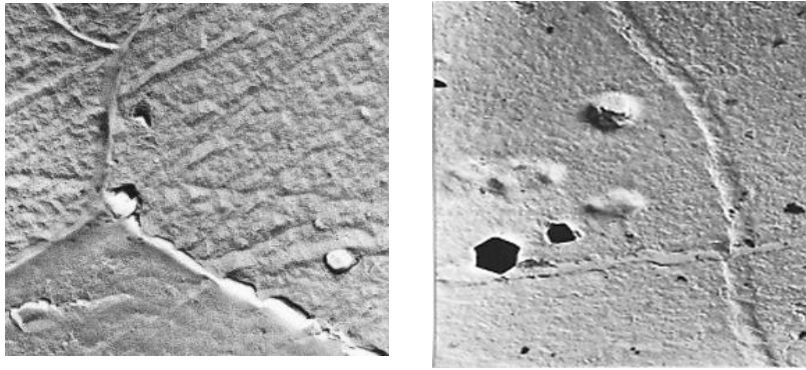


Рисунок 3 – Мікроструктура сталі 08 кп після відпалу при 720°С
з видержкою 15; х 500

В умовах дуже швидкої термообробки α -твердий розчин пересичений надлишковою кількістю вуглецю та азоту, які не встигають виділитися, і метал знаходиться у нерівноважному стані. З часом ферит буде позбуватися від зайвої кількості цих елементів за рахунок виділення карбідів та нітридів (рис. 4) Відбувається деформаційне старіння сталі і, як наслідок, погіршується здатність її до деформування.



а – старіння протягом 5 діб; б – одного місяця; $\times 10000$

Рисунок 4 – Мікроструктура сталі 08 кп після рекристалізаційного відпалу при $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ з видержкою 15 с та деформаційного старіння

Після вилежування листа на протязі 5 діб після рекристалізованого при $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ з видержкою 15 с, характеристики міцності значно підвищилися: $\sigma_{\text{в}} = 350\text{ МПа}$; $\sigma_{0,2} = 295\text{ МПа}$, а відносне подовження δ зменшилося з 30 % до 28 %. По завершенню місяця пластичність впала до 14%, показники міцності збільшилися, але дуже не суттєво (рис. 5).

Як свідчать дослідження, ефект старіння проявляється тим сильніше, чим більше час видержки при температурі відпалу і чим вище ця температура, що зумовлено більш повним розчиненням вуглецю в α -фазі зі збільшенням температурно - часових параметрів відпалу.

Щоб запобігти ефекту старіння і отримати стабільні механічні властивості сталі після рекристалізаційного відпалу піддавали подальшій термообробці – перестарюванню.



Рисунок 5 - Механічні властивості сталі 08кп після відпалу при 700°C з видержкою 15 с та вилежування протягом місяця

Перестарювання при 400 °С з видержкою 30 с забезпечує пластичність на рівні 31%. Після п'яти діб вилежування пластичність практично не змінюється (30%) при майже незмінних показниках міцності. По завершенню 30 діб пластичність відпаленої сталі знижується до 26%, а характеристики міцності мають тенденцію до підвищення (рис. 6,а)

Зі збільшенням часу видержки при перестарюванні до 2 хвилин після 5 діб вилежування пластичність листа знизилася всього від 34,5 до 33,5%, тимчасовий опір не змінився, а границя текучості збільшилася з 315 до 323 МПа (рис.6 ,б). Після подальшого вилежування на протязі місяця механічні характеристики залишилися незмінними. Таку стабілізацію механічних властивостей з плином часу. можна пояснити повним очищення твердого розчину від надлишкового вмісту вуглецю і азоту і забезпеченням рівноважного стану структури.

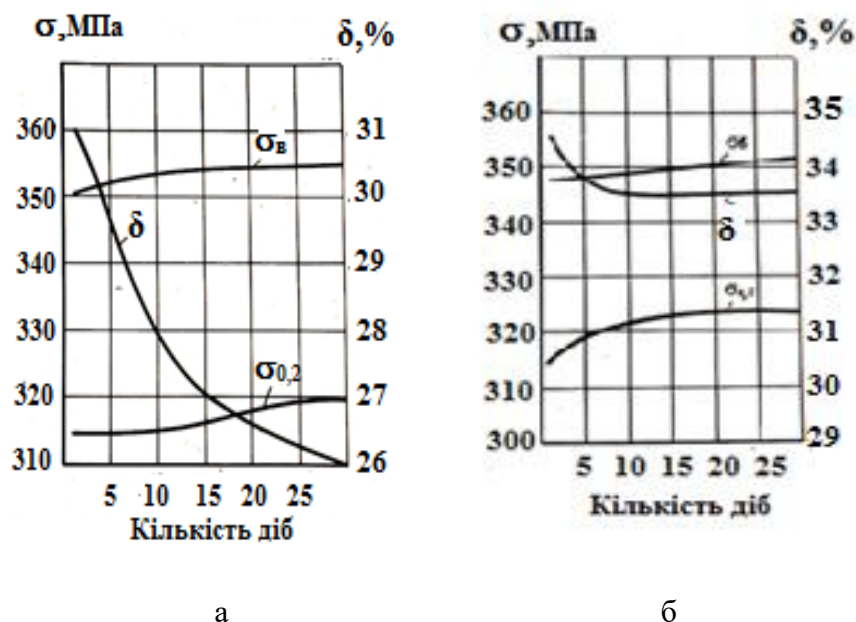


Рисунок 6 - Механічні властивості сталі 08 кп після відпалу при 700 °С з видержкою 15 с (а) та 2 хв(б) , наскінного перестарювання (видержка 30 с) та природного старіння

Стрічки, оброблені за двостадійним режимом термічної обробки, були порізані на смуги шириною для виготовлення двошарових згорнуто паяних трубок діаметром 8 мм із перекриттям від 1,0 до 1,2 мм для спаювання. При проходженні 100% контролю відзначена їх задовільна якість як за властивостями, так і за станом поверхні.

Висновки

1. Найкращим режимом контактного швидкісного (100 °С/с) рекристалізаційного відпалу є нагрів до 700 °С з видержкою 15 с, який забезпечує холоднокатаний тонколистовий сталі 08 кп комплекс властивостей ($\sigma_{\text{в}} = 350$ МПа; $\sigma_{0,2} = 295$ МПа, $\delta = 30\%$), що відповідає згідно ГОСТ 9045-93 категорії ВГ, тобто здатності сталі до холодного глибокого та складного деформування.

2.. Подальше деформаційне старіння протягом місяця відпаленої за швидкісним режимом сталі 08 кп протягм місяця призводить до різкого падіння пластичності (δ в 2,5 рази) і суттєвого підвищення міцності. .

3. Двоступенева знеміцнювальна швидкісна термічна обробка (рекристалізаційний відпал при 700 °С з видержкою 15 с і подальше перестарювання при 400 °С

протягом 2 хв) підвищують як міцність, так і пластичність (границю текучості $\sigma_{0,2}$ до 320 МПа, δ до 33,5 %) холоднокатаної сталі 08 кп і запобігає її старінню при вилежуванні протягом місяця. Отримані властивості відповідають регламентованим вимогам до заготовок, призначених для виготовлення двошарових згорнуто паяних трубок, що експлуатуються в умовах підвищеного тиску.

Література

1. Прудникова О. Р., Щербаков Э. Д., Лапин В.П. Выбор стали и технологии производства при изготовлении тонкостенных электросварных труб и изделий из них / О.Р.Прудников, Э.Д.Щербаков, В.П. Лапин //Литьё и металлургия. – 2011.– № 3 (51).– С. 216 - 221.
- 2 .Конспект лекцій з дисципліни "Вступ до спеціальності. Розділ «Обробка металів тиском»" / С.В. Єршов. Дніпродзержинськ: ДДТУ,– 2015.– 92 с
3. Рудской А.И.,Лунев В.А. Теория и технология прокатного производства: Учебное пособие,/ А.И. Рудской, В.А. Лунев// Наука. – 2005. – 540 с.
- 4.Гладченкова Ю. С. Управление структурой и свойствами проката из низкоуглеродистых и низколегированных сталей для получения изделий методами штамповки: автореф. дис. канд. техн. наук: 05.16.01., – 2016.– 147 с.
- 5 Матюк В. Ф. Влияние технологии производства листового проката низкоуглеродистых качественных сталей на их структурное состояние и взаимосвязь между механическими и магнитными свойствами (обзор) Неразрушающий контроль и диагностика / В.Ф. Матюк //2011,–№ 1.– С.3 - 31.
6. Уваров В. В., Носова Е. А. Структура и свойства листовых сталей для холодной штамповки: Учебное пособие. / В.В. Уваров, Е.А. Носова.//.– 2003.– 74 с.

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ КОМПЛЕКСНОГО МІКРОЛЕГУВАННЯ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ⁴

Руденко М.В., ст. гр. МС 16 т1-21, ХНАДУ

Анотація. Проведені дослідження мікроструктури та властивостей високоміцних чавунів різного хімічного складу для дослідження впливу мікролегування на механічні властивості та зносостійкість. Показано, що для підвищення властивостей можна проводити комплексне мікролегування нікелем та молібденом. Властивості високоміцного чавуну збільшуються із збільшенням вмісту нікелю та молібдену. Оптимальні кількості елементів складають 0,75 % нікелю та 0,58 % молібдену дозволяє.

Ключові слова: високоміцний чавун, мікролегування, експлуатаційні властивості, зносостійкість, мікроструктур.

INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF COMPLEX MICRO-ALLOYING ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH IRON

Rudenko M., st. of gr. MS 16 t1-21, KhNAHU

Abstract. Studies of the microstructure and properties of high-strength cast irons of different chemical composition have been carried out to study the effect of microalloying on mechanical properties and wear resistance. It is shown that complex microalloying with nickel and molybdenum can be carried out to improve the properties. The properties of high-strength cast iron increase with increasing content of nickel and molybdenum. The optimal amount of elements is 0.75% Nickel and 0.58% molybdenum allows.

Keywords: high-strength cast iron, microalloying, performance properties, wear resistance, microstructure,.

Вступ

Одним із сучасних матеріалів для середньонавантажених деталей сільгоспмашин є високоміцний чавун з бейнітною структурою (ВЧ). Завдяки високим експлуатаційним і технологічним властивостям ВЧ знаходить все більш широке застосування. В передових промислових країнах доля високоміцного чавуну в загальному обсязі литва складає 75 %. В тракторній промисловості ВЧ використовують для більше ніж 25 найменувань деталей [1, 2].

Отримати його можна легуванням та термічною обробкою. Модифікування, варіювання хімічного складу та легування, швидкості охолодження і термічної обробки дозволяють отримати широкий спектр структур та властивостей високоміцного чавуну.

З економічних міркувань доцільно використовувати мінімальну кількість легуючих елементів. Їх підбором може бути вирішена задача отримання повністю або частково бейнітної структури навіть без термічної обробки, в литому стані.

Дослідження присвячене актуальному питанню впливу кількості легуючих елементів на кількість бейніту в структурі та властивості високоміцного чавуну.

Аналіз публікацій і мета роботи

Найбільш поширеним у світовій практиці способом отримання високоміцного чавуну є магнієвий процес, що полягає у введенні в розплав металевго магнію, магнієвих лігатур та комплексних модифікаторів з магнієм [1-3].

Основний вплив на властивості оказують вуглець та кремній. Вуглець у високоміцному чавуні знаходиться у межах 3,2 ... 3,6 %, кремній – 1,7 ... 3,2 %. Кремній значно впливає як на структуру, так і на механічні властивості ВЧ, і практичне регулювання кількості фериту в ВЧ в литому стані здійснюють підбором вмісту кремнію [4, 5]. Для отримання високої пластичності вміст марганцю не повинен перевищувати 0,4%. Відомо, що нікель і молібден в ВЧ при спільному легуванні сприяють утворенню бейнітної і мартенситної структури в литому стані. Нікель

⁴ Робота виконана під керівництвом доцента Костіної Людмили Леонідівни

і марганець у ВЧ при спільному легуванні (до 2 та 3,5% відповідно) дозволяють отримувати конструкційний чавун з підвищеними значеннями зносостійкості і кавітаційної стійкості [6, 7]. Особливо сильно зміцнюють металеву матрицю молібден, ванадій і хром. Нікель та мідь підвищують кількість та дисперсність перліту, вирівнюють властивості в тонких і товстих перерізах виливка [8].

Для середньонавантажених деталей не завжди доцільна термічна обробка; суттєвого підвищення їх властивостей можна досягти легуванням і навіть економним легуванням [9]. Часто використовують комплексне легування декількома елементами, наприклад, нікелем та молібденом.

Матеріали і методи дослідження

Високоміцний чавун з кульковим графітом отримували модифікуванням магнієвою лігатурою. Модифікування проводили залізо-кремній-магнієвою лігатурою ЗКМ-2. Чавун виплавили в дуговій електропечі на шихті з чавуну ЛКР-3. Після відкачки шлаку в печі перше модифікування проводили лігатурою ЗКМ-2 у кількості 1,4%. Лігатуру вводили на дзеркало металу при заповненні ковша на 1/3, потім доливали метал та перемішували впродовж 3 хвилин. Температура модифікування складала 1440°C. Після скачування шлаку вторинне модифікування проводили у ковші феросиліцієм ФС-75 з кріолітом, з розрахунку 5...10 г суміші на 1 кг рідкого металу. Після повного розчинення феросиліцію чавун заливали у форми при температурі 1400 ... 1420 °С. Сумарний час обробки металу до заливки склав 4 хвилини.

Для дослідження впливу мікролегування на властивості високоміцного чавуну проводили економне легування нікелем та молібденом. Металевий нікель та феромолібден вводили в розплав в електропіч після першого модифікування, згідно розрахунків шихти для отримання чавунів різного складу.

Таблиця 1 - Хімічний склад досліджуваного чавуну з кулястим графітом

№ чавуну	Вміст елементів, %							
	C	Si	Mn	S	P	Ni	Mo	Mg
1	3,30	2,89	0,80	0,0033	0,060	-	-	0,050
2	3,32	2,28	0,70	0,0066	0,066	0,30	0,25	0,040
3	3,39	2,57	0,66	0,0066	0,068	0,75	0,58	0,050

Проведені металографічний аналіз отриманих чавунів, визначення твердості за Брінеллем, випробування на зношування на машині тертя СМЦ-2 за схемою ролик-колодочка (ролик виготовляли з дослідженого чавуну, колодочку – зі сталі 40).

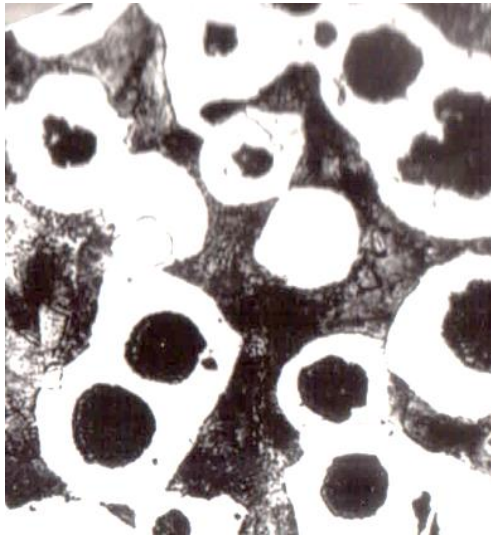
Результати дослідження

В вихідному стані всі досліджені чавуни мали 80% графіту кулькової форми Гф 12 розміром Граз 45 ... 90 згідно ГОСТ 3443-79. Структура матриці нелегованого чавуну 1 перліто-феритна, перліта до 70 %; чавуну 2 – перліто-феритна, перліта до 80%. Структура матриці чавуну 3 перліто-гоститна, з наявністю бейніту до 10 %, та 10 % фериту. Тобто збільшення вмісту нікелю та молібдену в чавуні призводить до збільшення вмісту високовуглецевої структурної складової, появи нерівноважних структур з високою міцністю та твердістю. Наявність досить високої кількості нікелю забезпечує високу ударну в'язкість (табл. 2).

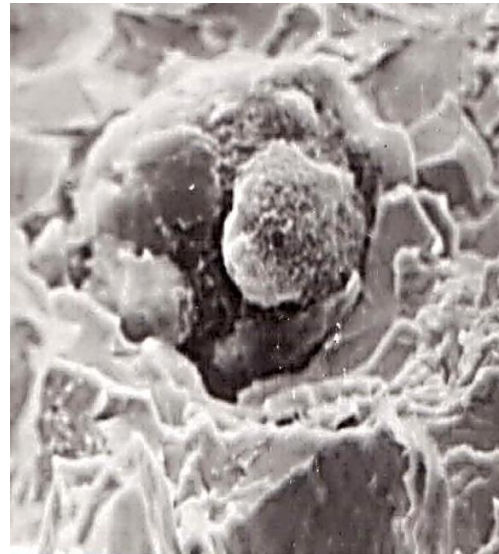
Таблиця 2 - Властивості досліджених чавунів в литому стані

Позначення чавуну	Механічні властивості			
	σ_B , МПа	δ , %	КС, Дж/см ²	НВ
ВЧ 1	700	4,0	22,0	229
ВЧ 2	730	3,9	32,0	241
ВЧ 3	810	3,7	36,0	272

Високоміцний чавун характеризується значною ліквідацією кремнію. В досліджених чавунах ліквідація кремнію зворотна, вона полягає у збагаченні кремнієм часток евтектичного зерна навкруги графітних включень (феритні отрочки) і збідненні ним часток по евтектичним границям (рис.1, а). Ферит оторочок при навантаженні руйнується крихко (рис.1, б).



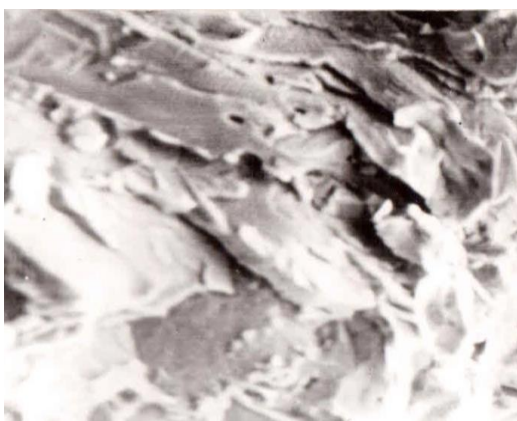
а, х 200



б, х 1000

Рисунок 1 – Мікроструктура дослідженого ВЧ в оптичному (а) та електронному (б) мікроскопі.

Збільшення концентрації легуючих елементів супроводжується зміною мікроструктури матриці: ліквідація кремнію зменшується, а ліквідація нікелю та молібдену збільшується. Основна структура – перліто-тростит з окремими голками бейніту в ділянках евтектичних границь. Тростит та бейніт утворюються внаслідок пересичення евтектичних границь нікелем та молібденом і мають розвинуту поверхню розділення фаз (рис.2). Така поверхня зумовлює більшу ударну в'язкість ВЧ (табл. 2).



а

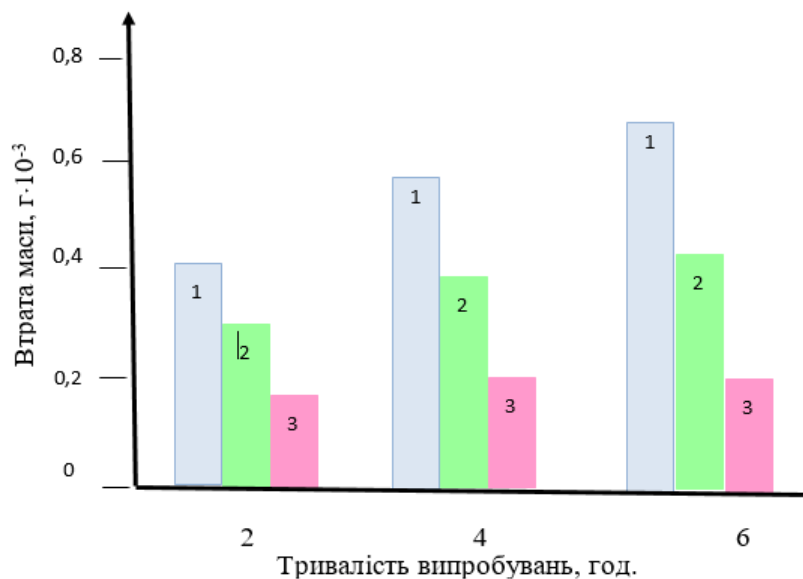


б

х 1000

Рисунок 2 – Мікроструктура дослідженого ВЧ: бейніт (а) та тростит (б).

Відповідно до зміни структури та властивостей показники зносостійкості досліджених ВЧ тим більші, чим більший вміст легуючих елементів (рис. 3).



1 –ролик з ВЧ 1, 2 –ролик з ВЧ 2, 3 – ролик з ВЧ 3
Рисунок 3 – Діаграма зношування роликів

Максимальне зношування ВЧ 1 складає 0,719 г. Після 6 годин тертя не встановлюється стабільне зношування. Максимальне зношування ВЧ 2 складає 0,471 г. Після 6 годин тертя не встановлюється стабільне зношування. Максимальне зношування ВЧ 3 складає 0,210 г. Після 6 годин тертя стабільне зношування майже встановлюється.

Висновки

1. В вихідному стані всі досліджені чавуни мали 80% графіту кулькової форми Гф 12. Розмір цих графітних включень складав згідно ГОСТ 3443-79 Граз 45 ... 90. Структура матриці нелегованого чавуну 1 перліто-феритна, перліта до 70 %; чавуну 2 – перліто-феритна, перліта до 80%. Ферит розташований у вигляді оторочок навколо графітних включень. Структура матриці чавуну 3 перліто-трититна, з наявністю 10 % бейніту та 10 % фериту.

2. Властивості отриманих чавунів складають: ВЧ 1 – границя міцності 700 МПа, відносне подовження 4,0 %; ВЧ 2 – границя міцності 730 МПа, відносне подовження 3,9 %; ВЧ 3 – границя міцності 810 МПа, відносне подовження 3,7 %. Тобто збільшення вмісту легуючих елементів приводить до підвищення механічних властивостей мікролегованого нікелем та молібденом високоміцного чавуну.

3. В високоміцному чавуні, легуваному нікелем та молібденом, трости та бейніт руйнуються з утворенням розвинутої поверхні зламу. Найбільш розвинену поверхню та найвищу роботу руйнування в досліджених чавунах має бейнітна структура.

Таким чином, найбільшу зносостійкість має ВЧ 3 з найбільшою кількістю легуючих елементів (0,75 % Ni, 0,58 % Mo). Найнижчу зносостійкість має нелегований чавун ВЧ 1.

Література

- 1 Чугун. Справочник / Под редакцией А.А.Шермана и А.А.Жукова // М.: Металлургия, 1991. – 576 с.
- 2 А.Н. Крутилин, А. Т. Скойбеда, Г. В. Стасевич, В. С. Чешун, М. И. Курбатов, Литые шестерни из высокопрочного чугуна, подвергнутого изотермической закалке
- 3 М.П. Шебатинов, Ю.Е. Абраменко, Н.И. Бех, Высокопрочный чугун в автомобилестроении. – М., Машиностроение, 1988 р. – 211 с.
- 4 ГОСТ 7293 – 85 Чугун с шаровидным графитом для отливок

- 5 <https://www.syl.ru/article/304510/что-такое-чугун-svoystva-sostav-poluchenie-i-primenie>
- 6 <http://ingenerov.net/ingeneram/metall/298-2009-06-30-20-40-23.html>
- 7 <http://xn---etbgnakbgoaekb6bub9d3d.xn--p1ai/high-duty-cast-iron.html>
- 8 А. Н. Крутилин, Н. И. Бестужев, В. А. Стефанович, М. И. Курбатов, Влияние термической обработки на структуру и свойства экономнолегированного высокопрочного чугуна. - Литье и металлургия, №1, 2008 г., с. 102-108
- 9 <http://streetracing.ru/auto/1073-primeneniye-chuguna-v-mashinostroenii.html>

ВСТАНОВЛЕННЯ ЗАЛЕЖНОСТІ ТВЕРДОСТІ ЗА МАРТЕНСОМ ВІД НАВАНТАЖЕННЯ ПРИ ІНДЕНТУВАННІ СТАЛЕВИХ ЗРАЗКІВ⁵

Тунік В.С., Дашковський В.І. ст. гр. МС 41 - 18, ХНАДУ

Анотація. Показано, що вимірювання твердості за Мартенсом найбільш привабливо, тому що ураховує як пружну, так і пластичну складові в значеннях твердості металів. При вимірюванні твердості за шкалами Мартенса індентором Берковича сталевих зразків різної твердості виявлено значний розмірний ефект, тобто значення твердості зі збільшенням навантаження зменшуються майже у 2 рази.

Ключові слова: твердість за Мартенсом, індентор, діаграма інденування, розмірний ефект.

ESTABLISHMENT OF DEPENDENCE OF MARTENS HARDNESS ON LOAD DURING INDENTATION OF STEEL SPECIMENS OF DIFFERENT HARDNESS

Tunik V.S., Dashkovsky V.I., st. of gr. MS 41 -18, KhNAHU

Annotation. It is shown that the measurement of hardness by the Martons method is more acceptable, since the elastic and plastic components are taken into account in the values of the hardness of metals. When measuring the hardness on the Martens scales with a Berkovich indenter of steel samples of different hardness, a indentation size effect was revealed, that is, the hardness values decrease almost 2 times with increasing load.

Keywords: Martens hardness, indenter, indentation diagram, indentation size effect.

Вступ

Важливим аспектом сучасності є коректне вимірювання твердості з урахування пружної та пластичної складових. Цьому в більшій мірі відповідає метод вимірювання твердості за шкалою Мартенса згідно з ISO 14577 [1].

Значним фактором, що впливає на значення результатів вимірювання твердості, є розмірний ефект, тобто indentation size effect в англійській літературі.

Питанню впливу навантаження на значення твердості за методом Мартенса і присвячене дане дослідження.

Аналіз публікацій і мета роботи

В роботах [1-2] показано, що найбільш прогресивним методом вимірювання твердості металевих матеріалів є метод Мартенса, який враховує як пружну, так і пластичну складові у твердості. Але в цих випробуваннях значну роль грає явище розмірно ефекту при інденуванні.

Автори [3-5] свідчать, що розмірний ефект, тобто залежність твердості від навантаження присутній при вимірюванні твердості будь яких металевих матеріалів. Як відомо, розмірний ефект збільшує або зменшує показники твердості від декілька відсотків до 2-3 х разів.

В роботі [2] також доведено, що розмірний ефект буває прямий або зворотний.

Об'єктом досліджень були сталеві міри твердості. Що стосується впливу навантаження на значення твердості сталевих зразків - це питання є актуальним для сучасного матеріалознавства.

Метою даної роботи є дослідження характеру зміни твердості зі збільшенням навантаження на індентор.

⁵ Робота виконана під керівництвом професора Мощенка Василя Івановича

Матеріали і методи дослідження

Для дослідження були відібрані зразки, виготовлені з мір твердості. Позначення зразків та їх твердість надано в таблиці 1.

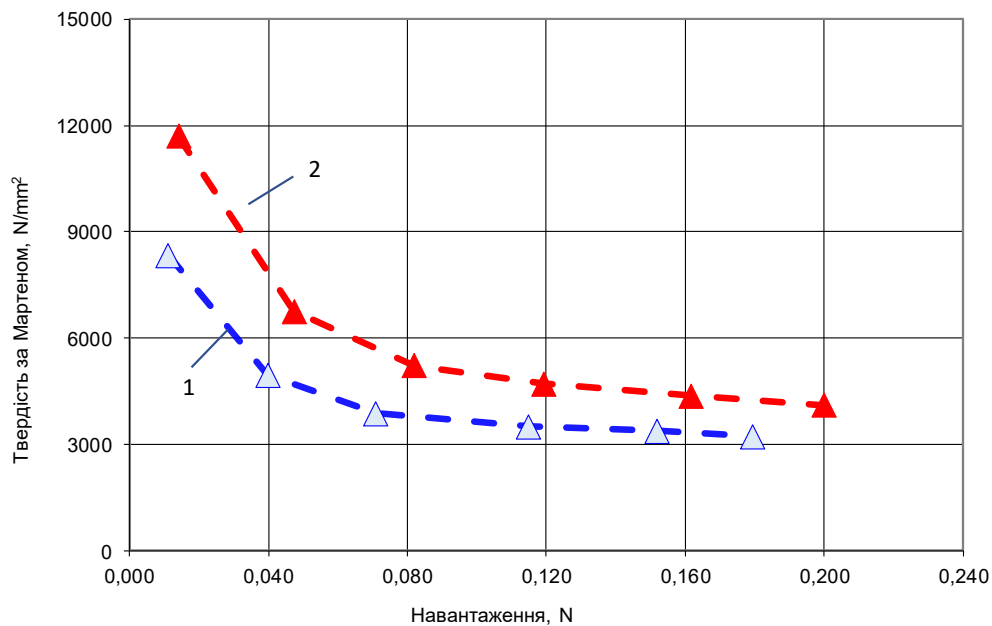
Таблиця 1 – Значення твердості сталевих мір

Вид зразку	Позначення зразку	№ зразку
Міра твердості HBW	103HBW10/1000/10 (Сталь 15)	1
	411HBW10/1000/10 (У10А)	2

Твердість вимірювалась на приладі NanoTest (Micro Materials Ltd.) Унікальність даного приладу - горизонтальне розташування шпинделя і індентора, що дозволяє з більшою точністю визначати твердість в мікро- і нанодіапазоні. Це пов'язано з силою тяжіння, яка діє на досліджуваний зразок під час проведення випробування.

Результати дослідження

Залежність твердості за Мартенсом від навантаження наведено на рис. 1.



1 – зразок 1 (103HBW10/1000/10); 2 – зразок 2 (411HBW10/1000/10)

Рисунок 1 – Залежність твердості за Мартенсом від навантаження

З рисунку видно, що при підвищенні навантаження до 0,24 Н значення твердості за Мартенсом зменшується більш ніж в 2 рази. Такі дуже високі значення розмірного ефекту треба обов'язково враховувати при оцінці якості деталей за твердістю.

Висновки

1. При дослідженні залежності твердості за Мартенсом сталевих зразків значно проявляється розмірний ефект (indentation size effect). Це свідчить про те, що при збільшенні навантаження при вимірюваннях твердість матеріалів зменшується.
2. Явище розмірного ефекту необхідно використовувати на виробництві при оцінці якості виготовленої продукції.

Література

1. ISO 14577-1:2015. Metallic materials — Instrumented indentation test for hardness and materials parameters — Part 1: Test method.
2. Мощенок В. И. Новые методы определения твердости материалов : монография / В. И. Мощенок. — 2-е изд. доп. и перераб. — Х. : ХНАДУ, 2013 — 324 с.
3. Размерный эффект в определении твердости материалов / В.И. Мощенок, Ю.В. Батыгин // Вестн. ХНАДУ . — 2010. — Вып. 48. — С. 194-199. — Библиогр.: 19 назв. — рус.
4. Prasad Pramod Soman, Erik G. Herber, Katerina E. Aifantis and Stephen A. Hackney. Analysis of local grain boundary strengthening utilizing the extrinsic indentation size effect. Journal of Materials Research, Volume 34, Issue 13: Focus Issue: Intrinsic and Extrinsic Size Effects in Materials, 15 July 2019, p. 2347 – 2369. DOI: <https://doi.org/10.1557/jmr.2019.102>. Copyright © Materials Research Society 2019.
5. Simon P.A. Gill and Christopher J. Campbell A model for the indentation size effect in polycrystalline alloys coupling intrinsic and extrinsic length scales. Journal of Materials Research , Volume 34 , Issue 10 , 28 May 2019 , p. 1645 – 1653.

ЗБІЛЬШЕННЯ НАДІЙНОСТІ ЗВАРНИХ КОНСТРУКЦІЙ ІЗ СОРТОВОГО І ЛИСТОВОГО ПРОКАТУ В ДОРОЖНЬО - БУДІВЕЛЬНИХ ТА СІЛЬСЬКОГОСПОДАРСЬКИХ МАШИНАХ ⁶

Даниленко О. О., ст. гр. МС - 31- 19, ХНАДУ

Аннотация. Повышение надежности сварных конструкций из сортового и листового проката двухфазной ферритно-мартенситной стали достигнуто путем получения оптимальной структуры стали и использования сварочных электродов с присадкой иттрия в покрытие.

Ключевые слова: надежность, сварные конструкции, двухфазные ферритно-мартенситные стали, электроды, покрытие, итрий, микроструктура, механические свойства, надежность,

INCREASING THE RELIABILITY OF WELDING STRUCTURES FROM ARIETY AND SHEET ROLLING INTO ROAD - BUILDING AND AGRICULTURAL MACHINES

Danilenko O.O., st. of gr. MS - 31-19, KhNADU

Abstract. Improving the reliability of welded structures made of high-grade and sheet metal of two-phase ferritic-martensitic steel is achieved by obtaining the optimal structure of steel and the use of welding electrodes with yttrium additive in the coating.

Keywords: reliability, welded structures, two-phase ferritic-martensitic steels, electrodes, coating, yttrium, microstructure, mechanical properties, reliability,

Вступ

При виготовленні дорожньо – будівельних (БДМ) та сільськогосподарських машин (СГМ) велику кількість деталей отримують штампуванням листових сталей з наступним зварюванням [1,2]. Для навантажених виробів досить складної конфігурації (опорні рами, кронштейни, начепне знаряддя) використовують низьколеговані двофазні феритно-мартенситні сталі (ДФМС) підвищеної міцності. Широке застосування цих сталей обумовлено прагненням до підвищення якості деталей, зменшення їх маси та зниження витрат пального.

При все зростаючому ускладненні конструкцій та умов експлуатації БДМ та СГМ актуальним є питання підвищення надійності їх відповідальних зварних конструкцій із сортового та листового сталювого прокату

Стан питання

У зв'язку з тим, що деталі із листових сталей отримують холодним штампуванням деформаційне зміцнення негативно вплине на зварюваність. Мартенсит, що міститься у двофазній сталі, також погіршує зварюваність. Таким чином, надійність зварного з'єднання з одного боку лімітується небезпекою локального охрихчування

⁶ Робота виконана під керівництвом професора Дощечкіної Ірини Васильовни

через наявність мартенситу, а з іншого боку - можливістю знеміцнення сталі під тепловим впливом зварювання.

Забезпечення більш якісного зварного з'єднання – це необхідна умова застосування двофазних сталей підвищеної міцності для зварних листових конструкцій [3]. Перспективним напрямом покращення якості зварних з'єднань є мікролегування наплавленого металу рідкоземельними елементами (РМЗ). Як свідчать літературні джерела [4-6], серед РМЗ найефективнішим стосовно впливу на структуру та властивості металу є ітрії. Завдяки своїй високій хімічній активності по відношенню до шкідливих домішок, він очищує метал від кисню, сірки, фосфору, азоту, зменшує схильність до перегріву, сприяє подрібненню зерна, дисперсності та глобуляризації неметалевих включень, що суттєво підвищує опір крихкому руйнуванню зварного шва. Це дуже важливо, враховуючи умови експлуатації БДМ та сільськогосподарських машин – під дією ударних навантажень, агресивного середовища, різких змін кліматичних температур.

Метою даної роботи є забезпечення хорошого штампування та підвищення надійності зварних з'єднань з феритно-мартенситної сталі 09Г2С шляхом мікролегування наплавленого металу ітрієм.

Матеріал та методики досліджень

Зварні з'єднання отримували із листової сталі 09Г2С. Для хімічного аналізу, досліджень мікроструктури і механічних властивостей використовували багатошарове наплавлення висотою 25 мм на модельну сталь 10. Використовували електроди марки УО-1 типу Е50 діаметром 4 мм з додатком в покритті ітрію в розрахункових кількостях 0,2 – 3,0 %, що відповідало залишковому вмісту ітрію у наплавленому металі 0,005-0,015% відповідно.

Зварювання і наплавлення виконували на постійному струмі зворотної полярності із силою струму 200 – 210 А.

Для металографічного аналізу шліфи вирізали із наплавлення і виготовляли за стандартною методикою. Дослідження проводилися за допомогою металографічного і електронного мікроскопів ("Ахіомат" і УЕМВ - 100К). Оцінку розміру зерен та обробку результатів здійснювали за допомогою спеціальної комп'ютерної програми.

Для оцінки механічних властивостей наплавленого металу використовували стандартні розривні та ударні зразки після випробувань на розтягання та ударну в'язкість. Випробування на ударний згин при знижених температурах (0, - 20, - 40, - 60, - 70 °С) проводилися в охолоджувальному середовищі (суміш вуглекислоти зі спиртом).

Результати досліджень

Важливим показником гарного штампування є відношення $\sigma_{0,2} / \sigma_B$. Для типових ДФМС воно відповідає $\sim 0,5$. Забезпечивши в мікроструктурі сталі 20 – 25% мартенситної складової, як зміцнюючої фазу, можна знизити відношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ до 0,4 - 0,45 і покращити штампування [2].

Для отримання в сталі ферритно-мартенситної структури проводилося часткове гартування з міжкритичного інтервалу. З рисунка 1 випливає, що одержати 20-25 % мартенситу можна при загартуванні сталі від температури 780 - 790 °С, але при цьому погіршується зварюваність. Для поліпшення зварюваності в наплавлений метал додавали мікродобавки ітрію.

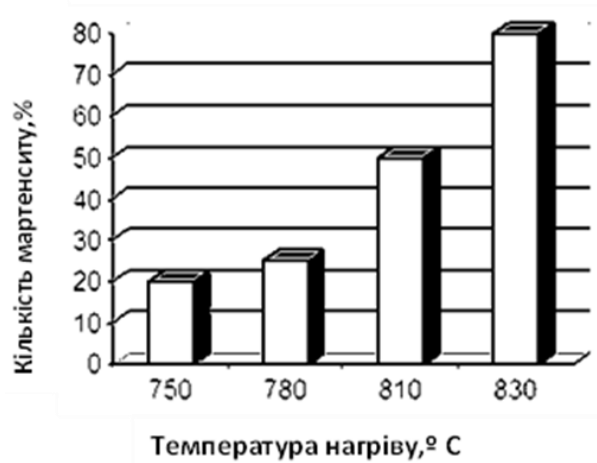
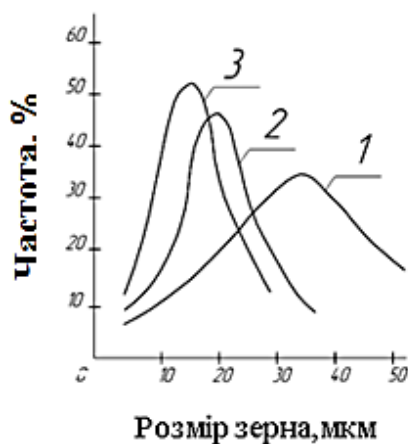


Рисунок.1 – Залежність кількості мартенситу, що утворюється при нагріванні листової сталі 09Г2С з видержкою 5 хв

Встановлено, що максимальний модифікуючий і рафінуючий ефект досягаються при додаванні в покриття до 0,3% ітрію.. При цьому помітно зменшується кількість шкідливих домішок – сірки та фосфору, вони більш рівномірно розподіляються за перетином. Очищаються межі зерен. Знижується загальна кількість неметалевих включень, вони подрібнюються, набувають округлої форми. При додаванні 0,6 % ітрію спостерігається подальше подрібнення включень, але при цьому помітно збільшується їх кількість.

Ітрій істотно зменшує розмір зерна. У металі без ітрію 35 % зерен відповідають 35 - 40 мкм, а з присадкою ітрію до 50 % площі займають зерна розміром 15 - 20 мкм (рис. 2).



1 – серійний електрод; 2 – з 0,3 % Y в покритті; 3 – з 0,6 % Y .

Рисунок 2 – Розподіл зерен ферита за розмірами в наплавках:

При присадці ітрію ~ 1% по границях зерен виділяється нова крихка фаза, збагачена ітрієм до 1,5%.

Проведені дослідження показали, що при додаванні 0,3% ітрію ударна в'язкість при мінус 60° С у 2 рази вища, ніж у металу, що наплавлений серійним електродом.

Збільшення вмісту ітрію до 0,6 – 1% призводить до зниження показників ударної в'язкості у всьому температурному інтервалі, що пов'язано із забрудненням металу оксидами ітрію та іншими сполуками., про що свідчать металографічні дослідження.

Оскільки електроди з присадкою ітрію забезпечили підвищення властивостей наплавленого металу як при кімнатних, так і негативних температурах, було вирішено використати їх для зварних конструкцій із двофазної сталі підвищеної міцності 09Г2С. У таблиці 1 наведено результати механічних досліджень зварних з'єднань із цих сталей.

Таблиця 1– Механічні властивості зварних з'єднань зі сталі 09Г2С

Сталь	Електрод	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²					
						Температура, °С					
						+20	0	-20	-40	-60	-70
09Г2С	серійний	580	470	28	68	1,8	1,6	1,3	1,2	0,7	0,6
	з додатком у покриття 0,3% ітрію	600	490	28	68	2,1	1,8	1,8	1,5	1,2	1,0

З таблиці видно, що характеристики зварних з'єднань електродами з ітрієм, вище в порівнянні з серійним. Пластичність зберігається практично на тому ж рівні, тоді як ударна в'язкість, особливо при низьких температурах, суттєво зростає.

Присадка ітрію у покриття електродів значно покращує зварювально-технологічні характеристики: підвищується стабільність горіння дуги, зменшується розбризкування металу. Утворена шлакова кірка добре захищає метал і легко відділяється при охолодженні.

Покращення зварюваності, запас пластичності, підвищення ударної в'язкості при кімнатній та негативних температурах збільшують опір металу зварного шва листових конструкцій зі сталі 09Г2С крихкому руйнуванню, а відтак підвищують їх надійність в експлуатації.

Висновки

1. Двофазна феритно-мартенситна сталь, що містить після гартування 20- 25% мартенситу, забезпечує відношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,4 - 0,45$, що є показником гарної штампуємості сталі при виготовленні з неї виробів.

2. Для отримання 25% мартенситу в структурі сталі 09Г2С її треба піддати частковому гартуванню від температури 780 – 790 °С.

3. Підвищення надійності зварних конструкцій із сортового та листового прокату сталі 09Г2С можна досягти з використанням зварювальних матеріалів, що містять ітрій.

4. Оптимальна добавка ітрію в покриття електродів 0,3%, забезпечить зварним з'єднанням підвищення міцності без зниження пластичності, а також суттєве збільшення ударної в'язкості як при позитивних так і негативних температурах.

5. Електродні матеріали з ітрієм ефективно використовувати як при зварюванні конструкцій із маловуглецевих на низьколегованих сталей в більшості застарілих агра-

рних машин та механізмів, так і при ремонті сучасної вітчизняної та закордонної техніки, де використані ДФМС підвищеної міцності.

Літературні джерела

1. Лівінський О.М. Будівельні машини та обладнання. Підручник / О.М.Лівінський, О.М.Пшінько, И.В.Савицький та інші. // К. :Українська академія наук; «МП Леся», 2015.-612 с.
2. Сільськогосподарські машини: Навч. посіб. / Гаврилюк Г. Р., Ільїн В. В., Борисов В. М. та ін. ; За ред. Г. Р. Гаврилюка. – К. : Аграрна освіта, 2001. – 216 с.
3. Голованенко, С. А. Двофазні низьколеговані сталі/ С. А. Голованенко, Н. М. Фонштейн.- М.: Металургія, 1986. - 206 с.
4. Дощечкіна, І. В./ І. В. Дощечкіна, В.О. Костик // Вісник національного технічного університету "ХПІ", -Харків: 2002. -т. 10 - С. 36 -39.
5. Єфіменко, Н. Г. Металознавство та термічна обробка зварних з'єднань / Н.Г. Єфіменко, Н. А. Радзивілова- Харків: 2003. - 488 с.
6. Єфіменко Н.Г. Комплексная оценка влияния иттрия на свойства сварных швов сталей / Н.Г.Ефименко // Автоматическая сварка. – 2003. – № 8. – С.18-24.

ЭЛЕКТРОННОЕ УПРАВЛЕНИЕ СВЕТОВЫМИ ИНДИКАТОРАМИ ⁷

Боднар Виктор, студент гр. IM21Z
Бельцкий Государственный Университет им. Алеку Руссо,
ул. Пушкина, 38, 3100, Бельцы, Республика Молдова

Абстракт. В работе представлены результаты исследования и применения электронных схем управления световыми индикаторами (лампы накаливания, светодиоды и светодиодные индикаторы). Проведен анализ использования электронных ключей на базе полупроводниковых биполярных транзисторов для коммутации электрических цепей со световыми индикаторами. В качестве примера исследуются схемы коммутации ламп накаливания и управления четырехразрядными семисегментными индикаторами с применением программируемой платы Arduino Uno и электронных ключей.

ELECTRONIC CONTROL OF LIGHT INDICATORS

Bodnar Victor, student gr. IM21Z
Balti State University. Alec Rousseau,
st. Pushkina, 38, 3100, Balti, Republic of Moldova

Abstract. The paper presents the results of research and application of electronic control circuits for light indicators (incandescent lamps, LEDs and LED indicators). An analysis of the use of electronic switches based on semiconductor bipolar transistors for switching electrical circuits with light indicators. As an example, the circuitry of switching incandescent lamps and control of four-digit seven-segment indicators using a programmable Arduino Uno board and electronic keys are studied.

Введение

В современных системах автоматического управления световыми индикаторами происходит переход от механической коммутации электромагнитными реле и механическими переключателями к электронной коммутации с использованием электронных ключей на базе полупроводниковых приборов.

Электронный индикатор – это прибор для наглядного воспроизведения сигналов. Может показывать наличие входного сигнала и/или его величину без указания погрешности [1-3]. Воспроизведение информации индикатором происходит без её долговременной фиксации [4]. Сигнал индикатора отображает процесс, состояние объекта. Индикаторы бывают визуальные и акустические [5]. Визуальный индикатор преобразует электрические сигналы в пространственное распределение яркости и/или контраста [6].

Электронные индикаторы устанавливаются в различное бытовое и промышленное оборудование для информирования человека об уровне или значении различных параметров, например, напряжения, тока, температуры, заряде батареи и т. д. [7].

Электронный индикатор помогает человеку быстро и наглядно оценить необходимые параметры, особенно те, которые человек непосредственно не может определить с помощью своих органов чувств [7]. Если требуется высокая точность такой оценки, устанавливаются многоразрядные цифровые индикаторы; в случаях, когда точность не требуется и необходимо увидеть лишь наличие или отсутствие сигнала, применяют единичные индикаторы.

⁷ Робота виконана під керівництвом доцента Ожегова Александра

Причисление тех или иных устройств к индикаторам определяется их применением. Так, например, обычная лампочка накаливания, созданная для освещения, при использовании в системах оповещения или пультах управления и контроля, может считаться индикатором. В то же время, электронное табло, изготовленное из матричных светодиодных индикаторов и используемое для рекламы, уже индикатором не считается. Таким образом, название «электронный индикатор» определяется зачастую не только конструкцией или физическими особенностями изделия, а способом его применения в конкретном устройстве или системе.

Понятие электронный индикатор объединяет множество различных устройств и классификация может быть выполнена по различным признакам – конструктивным особенностям, способам управления и по назначению. В литературе [8-16] встречаются различные способы классификации индикаторов:

- По назначению – в зависимости от размера и места установки:
 - индивидуальные
 - групповые
 - коллективного пользования
- По физическому принципу формирования изображения:
 - Активные – полупроводниковые (светодиодные), газоразрядные, катодолуминесцентные, электролюминесцентные, накаливаемые — все те, которые в процессе работы излучают свет для формирования изображения.
 - Пассивные – устройства, которые формируют изображение путём поляризации, отражения или пропускания света от внешнего источника. К пассивным относят жидкокристаллические, электрофорезные, электрохромные, а также сегнетокерамические индикаторы.
- По характеру отображаемой информации:
 - Единичный – отдельный индикатор в виде точки или геометрической фигуры, не несущий своей формой никакой информации и передающий состояние наличием, цветом или яркостью.
 - Шкальный – дискретный индикатор, предназначенный для отображения информации в виде уровней или значений величин, выполняется в виде нескольких единичных индикаторов, расположенных вдоль прямого отрезка (линейный шкальный индикатор) или криволинейной формы. Передает информацию количеством или положением элементов индикации на шкале.
 - Мнемонический – отдельный индикатор в виде геометрической фигуры или изображения, форма которого имеет значение для интерпретации отображаемой информации.
 - Цифровой – индикатор, отображающий значения числовой величины в цифровом виде.
 - Буквенно-цифровой – предназначен для вывода цифр, букв и специальных знаков. Буквенно-цифровые индикаторы отображают либо заложенный при разработке устройства ограниченный перечень символов, либо дает возможность создавать изображения символов самостоятельно. Часто такой индикатор называют алфавитно-цифровым.
 - Графический – наиболее сложный тип индикаторов, позволяющий передавать как символьную информацию, так и рисунки.
 - Комбинированный – индикатор, сочетающий два или несколько вариантов отображаемой информации. Комбинированные индикаторы часто используются в бытовой или портативной технике массового производства, поскольку они зачастую уникальны и разрабатываются для каждого типа устройств отдельно.
- По конструкции информационного поля:

- Знакомоделирующий – индикатор, который содержит несколько заложенных в конструкцию символов или знаков. Выбор того или иного изображения производится соответствующими схемами управления. По такому принципу работают вакуумные накаливаемые или газоразрядные индикаторы.

- Знакосинтезирующий – индикатор, в котором информация, предназначенная для зрительного восприятия, отображается с помощью одного или совокупности дискретных элементов. К знаковосинтезирующим относятся, например, все сегментные индикаторы, в том числе семисегментные, и матричные индикаторы.

- По информационной ёмкости:

- Одноразрядные – предназначенные для одной цифры или символа.

- Многоразрядные с фиксированными знаковыми местами – предназначенные для отображения нескольких цифр или символов.

- Многоразрядные без фиксированных знаковых мест – обычно матричные графические индикаторы, предназначенные для индикации символов в любом месте информационного поля.

- По способу формирования изображения:

- Статические – устройства, в которых каждый элемент отображения имеет собственную схему управления. Состояние каждого элемента однозначно в каждый момент времени и адекватно соответствует воспринимаемому человеком изображению. При этом, способ передачи информации к элементу схемы, определяющей состояние, не имеет значения и может быть в том числе мультиплексным.

- Мультиплексные, или динамические – индикаторы, в которых изображение в каждый момент времени содержит только часть целостной информации, а результирующая картинка воспринимается человеческим глазом в полном виде за счет инерционности зрения или за счет инерционности элементов индикации. Такая схема используется, например, в матричных индикаторах и в многоразрядных семисегментных индикаторах, когда выходы элементов индикации объединяются между собой для упрощения схемы управления.

- По цвету:

- Одноцветные – цвет которых определяется конструкцией.

- Многоцветные – индикаторы, имеющие возможность передавать информацию различным цветом или оттенками цвета. Обычно имеют ограниченное количество передаваемых цветов. Характерным примером могут быть индикаторы опасности, имеющие в обычном состоянии зелёный цвет, а в случае, требующем внимания – жёлтый или красный цвет.

- Полноцветные – индикаторы, имеющие возможность передавать все оттенки воспринимаемого человеческим глазом цвета.

- По способу передачи информации:

- аналоговые – передают информацию яркостью или оттенком цвета.

- дискретные – передают информацию количеством и совокупностью элементов.

Целью данной статьи является исследование схем электронной коммутации ламп накаливания и управления четырехразрядными семисегментными индикаторами с применением программируемой платы Arduino Uno и электронных ключей.

1. Принцип работы электронного ключа на базе полупроводникового биполярного транзистора

Открывающий сигнал для работы ключей (рис. 1, а, б) подается через ограничительное сопротивление тока базы транзистора V1 и далее на конечный каскад также через ограничительное сопротивление транзистора V2. В зависимости от требуемой

полярности питания нагрузки в оконечном каскаде применяется транзистор разной структуры (n-p-n или p-n-p типа).

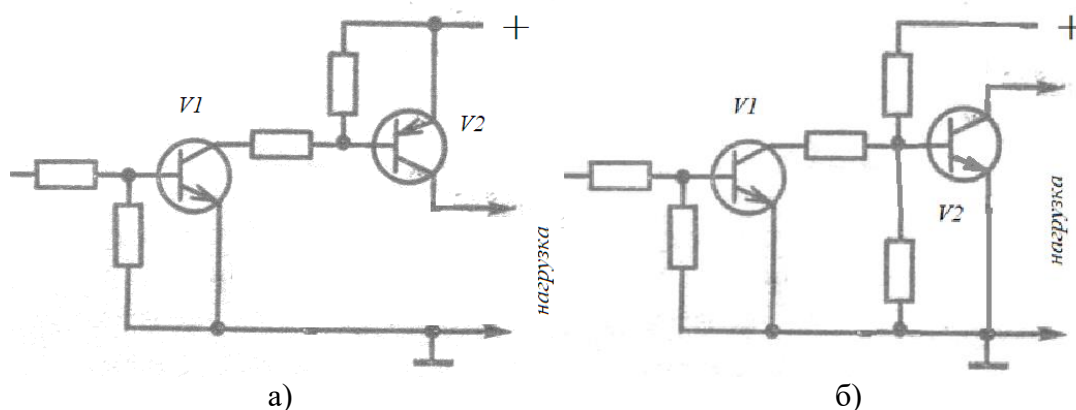


Рис. 1. Электронные ключи для управления питанием нагрузки:
а – положительная полярность; б – отрицательная полярность

2. Исследование схемы электронной коммутации ламп накаливания

Электрическая схема [17] (рис. 2) для электронной коммутации четырех ламп накаливания с номинальными параметрами – напряжение 220 В, мощность 40 Вт – состоит из четырех микросхем: две логические КТ155ЛЕ1, КТ155ЛА3 и двух пар триггеров КТ155ТМ2; четырех биполярных транзисторов КТ315, выполняющих роль электронных ключей для управления четырьмя тиристорами КУ202Н, лампы накаливания находятся в цепях нагрузки каждого тиристора. Схема обеспечивает десять вариантов последовательностей включения электрических ламп. Программа работы устанавливается переключателем SA1 и SB1.

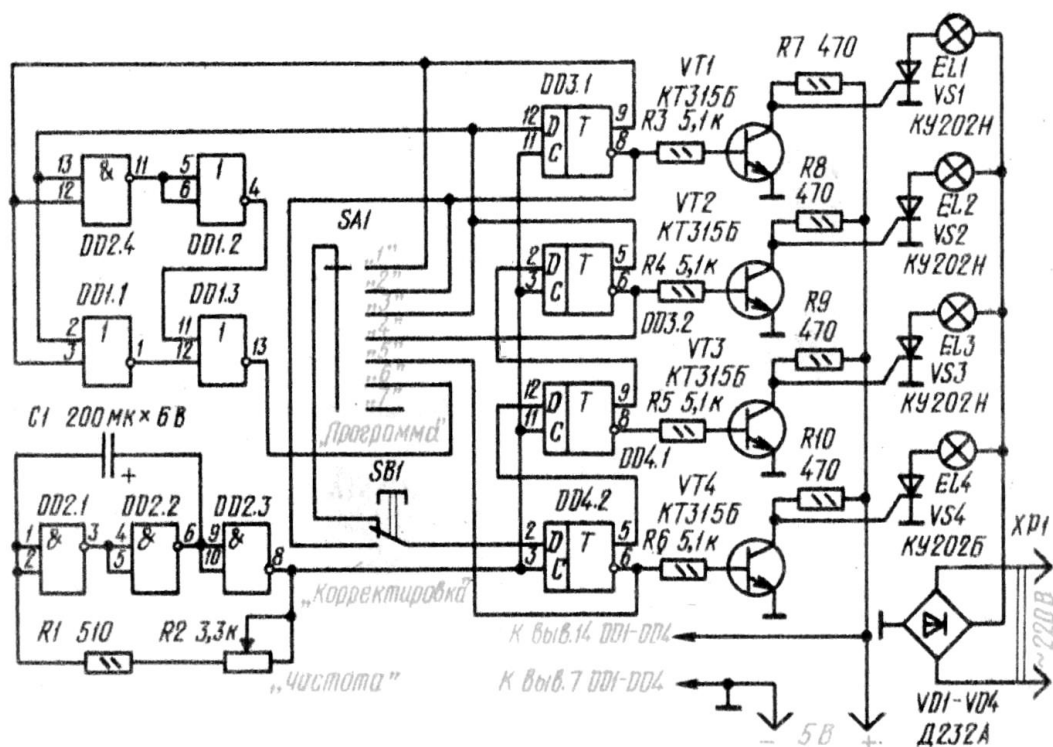


Рис. 2. Принципиальная схема электронной коммутации ламп накаливания [17]

На логических элементах микросхемы КТ155ЛА3 собран задающий генератор, частота следования импульсов которого зависит от емкости конденсатора C1 и суммарного сопротивления резисторов R1 и R2. Изменяя величину R2, плавно изменяется

частота следования переключения ламп. Величиной длительности нажатия кнопки SB1 можно получать разновидности сочетаний включения ламп.

Схема питается от сети переменного тока через понижающий трансформатор с мостовой схемой выпрямления. Для стабилизации напряжения питания микросхем используется стабилизатор на 5 В.

Общий вид конструкции представлен на рис. 3.

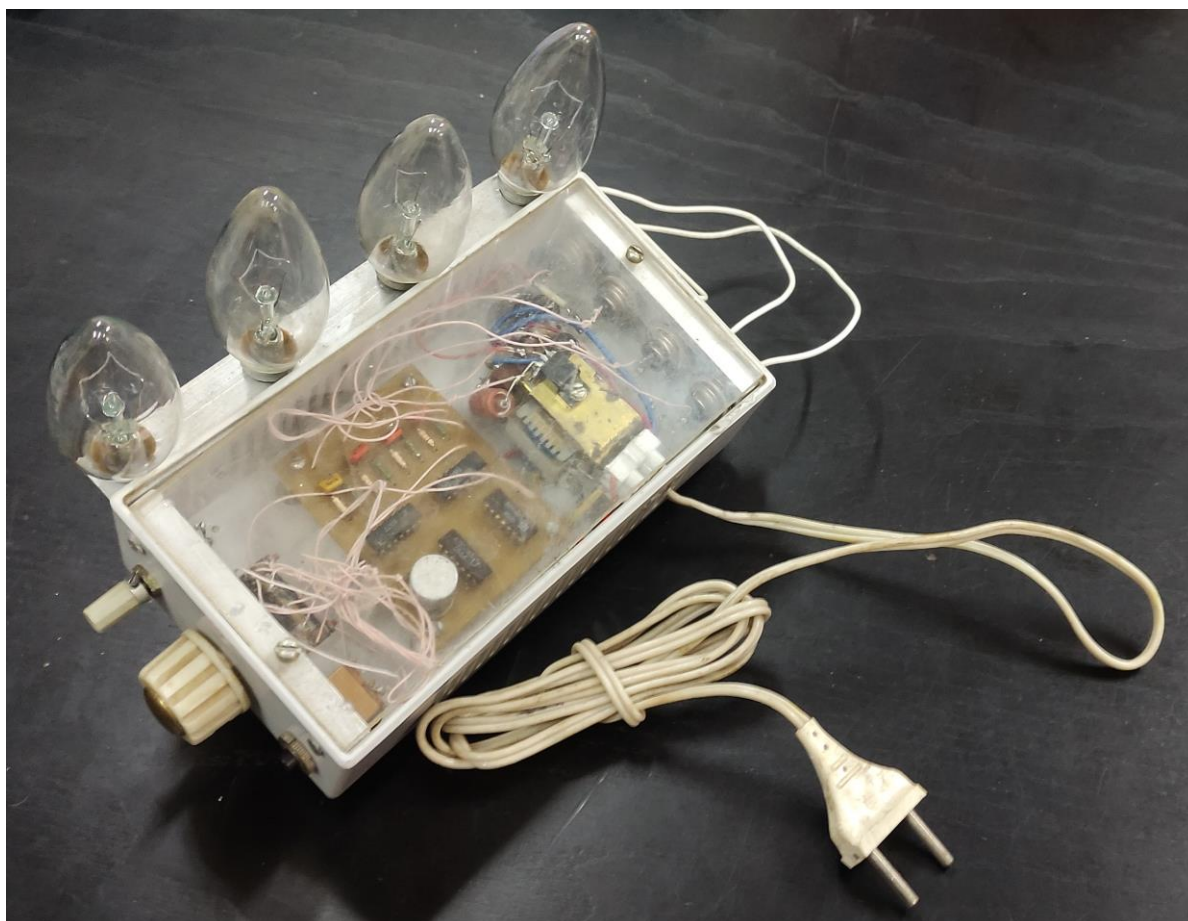


Рис. 3. Общий вид устройства электронной коммутации ламп накаливания

Схема может найти применение в быту для переключения освещения, в научном исследовании и в учебном процессе для демонстрации работы электронных ключей, а также для сигнализации в автоматических системах управления технологическими процессами.

3. Управление четырехразрядными семисегментными индикаторами с применением программируемой платы Arduino Uno и электронных ключей

Идея схемы управления светодиодными индикаторами больших размеров была взята на основе управления четырехразрядными семисегментными индикаторами типа 3641BS/3641AS с общим анодом/катодом с применением программируемой платы Arduino Uno [18]. Распиновка и схема подключения индикаторов представлена на рис. 4 и 5. Аналогично подключению индикатора малых размеров управление разрядами и сегментами индикатора большего размера осуществляется в динамическом режиме, с той лишь разницей, что питание управляющей платы и питание светодиодными сегментами осуществляется отдельно. В зависимости от количества подключаемых к

сегменту разряда светодиодов и их номинальных параметров проектируется отдельный блок питания. Коммутация сигналов от силового блока питания осуществляется посредством электронных ключей на базе полупроводниковых биполярных транзисторов требуемой мощности.

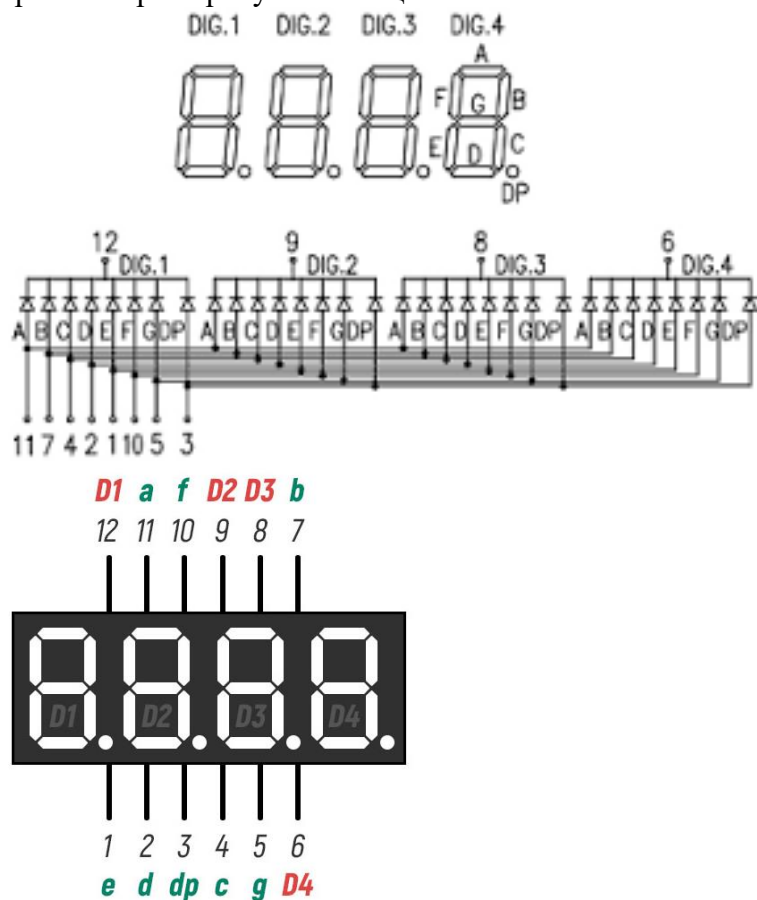


Рис. 4. Распиновка четырехразрядного семисегментного индикатора 3641AS/BS [18]

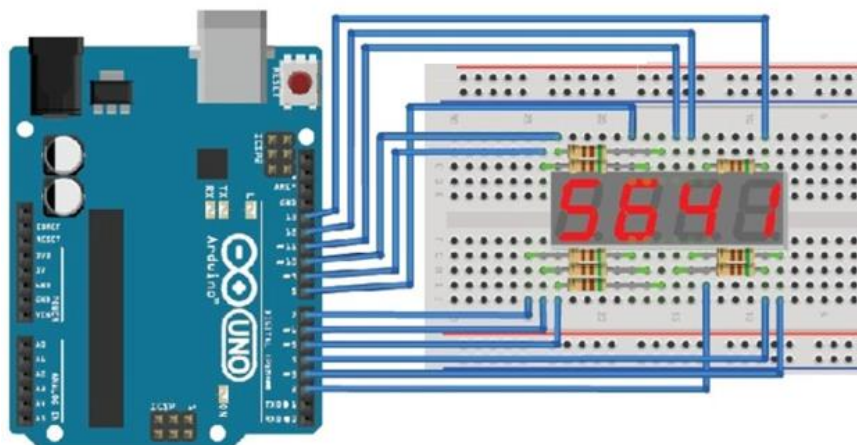


Рис. 5. Подключение четырехразрядного семисегментного индикатора 3641AS/BS к плате Arduino Uno [18]

Для реализации работы устройства данного типа индикации, при использовании от 3 до 8 светодиодов на сегмент, в зависимости от габарита разряда, можно использовать электронные ключи на базе транзисторов средней мощности КТ818.

Для программирования платы Arduino используется аналогичный скетч в зависимости от области применения индикатора (часы, электронное табло, таймер).

На рис. 6 изображено электронное табло с дистанционным управлением для индикации информации во время спортивных соревнований (счет, время).

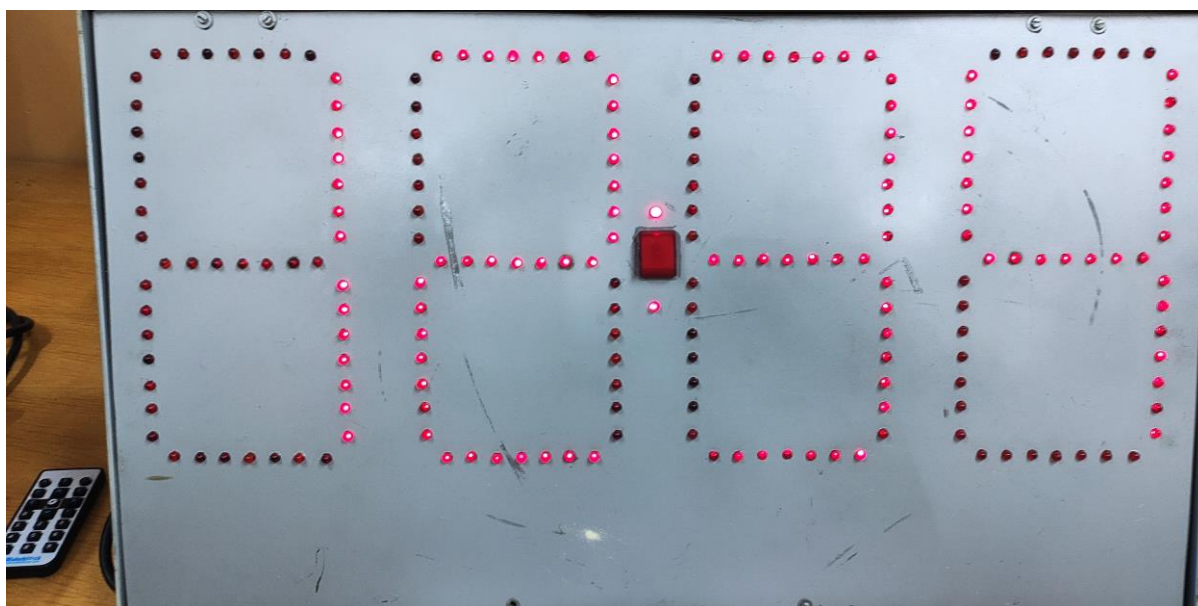


Рис. 6. Электронное табло с дистанционным управлением

На рис. 7 показан четырехзначный индикатор, применяемый на теоретических и практических занятиях по электронике. Конструкция имеет ручное управление для каждого сегмента и цифры в отдельности и автоматическое управление от Arduino в динамическом режиме.

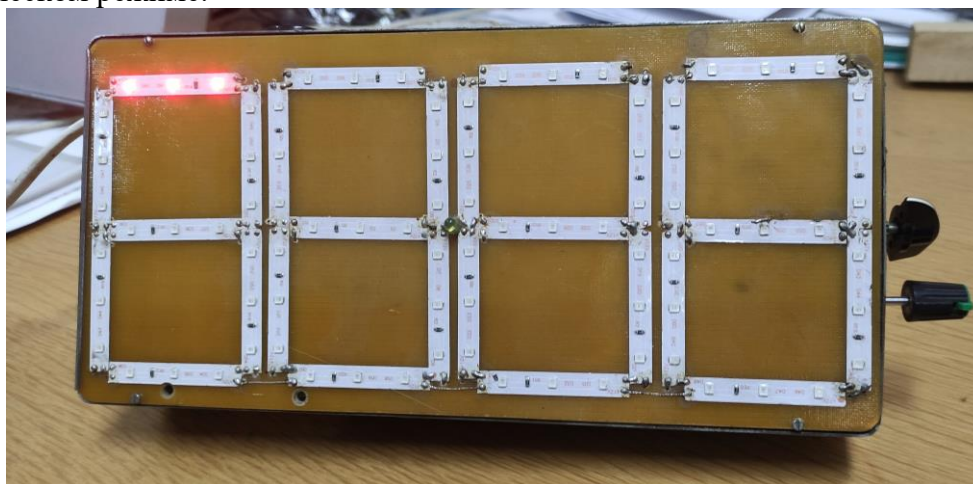


Рис. 7. Четырехзначный световой индикатор с ручным и автоматическим управлением

Выводы

1. Электронные устройства коммутации позволяют существенно уменьшить энергозатраты и габариты системы управления, а также использовать динамический режим ввода/вывода данных, что подразумевает уменьшение количества коммутирующих элементов в электрической цепи управления.
2. Электронная схема управления устройствами расширяет возможность их применения в различных областях.
3. Применение светодиодных лент дает возможность облегчить конструирование устройств световой индикации в зависимости от требуемого габарита.

Библиография

1. Индикатор//Корнеева Т.В. Толковый словарь по метрологии, измерительной технике и управлению качеством. Основные термины: около 7000 терминов – М.: Рус.яз., 1990.
2. I.046 indicator индикатор//Толковый словарь по вычислительным системам — М.: Машиностроение, 1990.
3. Индикаторы информации//Энциклопедия кибернетики. Том первый. Абс — Мир — Киев: Главная редакция УСЭ, 1974.
4. D.246 display 1. отображение (информации) 2. дисплей, индикатор//Толковый словарь по вычислительным системам – М.: Машиностроение, 1990.
5. Индикатор//Ожегов С.И. Толковый словарь русского языка. М.: Мир и Образование, Оникс, 2011.
6. Смирнов В.М. Устройства отображения информации. СПб: ГУАП, 2007.
7. Электронный индикатор. Wikipedia.
https://ru.wikipedia.org/wiki/%D0%AD%D0%BB%D0%B5%D0%BA%D1%82%D1%80%D0%BE%D0%BD%D0%BD%D1%8B%D0%B9_%D0%B8%D0%BD%D0%B4%D0%B8%D0%BA%D0%B0%D1%82%D0%BE%D1%80.
8. Савчук В.Л. Электронные средства сбора, обработки и отображения информации: Учебное пособие. Федеральное агентство по образованию, Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, кафедра промышленной электроники. – Томск: ТУСУР, 2007, 174 с.
9. Б.Л. Лисицын. Низковольтные индикаторы: Справочник. М.: Радио и связь, 1985. 136 с.
10. Н.И. Вуколов, А.Н. Михайлов. Знакосинтезирующие индикаторы / под ред. В.П. Балашова. М.: Радио и связь, 1987. 592 с.
11. ГОСТ 25066–91 «Индикаторы знакосинтезирующие. Термины, определения и буквенные обозначения».
12. О.Н. Ермаков, В.П. Сушков. Полупроводниковые знакосинтезирующие индикаторы. М.: Радио и связь, 1990. 240 с.
13. Н.В. Пароль, С.А. Кайдалов. Знакосинтезирующие индикаторы и их применение: Справочник. М.: Радио и связь, 1988. 128 с.
14. ГОСТ 25024.3-83 «Индикаторы знакосинтезирующие. Методы измерения тока и напряжения».
15. Б.Ф. Лаврентьев. Аналоговая и цифровая электроника: Учебное пособие. Йошкар-Ола: МарГТУ, 2000. 155 с.
16. Ю.С. Забродин. Промышленная электроника. Учебник для вузов. М.: Высшая школа, 1982. 496 с.
17. Переключатели новогодних гирлянд. Радио, №11/86, с. 55-57. ISSN: 0033-765X.
18. Матрица 4-разрядная из 7-сегментных индикаторов. Делаем динамическую индикацию. Arduino-kit. https://arduino-kit.ru/blogs/blog/project_07.

ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЧАВУНУ⁸

Голубков Є.О., ст. гр. МС-36т1-19, ХНАДУ

Анотація. Розроблені електроди для холодного зварювання чавуну на дроті Св-08А з окисним покриттям, що містять окиснювачі, шлакоутворювальні й стабілізуючі елементи мармур, гематит, кварцовий пісок, оксид хрому, алюмінієвий порошок, слюду й соду.

Ключові слова: зварювання, чавун, окисне покриття, багатoshарове наплавлення.

IMPROVEMENT OF QUALITY OF WELDED COMPOUNDS OF CAST IRON

Golubkov E.O., ст. гр. MW-36t1-19, HNAHU

Abstract. Electrodes are developed for cold welding of pig-iron on wire Св-08А with the oxidising covering containing oxidizers, slag forming and stabilising elements marble, hematite, quartz sand, oxide chrome, an aluminium powder, mica and soda.

Keywords: Welding, pig-iron, oxidising covering, multilayered covering.

Вступ

У чавунних виливках на різних стадіях обробки виявляються різні дефекти. Крім того, знижена міцність і висока крихкість сірих чавунів приводять в окремих випадках до поломки в процесі експлуатації виготовлених з них деталей, а це у свою чергу приводить до виходу з ладу або простою встаткування [1].

Для усунення дефектів у чавунних виливках і при ремонті деталей, які вийшли з ладу, широко застосовують зварювальні процеси.

Метою даної роботи є створення електродів для холодного зварювання чавуну на стрижнях із дроту Св-08А з покриттям, що містить кисневмісний компонент – гематит, та відрізняються від електродів марки СЧС поліпшеними зварювально-технологічними властивостями й високою якістю наплавленого металу за рахунок зміни жужільної й легуючої системи покриття.

Аналіз публікацій та мета досліджень

Заслужовують на увагу роботи, проведені П.С. Елістратовим, по розробці електродів типу СЧС на дроті Св-08 з покриттям окисного виду. В умовах високотемпературної фази зварювальної дуги вуглець є самим активним розкислювачем. Окиснений вуглець у вигляді газу віддаляється зі зварювальної ванни. Більша товщина покриття й високі значення зварювального струму, застосовуваного при зварюванні електродами СЧС, не дозволили встановити оптимальні межі технологічності електродів [1].

⁸ Робота виконана під керівництвом доцента Багрова Валерія Анаторійовича

Методи і матеріали дослідження

Для досліджень використовувалися металеві електроди для ручного дугового зварювання, що виготовляються способом обпресування. Стрижні електродів виготовляли зі сталевих зварювального дроту марки Св-08А за ДСТ 2246 діаметром 3 і 4 мм.

Застосовувалося покриття електродів кислого виду. У якості розкислювача металу шва застосовувався алюмінієвий порошок марки ПАП-1 за ДСТ 4135. У якості окисного компонента застосовували гематит (Fe_2O_3) за ДСТ 4418.

Коефіцієнт ваги покриття електродів становив 0,45...0,47 при товщині покриття на сторону 0,8 мм електродів діаметром 3 мм, і 1 мм - електродів діаметром 4 мм. Виготовляли 5 варіантів електродів. Для порівняння виготовляли електроди СЧС.

Зварювання й наплавлення зразків для випробування твердості й хімічного складу металу шва й наплавленого металу, а також зварювально-технологічних властивостей електродів, відповідно до вимог ДЕРЖСТАНДАРТ 9466, виконували як на змінному, так і постійному струмі прямій і зворотної полярності. У якості джерел живлення застосовували зварювальний трансформатор ТД-502.В3 і випрямляч ВДУ-504. Сила струму для електродів діаметром 3 мм становила 100...120 А, а для електродів діаметром 4 мм – 160...180 А.

Для виготовлення зварних зразків використовували пластини із чавуну марки СЧ 21 за ДСТ 1412 товщиною 30 мм. Підготовка крайок під зварювання стикових з'єднань відповідала ДЕРЖСТАНДАРТ 9466. Твердість металу шва й наплавленого металу вимірювали на приладі ТК-2 (по шкалі 3), мікротвердість заміряли на приладі ПМТ-3, при навантаженні 100 г. Проби для хімічного аналізу наплавленого металу відбирали із трьох верхніх шарів восьмишарового наплавлення відповідно до ДЕРЖСТАНДАРТ 7122.

Результати досліджень

Загальний характер мікроструктури зварних швів оцінювали за допомогою оптичного мікроскопа МІМ-8М на поперечних мікрошліфах розміром 15x25x30 мм, протравлених в 5 %-вом спиртовому розчині азотної кислоти.

Основним завданням при розробці електродів ТМО з'явилося максимальне видалення вуглецю з металу шва за рахунок його окиснення киснем газової й жужільної фази дуги.

Для дослідження ступеня вигорання вуглецю з металу шва було зроблено багатшарове наплавлення висотою 20 мм досліджуваними електродами на механічно оброблену поверхню пластини із сірого чавуну марки СЧ 21 і зроблений хімічний аналіз металу шва по глибині із кроком 1 мм від верху наплавленого металу до основного металу.

Отримані результати показують, що в металі, наплавленому розробленими електродами зі збільшенням відстані від основного металу, зміст вуглецю в металі шва різко зменшується й досягає мінімально необхідних значень на висоті 6-7 мм. Це відповідає другому проходу при зварюванні електродами діаметром 4 мм. При цьому також спостерігається зниження змісту легуючих елементів Si, Mn, а також шкідливих домішок P і S.

При зварюванні електродами марки СЧС зниження змісту вуглецю в металі шва менш інтенсивне й рівень вуглецю нижче 0,12 % досягається на висоті більш 10 мм, що відповідає третьому проходу. Аналогічне зниження й інших елементів.

Отримані результати підтверджують припущення про більш повне обезвуглецування металу шва складом покриття електродів ТЧО, що дає можливість проведення подальших досліджень.

Графічно результати проведених досліджень представлені на рис.1.

З метою дослідження впливу змісту вуглецю в наплавленому металі на твердість досліджували залежність твердості наплавленого металу від висоти шва. Виміри робили на шліфах тришарового наплавлення в семи крапках із кроком в 1 мм (рис. 2).

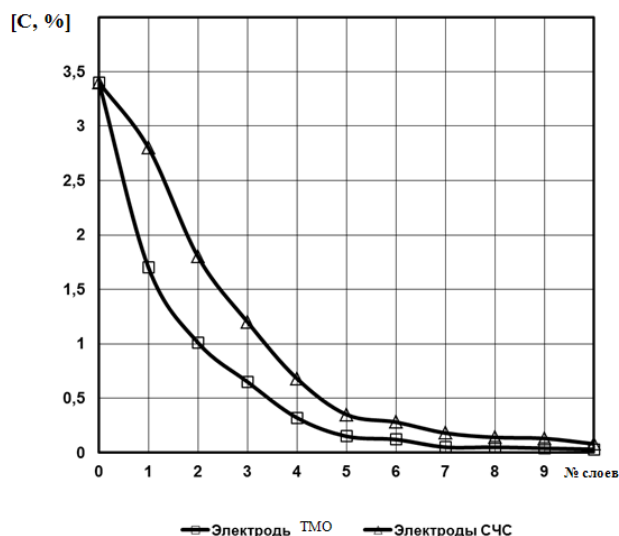


Рисунок 1 - Залежність змісту вуглецю в металі від висоти шва.

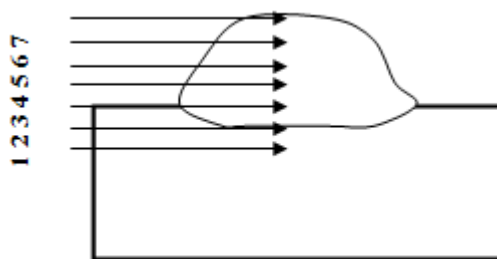


Рисунок 2 - Схема виміру твердості наплавленого металу

Результати вимірів твердості наведені в табл.1.

Як видно з табл. 1 твердість наплавленого металу зменшується по висоті шва. Максимальна твердість металу шва в зоні сплавки (точка № 2).

Таблица 1 Твердість наплавленого металу, HRC

Варіант електрода	Номера крапок (знизу нагору через 1 мм)						
	1	2	3	4	5	6	7
СЧС	18	55	48	46	42	35	20
ТМО	18	43	38	30	20	17	16

Як видно з табл. 1 твердість наплавленого металу зменшується по висоті шва. Максимальна твердість металу шва в зоні сплавки (точка № 2).

В електродів ТМО твердість металу в зоні сплавки значно нижче, чим в електродів СЧС, що дозволяє механічно обробляти зварені шви.

Вивчення макроструктури зварених зразків при наплавленні від 1 до 5 шарів (рис. 3) показало, що лінія сплавки чавун-сталь плавна без явних дефектів і несплошностей. Наплавлений метал у всіх зразках щільний, без тріщин і зашлаковок.

На нетравленому шліфі (рис. 4) видний плавний перехід від основного металу (сірий чавун СЧ 21) до наплавлення. Кількість структурно вільного графіту поступово зменшується в міру видалення від основного металу в повній відповідності зі ступенем обезвуглецювання чавуну киснем покриття.

Ширина зони термічного впливу, виявлена після металографічного травлення (рис. 5), становить 0,3-0,35 мм.

Структура основного металу – пластинчастий графіт, матриця – сорбітообразний і тонкопластинчатий перліт з незначною кількістю фериту.

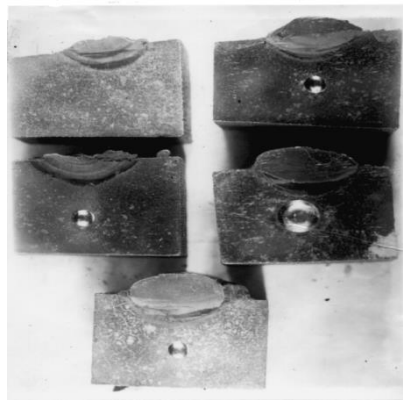


Рисунок 3 - Макроструктура зварених швів

У зоні термічного впливу – троостосорбіт і графіт відпалу, $H_{\mu} = 297-420$ ($HRC = 29-43$). Спостерігаються також голки цементиту й ледеburиту (твердість голок $H_{\mu} = 742$, $HRC = 61$). Ширина ділянки з наявністю голчастої структури 0,1-0,2 мм.

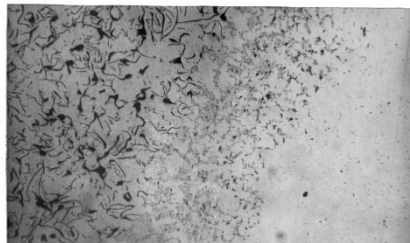


Рисунок 4 - Зона сплавки чавун-сталь, $\times 100$, нетруєне

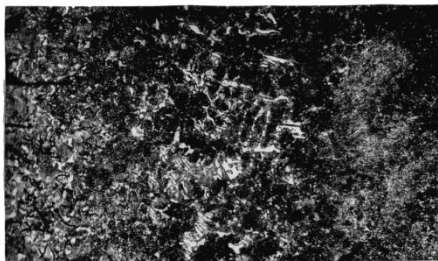


Рисунок 5 - Мікроструктура зони сплавки чавун-сталь, $\times 450$

Структура наплавленого металу в області, що безпосередньо прилягає до основного, являє собою крупні зерна троостосорбіту твердістю $H_{\mu} = 420$ ($HRC = 43$). Потім

троостосорбит $H_{\mu} = 322-420$ (HRC = 32-43) зі світлими ділянками троостомартенситу $H_{\mu} = 464$ (HRC = 46).

У міру видалення – троостосорбит і дрібні включення фериту $H_{\mu} = 254-350$ (HRC = 23-35).

Поблизу поверхні – структура типова для литої маловуглецевої сталі ($H_{\mu} = 170-254$).

Вплив режимів зварювання на хімічний склад металу шва.

Результати хімічного аналізу тришарових наплавлень чавунних пластин СЧ 21, виконаних електродами ТМО діаметром 4 мм на струмах 140, 160 і 180 А на зворотній полярності представлені рис. 6, 7.

Як видно з результатів досліджень зі збільшенням сили струму при зварюванні на прямій і зворотній полярності ступінь науглецювання металу шва збільшується, що пояснюється збільшенням проплавлення основного металу – чавуну. Залежно від кількості швів зміст вуглецю у шві зменшується, що пояснюється розведенням металу попередніх швів наплавленим електродним металом. Аналогічні залежності спостерігаються для Mn і Si.

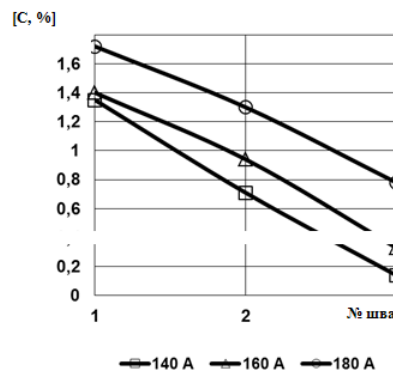


Рисунок 6 - Залежність змісту вуглецю в металі швів від сили струму при зварюванні на зворотній полярності

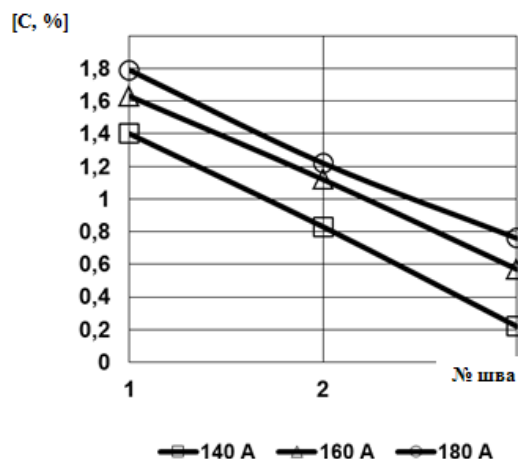


Рисунок 7 - Залежність змісту вуглецю в металі швів від сили струму при зварюванні на прямій полярності

Висновки

1. Розроблені електроди для холодного зварювання чавуну на дроті Св-08А з окисним покриттям.

2. Якість наплавленого металу високе, без пор і тріщин. Лінія сплавки сталь-чавун плавна, з поступовою зміною змісту вуглецю.

3. Твердість наплавленого металу змінюється по висоті наплавленого металу від HB = 200 у верхніх шарах до HRC = 43 – поблизу зони сплавки. У зоні термовпливу відзначається підвищення твердості до HRC = 61. Ширина зони цементиту-ледебуриту рівна 0,1-0,2 мм.

4. Зі збільшенням сили струму при зварюванні на прямій і зворотної полярності ступінь науглецювання металу шва збільшується.

5. Розроблена технологія багатошарового холодного електродугового зварювання чавунних деталей і заварки дефектів у виливках.

Література

1. Иванов Б.Г., Журавецкий Ю.И., Левченков В.И. Сварка и резка чугуна. – М: Машиностроение, 2017. - 208 с.
2. Левченков В.И. Состояние и перспективы развития сварки чугуна (обзор). // Сварочное производство. - 2018. - №2. – С. 2-4.
3. А.С. 1031702 СССР, МПК В 23 К 35/365. Состав электродного покрытия / Н.А. Калинин, В.П. С.В. Кафтанов, К.К. Евдокимов и др., - Оpubл. 30. 07. 83; Бюл. № 28.

STRENGTHENING OF ENTRANCE EDGES OF WORK BLADES OF STEAM TURBINES⁹

Gorban S.O., st. of gr. MS 41 -18, KhNAHU

Annotation. The influence of electrode material on the state of surfacing layers of steam turbine rotor blades is investigated. The strengthening layer was formed by electrospark doping, using alloy T15K6 and steel 15X11MFSH. The microstructure, microhardness and thickness of surfacing layers are investigated. The advantages of steel 15X11MFSH for strengthening the leading edges of steam turbine rotor blades are grounded.

Keywords: electrospark alloying, electrode, surfacing layers, microstructure, microhardness, strengthening.

ЗМІЦНЕННЯ ВХІДНИХ КРАЙОК РОБОЧИХ ЛОПАТОК ПАРОВИХ ТУРБІН

Горбань С.О., ст. гр. МС 41 - 16, ХНАДУ

Анотація. Досліджено вплив матеріалу електроду на стан наплавленого шару робочих лопаток парових турбін. Зміцнений шар формувався електроіскровим легуванням сплавом Т15К6 і сталлю 15Х11МФШ. Досліджувались мікроструктура, мікротвердість і товщина наплавленого шару. Обґрунтовано переваги сталі 15Х11МФШ для зміцнення входних крайок робочих лопаток парових турбін.

Ключові слова: електроіскрове легування, електрод, наплавлений шар, мікроструктура, мікротвердість, зміцнення.

Introduction

Rotor blades of steam turbines determine the serviceability of the turbine. Their working conditions require high hardness of leading edges. Further, erosion damage reduces their resistance.

To increase the service life of the blades the leading edges are exposed to such processing methods like hardening by high frequency currents and application of the widely used alloy T15K6 based on carbides Ti and W as reinforcing electrode. The binder for this alloy is Co.

However, the mode of operation of the blades is such that requires increased resistance to shock erosion, lack of adverse influence of coating formation parameters on mechanical properties, high corrosion properties.

Analysis of publications

Application of the above methods has limitations. Thus, using the high-frequency current makes it difficult to technically temper the radius blend from the blade airfoil portion to the bookshelf bandage and use of the widely applied alloy T15K6 as a reinforcing electrode is limited due to the presence of cobalt - an element that as a result of activation forms long-lived isotopes, which reduce the erosion resistance of blades [1, 2].

In connection with the above, the objective of the present work was to develop a method that would enable to simultaneously reinforce the leading edges of the blades and reduce their erosion resistance [3, 5].

⁹ Робота виконана під керівництвом професора Глушкової Діани Борисівни

Purpose and task

In the given paper there were tested two materials to be used as an electrode: alloy T5K16 and steel 15H11MFSH.

The electric spark method is based on the phenomenon of electric erosion of materials under spark discharge in a gaseous medium, the polar erosion product transport on the layer of modified structure and alloy. As a result of electrical breakdown of the interelectrode gap there occurs a spark, in which the flow of electrons leads to local heating of the electrode (anode) [1, 4]. On the surface of the

¹ Робота виконана під керівництвом професора Глушкової Д.Б.

cathode under the influence of high thermal loads there is carried out mixing of both the cathode and the anode material that promotes the formation of proper adhesion between the substrate and the formed layer. Figure 1 shows the general scheme of the electrospark alloying [ESA].

The composition of the doped layer may differ significantly from the composition of the raw materials. It is caused by the specifics of the ESA impact, which consists in the ultra-high heating and cooling rates, the contact of surfaces to each other and with the surrounding elements of the environment under pulse exposure to high temperatures and pressures.

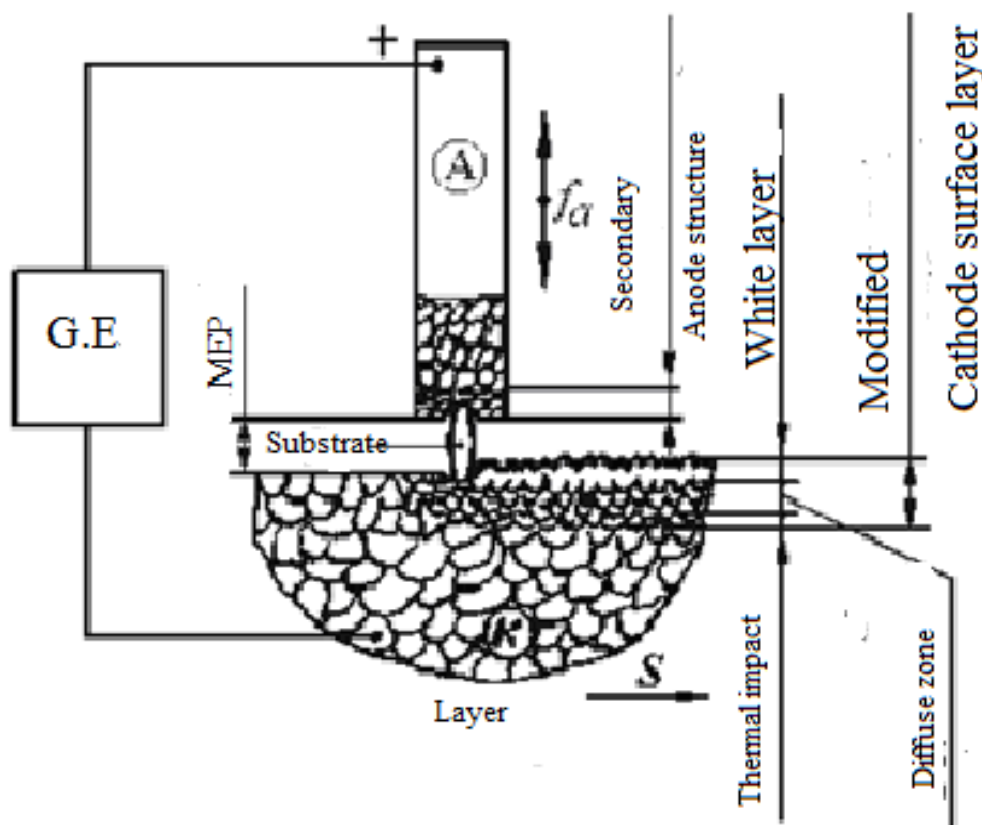


Figure 1 – General scheme of the electrospark alloying

The study was conducted, using samples of steel 15H11MFSH that was thermally treated to obtain the hardness of 285HV with removing the decarburized layer to the depth of 1mm along the hardening plane. Work on strengthening the samples were carried out, using electrospark equipment EIL8A.

Primary partition

The microstructure of the base metal of specimens presents sorbitol with retaining orientation along martensitic planes. The structure of the samples is of different uniformity, the structure contains grains of different etchability, and the size of the needles corresponds to 7 ... 8 points (Figure 2).



Figura 2 – Microstructure of the main sample metal

Control of the hardened surface is carried out by visual inspection with a magnifying glass with $\times 3$, $\times 10$ power.

On the surface of the samples after hardening by both alloy T15K6 and steel 15H11MFSH defects such as cracks were not revealed. Fig. 3 shows the appearance of the surface hardened by alloy T15K6. The layer is homogeneous, fine-grained and in some places there can be found small size craters.



Figure 3 – The appearance of the sample surface strengthened by alloy T15K6

Fig. 4 shows the appearance of the surface hardened by steel 15H11MFSH. The layer is homogeneous, fine-grained, has small craters in small quantities.



Figure 4 – The appearance of the sample surface, hardened by steel 15H11MFSH

To assess the quality of adhesion of doped layers with the substrate, the samples after hardening were tested according to the following scheme:

- samples №1,2 were tested for bending at an angle of 90° , using a mandrel $R = 20$ mm;
- samples №3,4 were tested for bending at an angle of 70° , using a mandrel $R = 40$ mm;

The test results are shown in Table 1

Table – Bending Test Results

Sample brand	Material	Test results	Notes
1	T15K6	No ruination	in the place of bending detected tears
2	15X11MΦIII	No ruination	in the place of bending detected tears
3	15X11MΦIII	No ruination	in the place of bending no detected tears
4	15X11MΦIII	No ruination	in the place of bending no detected tears

When viewing the bends the peel of the hardened layer from the base metal was not detected.

Measurement of the thickness of the hardened layer was carried out in sections, manufactured according to the cross-sectional plane of the sample.

The surface hardened layer is characterized by heterogeneity of the layer thickness, but the average value of the thickness in case of hardening by alloy T15K6 and steel 15H11MFSH is virtually identical (Figure 5).

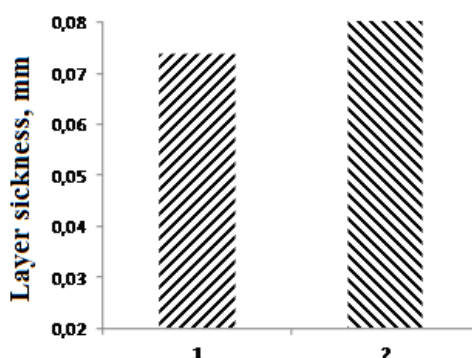


Figure 5 – Histograms of the mean values of the hardened layer thickness: 1 –by alloy T15K6, 2 –by steel steel 15H11MFSH

Study of the microstructure of the deposited layer showed that the structure is homogeneous, almost no etchability. In some places there were detected individual pores. When surfacing by steel 15H11MFSH, the layer structure is of mainly dendritic structure. In the surface layer of the base metal under high temperatures there was observed the formation of the light etchability zone formed by diffusion of the electrode material into the sample depth, and the dark-etchability zone of under alloying. In some places there were detected pores.

Fig. 6 shows histograms of microhardness measurement in the zone “hardened layer - base metal” of the samples under study.

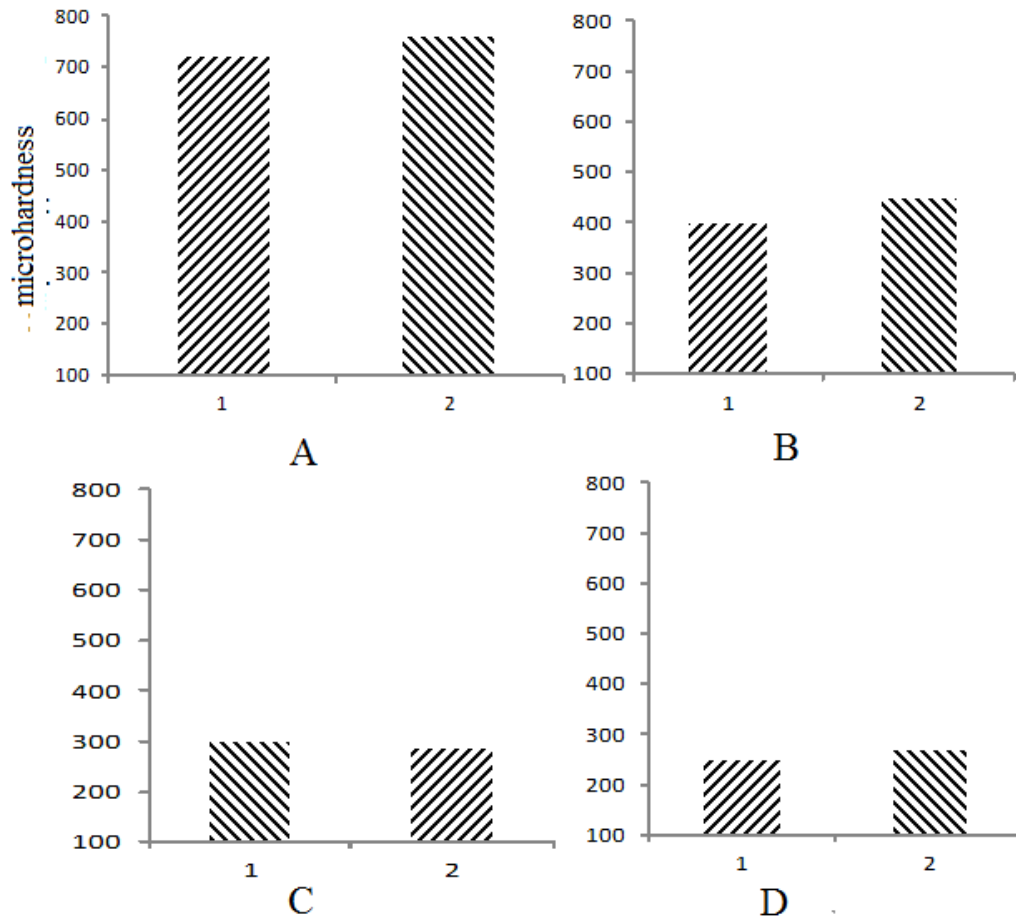


Figure 6 – Histograms of microhardness measurement in samples hardened by alloy T15K6 (1) and steel 15H11MFSH (2) a - deposited layer; b - transition (diffusion) zone; c - HAZ (~ 0.05 mm from the border); d - HAZ (~ 0.1 mm from the border) As it follows from the above histograms, in all areas the micro-hardness at hardening by alloy T15K6 and steel 15H11MFSH is practically identical.

Conclusions

1. When there was performed visual inspection and carried out metallographic analysis of samples reinforced by the electrospark method, using the equipment EIL 8A by electrodes made of steel 15H11MFSH and hard alloy T15K6 cracks were not revealed.
2. When conducting the bending test, none of the samples, hardened by both the solid alloy T15K6 and steel 15H11MFSH, failed.
3. On examination of the bends, the peel of the hardened layer from the base metal was not detected.
4. The average thickness of the surface layer hardened by both alloy T15K6 and steel 15H11MFSH was virtually identical.

5. The microhardness of the deposited layer, the transition zone, HAZ at different distances from the border when using both the hardened alloy T15K6 and steel 15H11MFSH do not practically differ.

6. Based on these studies it is recommended to replace the applied reinforcing electrode made of alloy T15K6 and steel 15H11MFSH to increase the hardness of the leading edges of steam engine rotor blades.

Sources

1. Мулин Ю.И. Электроискровое легирование рабочих поверхностей инструментов и деталей машин электродными материалами, полученными из минерального сырья / Ю.И. Мулин, А.Д.Верхотуров.-Владивосток: Дальнаука, 1999. – 110с.
2. Современные методы упрочнения поверхностей деталей машин. Аналитический обзор : Научно-технический прогресс в машиностроении / под ред. К.В. Фролова. – Москва. : ИМАШ АН СССР, 2009. – Вып. 9.1 – С. 205–271.
3. Костецкий Б. И. Трение, смазка и износ в машинах / Б. И. Костецкий. – Киев : Техника, 2000. – 396 с.
4. Большаков В. И. Об эффективности защитных покрытий деталей газотурбинных двигателей / В. И. Большаков, В. И. Харченко, В. Н. Журавель – // Перспективные задачи современной науки : сб. науч. тр. – Днепропетровск, 2002 – С. 109 – 1
5. Большаков В. И. Етапи ідентифікації параметричних технологій та шляхи їх реалізації / В. И. Большаков, В. М. Волчук, Ю. У. Дубров // Вісник НАН України, – 2013 – № 8. С. 66-72.

ИЗУЧЕНИЕ ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА КАРАМЕЛЬНОЙ МАССЫ¹⁰

Ольга ДОРОНИНА, студентка группы TP21Z, Факультет Реальных, Экономических и Экологических наук, кафедра физических и технических наук, Государственный университет „Алеку Руссо” из мун. Бэлц

Абстракт: Данная статья представляет собой анализ производства карамельной массы, а именно оборудование для ее производства. Карамель представляет собой однородную массу из сахара, воды и сливочного масла. При нагревании, карамельная масса становится плотной, таким образом необходимо использовать оборудование не только для варки, но и для формовки и упаковки карамели. Для варки используется котел с отдельной вакуумной камерой, для моделирования используется холодный стол и машина для замешивания карамели. Для упаковки изделия используется Заверточная машина NYS-800 ДАБЛ-ТВИСТ.

Ключевые слова: карамель, оборудование, производство, моделирование, сахар.

STUDY OF EQUIPMENT FOR THE PRODUCTION OF CARAMAL MASS

Olga DORONINA, student of TP21Z group, Faculty of Real, Economic and Environmental Sciences, Department of Physical and Technical Sciences, Alec Rousseau State University Balti

Abstract: This article is an analysis of the production of caramel mass, namely the equipment for its production. Caramel is a homogeneous mass of sugar, water and butter. When heated, the caramel mass becomes dense, so it is necessary to use equipment not only for cooking, but also for molding and packaging of caramel. A boiler with a separate vacuum chamber is used for cooking, a cold table and a caramel kneading machine are used for modeling. The NYS-800 DOUBLE-TWIST Screwdriver is used for product packaging.

Keywords: caramel, equipment, production, modeling, sugar.

Введение

Технология производства карамели подразумевает переработку карамельной массы. Данное производство может происходить вручную, а также может быть и с использованием оборудования. Современные линии технологического производства состоят из: вакуумной машины, которая необходима для производства карамельной массы; отливочный аппарат, который используется для охлаждения карамели и придания ей формы; оборудование для упаковки, которое состоит из заверточного аппарата, упаковщика в пакеты и ящики.

Цель работы: анализ оборудования для производства карамельной массы.

Задачи:

1. Обозначение условий производства карамельной массы;
2. анализ оборудования для производства карамели;
3. описание принципа работы оборудования для производства карамели.

Данное исследование состоит из двух глав, под названиями: ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ВАРКИ И МОДЕЛИРОВАНИЯ КАРАМЕЛЬНОЙ МАССЫ и ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ УПАКОВКИ КАРАМЕЛИ. Таким образом, информация в данных двух главах систематизирована и усовершенствована, а также каждая картинка сопровождается описанием.

1.ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ВАРКИ И МОДЕЛИРОВАНИЯ КАРАМЕЛЬНОЙ МАССЫ

При изготовлении карамели сахар варится в котлах с лопастными мешалками. Нагрев и кипение происходит острым паром при давлении 4-5 атм. Температура кипения сиропа 110-114 °С. Сахарный сироп концентрируют после прохождения через сетчатый фильтр с размером

¹⁰ Робота виконана під керівництвом доцента Талпэ Сергея

ячеек 1 мм^2 , и температура сиропа составляет 90°C . Кипение происходит в вакууме. Варочная камера состоит из змеевика, по которому проходит сироп, а теплоносителем является пар. Вакуумная камера имеет вакуумный насос, с помощью которого отсасывается вторичный пар. На рис.1 изображена конструкция котла с отдельной вакуумной камерой [5].

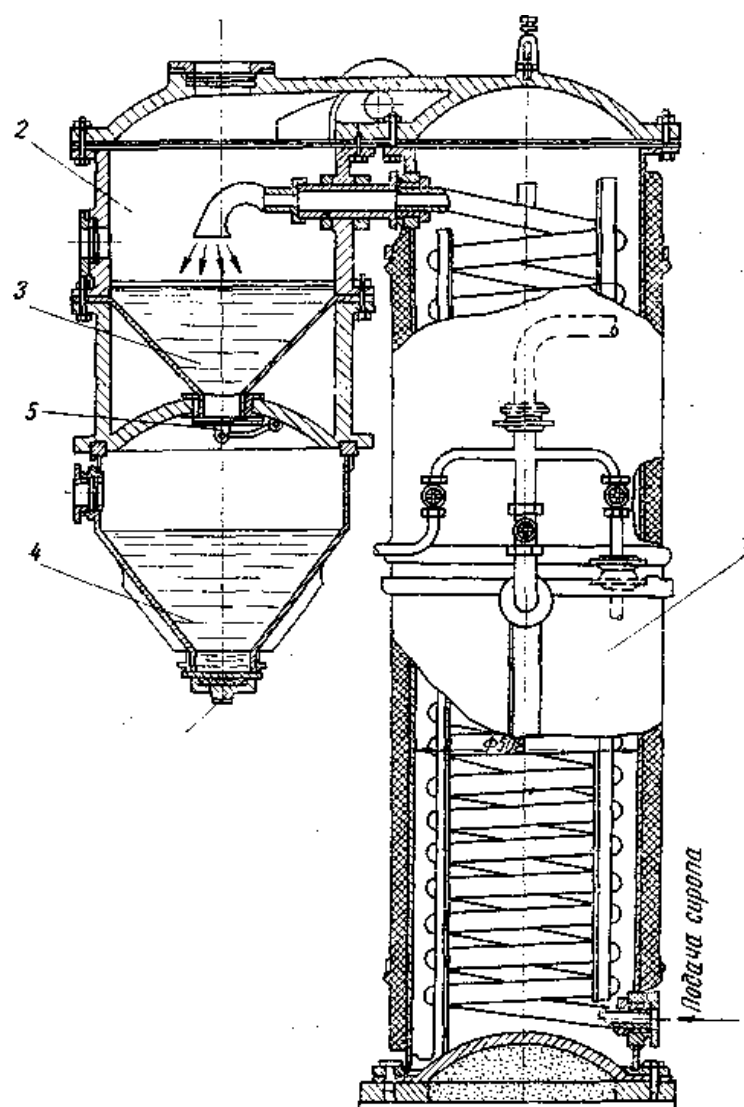


Рис. 1. Котел с отдельной вакуумной камерой [1, с. 33]

Таким образом, из рис. 1 видно, что цифра 1 представляет собой разделительную заслонку, 2 - верхний отсек вакуум-камеры, 3 - карамельный столик, 4 - нижнее подведение, 5 – заслонка выхода продуктов. Делительная заслонка 1 открыта и карамельный стол находится в нижнем отделении. Когда партия выгружается (каждые 5 минут), вентиль 1 закрывается и переключается в нижний отсек при атмосферном давлении через вентиль. Масса, выходящая из серпантина, собирается в верхнем отсеке во время выхода партии, таким образом, прибор не теряет своего вакуума и работает без перерыва. После выхода партии, клапан 5 закрывается, а двухходовой клапан подключается между двумя отсеками. После выравнивания давления заслонка 1 открывается и карамельная масса проходит через отсек 2 в нижний. Для дальнейшей обработки карамельной массы замес охлаждается на холодном столе, схема которого представлена на рис. 2.

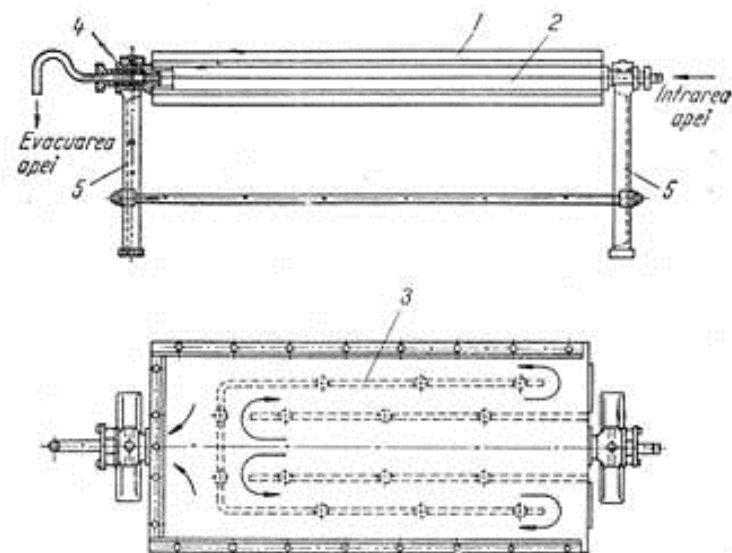


Рис. 2. Холодный стол для моделирования карамели [2, с.88]

Конструкция холодного стола для моделирования карамели: 1 - металлическая поверхность, 2 - рама, 3 - перегородки для циркуляции охлаждающей воды. Холодильный стол состоит из металлического каркаса, покрытого металлическими гранями, а охлаждение осуществляется водопроводной водой (время: 12-20 с).

Для замешивания карамельной массы, операции, которую вначале начинают вручную на холодном столе, для однородного перемешивания добавок и удаления оставшихся в карамели пузырьков воздуха применяют месильные машины с месильными лопастями или вращающимся столом [4, с.83].

На рис.3, представлена месильная машина для карамельной массы с периодическим режимом работы независимого типа.

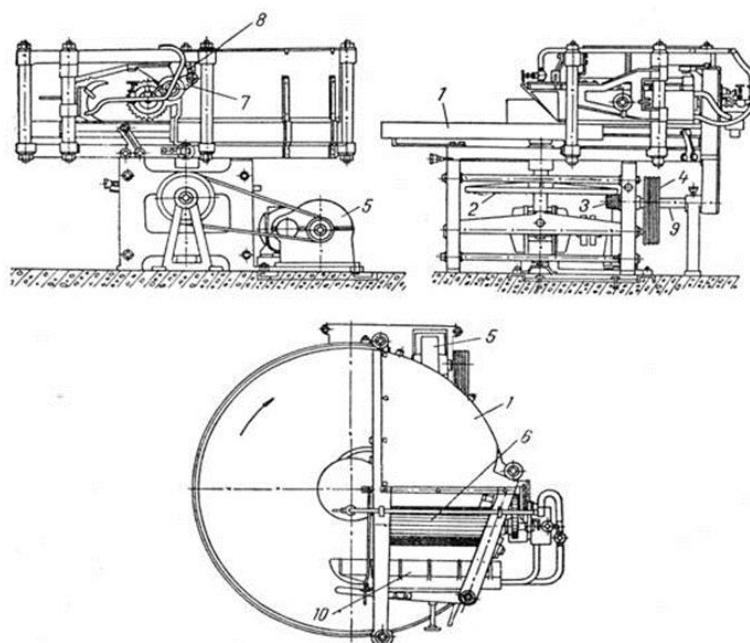


Рис. 3. Машина для замешивания карамели периодического действия независимого типа [5]
1 - круглый стол с двойными стенками; 2 - 5 приводная группа и коническая шестерня; 6 - каток свернутый внутрь пустой; 7 - рычаги с двойным плечом для поддержки валика, 8 - пружина для прижатия валика между карамельным столом; 9 - желоб для раскатки и складывания раскатанной карамельной массы на валок.

Чтобы конфетный стол не остывал, корзина накрывается крышкой, а машина оснащена паровым нагревательным змеевиком. Толщина фитиля регулируется близостью головок валов оплавления с помощью кривошипа [3, с. 37].

2.ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ УПАКОВКИ КАРАМЕЛИ

Завёрточная машина NYS-800 ДАБЛ-ТВИСТ (два перекрута) предназначена для упаковки различной твёрдой карамели, конфет в полимерные, комбинированные плёнки и широко используется кондитерскими фабриками для заворачивания карамели, драже, леденцов и др. Такая упаковка является самым распространённым вариантом упаковки карамели, она легко открывается, надёжно оберегает продукт от воздействия окружающей среды, сохраняя первоначальную свежесть и донося истинный вкус до потребителя. В зависимости от вида карамели, конфеты, упаковка может осуществляться в два слоя материала, для большей сохранности свежести продукта или в один слой для максимального снижения себестоимости упаковки и розничной цены конечного продукта. Изображение данного оборудования представлено на рис. 4.



Рис. 4. Завёрточная машина NYS-800 ДАБЛ-ТВИСТ [4, с. 43]

Машина для заворачивки конфет оснащена ориентатором дискового типа, который и осуществляет автоматическую подачу карамели на заворачивочный узел, благодаря чему достигается высокая производительность. Завёрточный узел работает в синхронизации с циклическим электродвигателем подачи упаковочного материала, в случае отсутствия конфеты, материал не подаётся, выход пустых упаковок, неоправданный расход упаковочного материала исключается. Подача упаковочной плёнки контролируется специальным датчиком по фотометке, что в случае цветной упаковки, обеспечивает точное позиционирование рисунков на продукте.

ВЫВОДЫ

Анализируя литературу по технологии приготовления карамели, делаем вывод, что: - котел с отдельной вакуумной камерой используется для варки карамели. Варочная камера состоит из змеевика, по которому проходит сироп, а теплоносителем является пар. Вакуумная камера имеет вакуумный насос, с помощью которого отсасывается пар;

- после варки, карамель моделируется при помощи холодного стола. Таким образом, горячая карамель замешивается на холодном столе, резко охлаждаясь и принимая нужную форму;

- для замешивания карамельной массы, операции, которую вначале начинают вручную на холодном столе, для однородного перемешивания добавок и удаления оставшихся в карамели пузырьков воздуха применяют месильные машины с месильными лопастями или вращающимся столом;

-для упаковки карамели используется завёрточная машина NYS-800 ДАБЛ-ТВИСТ (два перекрута), которая предназначена для упаковки различной твёрдой карамели, конфет в полимерные, комбинированные плёнки и широко используется кондитерскими фабриками для завёртывания карамели, драже, леденцов. Данная упаковка легко открывается, надёжно оберегает продукт от воздействия окружающей среды, сохраняя первозданную свежесть и донося истинный вкус до потребителя.

БИБЛИОГРАФИЯ

1. BARRA, G., *The rheology of caramel* / G. Barra // Journal of Food Science. Nottingham, 2004. 245p.
2. ГЕРАСИМОВА, И.В., *Технология карамели*. Москва: Агропромиздат, 1988. 134 p.
3. ГРАНАТКИНА, И., В., *Товароведение и организация торговли продовольственными товарами*. Москва: Академия, 2016. 240 с.
4. ДРАГИЛЕВ, А. И. *Технология кондитерских изделий*. Москва: ДеЛи принт, 2015. 484 с.
5. Utilaje pentru prepararea caramelei. <https://www.creeaza.com/afaceri/agricultura/MASINI-SI-UTILAJE-PENTRU-OBTIN493.php> [citat la data de 23.10.202

ИЗУЧЕНИЕ ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ ЭКСТРАКЦИИ ПОДСОЛНЕЧНОГО МАСЛА¹¹

Катаева Ирина, studenta grupei TP21Z, Facultatea de Științe Reale, Economice și ale Mediului, catedra de Științe fizice și ingineresti, Universitatea de Stat „Alecu Russo” din Bălți
Conducător științific: Sergiu Talpă, lect., univ., dr.

Abstract: In this article, I would like to talk about sunflower oil extraction equipment. This product is used almost daily in cooking, so it is very important to know how to extract oil from seeds and how sunflower oil is produced in general.

Keywords: sunflower oil, equipment, extraction, health.

Введение

Под **растительным маслом** понимается продукт, получаемый из семян культур, которые относятся к масличным. Например, подсолнечника, оливок, рапса, кукурузы, кунжута, арахиса и многих других. Растительное масло — один из ключевых ингредиентов для приготовления салатов, теста для различных видов выпечки, поэтому оно является продуктом повседневного питания, от качества которого зависит наше здоровье. Оно является не только строительным и энергетическим материалом, но также проявляет функциональные свойства. Растительное масло занимает основную долю отечественного рынка масложировой продукции. Это высококалорийный продукт, имеющий большое физиологическое значение. В последнее время ассортиментное наполнение масличного сегмента заметно расширилось. Есть растительные масла, используемые не только в домашнем хозяйстве, но и в промышленности. Наличие большого количества вариантов их применения обусловлено тем, что каждая разновидность растительного масла характеризуется уникальными свойствами.

Масла растительные также используются в медицине, а именно входят в состав мазей и многих косметических средств, и даже в строительстве для разбавления красок и входят в состав эмульсионных грунтов и масляных лаков.

Растительные масла содержат ненасыщенные жирные кислоты, множество витаминов, а также фитостерины. Полиненасыщенные жирные кислоты необходимы организму для синтеза мембран клеток. Нормальное функционирование мембран защищает клетки от повреждений и повышает их устойчивость к неблагоприятной среде.

Так как растительные масла используются практически ежедневно в рационе питания человека, поэтому нужно знать, из чего же состоит данный продукт, полезен он или наоборот очень вреден [к примеру: 1, стр. 65].

Именно поэтому **целью** данной работы является изучение и исследование технологического процесса производства растительного масла, а именно методом экстракции.

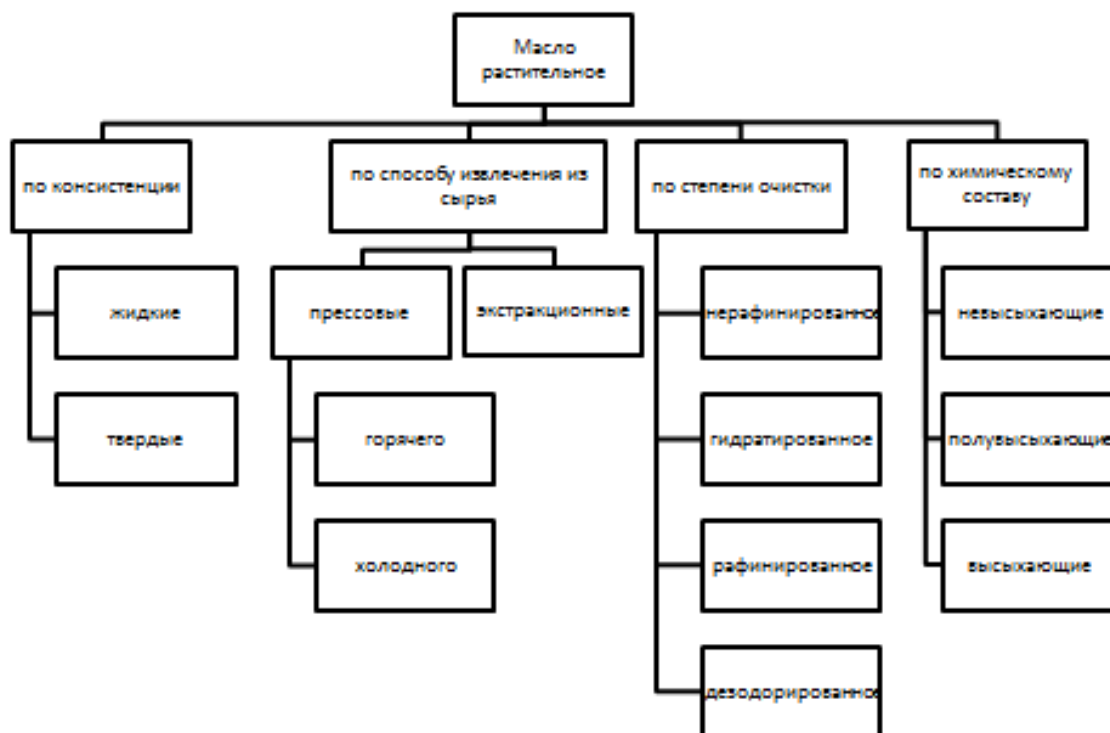
1. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ О РАСТИТЕЛЬНОМ МАСЛЕ

Растительные масла — это продукты, извлекаемые из растительного сырья и состоящие в основном из триглицеридов высших жирных кислот. Основными источниками растительных масел являются масличные растения (масличные культуры) [к примеру: 2,3, стр. 85; 112].

Растительные масла содержатся также в косточках некоторых плодовых деревьев (абрикос, персик, вишня, черешня, миндаль), семенах винограда, арбуза, томатов, табака, чая, а также в различных маслосодержащих отходах пищевых производств, перерабатывающих сырье. К последним относят главным образом отруби и зародыши

¹¹ Робота виконана під керівництвом доцента Талпэ Сергей

семян зерновых культур. В оболочке зерна пшеницы и ржи содержится 5-6% масла, в зародыше 11-13 и 10-17% соответственно, в зародыше кукурузы 30-48% масла, риса- 24-25%. Содержание масла в растениях и его качество зависят от сорта растения, условий произрастания (удобрения, обработка почвы), степени зрелости плодов и семян. В фигуре 1 приведена классификация растительного масла.



Фиг.1. Классификация растительного масла

Биологическая ценность растительных масел

Физиологическую ценность растительных масел выше, чем у животных жиров. В первую очередь она определяется высокой калорийностью растительных масел - при полном окислении из 1 г растительного масла в организме выделяется 37,7 кДж.

Суточный рацион человека должен содержать не менее 25-35 г масел. Кроме того, растительные масла, как и животные жиры, являются структурной частью всех тканей организма. Вместе с белками они образуют комплексные соединения, в виде которых входят в состав клеточных мембран и субклеточных структур, способствуют регуляции проникновения внутрь клеток воды, солей, аминокислот, углеводов и удаления из них продуктов обмена. Растительные масла являются источником ненасыщенных незаменимых жирных кислот-линолевой, линоленовой и арахидоновой. Поскольку растительные масла содержат витамины, фосфолипиды и стеринны в большем количестве, чем животные жиры, употребление их в пищу способствует перевариванию пищи и правильному обмену веществ в организме. Жирорастворимые жиры растительных масел, помимо витаминной ценности, способствуют защите незаменимых жирных кислот от быстрого окисления [к примеру: 2,5, стр. 95; 225].

Характеристика сырья для производства масла

Масличные растения делят на несколько групп в зависимости от использования:

- чисто масличные — эти растения выращиваются с целью получения масла, а другие продукты при этом являются вторичными, это подсолнечник, сафлор, кунжут, тунг;

- прядильно-масличные — это растения, выращиваемые не только для извлечения масла, но и для получения волокна, это хлопчатник, лен, конопля;

- эфирно-масличные растения — в их семенах наряду с жирными содержатся эфирные масла, представителем этой группы растений является кориандр, путем извлечения из него эфирного масла получают техническое жирное масло;

- условно выделяют еще две подгруппы растений, пищевая ценность которых обусловлена не липидной частью. Это белково-масличные культуры — соя и арахис, и пряно-масличные растения, представителем которых является горчица. Наряду с семенами масличных растений для извлечения масла используют маслосодержащие части семян не масличных растений — зародыши пшеницы, кукурузы, риса, плодовые косточки и др.

Технологические процессы современного производства подсолнечного масла делятся на:

- механические — очистка семян, обрушивание семян, отделение от ядер плодовых и семенных оболочек, измельчение ядра и жмыха;

- диффузионные и диффузионно-тепловые — кондиционирование семян по влажности, жарение мятки, экстракция масла, отгонка растворителя из мицеллы и шрота;

- гидромеханические — прессование мезги, отстаивание и фильтрация масла;

- химические и биохимические процессы — гидролиз и окисление липидов, денатурация белков, образование липидно-белковых комплексов.

По технологическому признаку технологические процессы делятся на шесть групп:

- подготовка к хранению и хранение масличных семян;

- подготовка семян к извлечению масла;

- собственно извлечение масла;

- рафинация полученного масла;

- розлив;

- упаковка и маркировка.

Очистка семян от примесей. Семенная масса, поступающая на хранение и переработку, представляет собой неоднородную смесь из семян и органических (стебли растений; листья, оболочки семян), минеральных (земля, камни, песок), масличных (частично поврежденные или проросшие семена основной масличной культуры) примесей.

Очистку семян от примесей производят на очистительных машинах — сепараторах, аспираторах, камнеотборниках, используя следующие методы:

- разделение семенной массы по размерам путем просеивания через сита с отверстиями разных размеров и формы. При просеивании получают две фракции: проход (часть, проходящая через отверстия) и сход (часть, оставшаяся на сите);

- разделение семенной массы по аэродинамическим свойствам путем продувки слоя семян воздухом;

- разделение металлопримесей и семян по ферромагнитным свойствам.

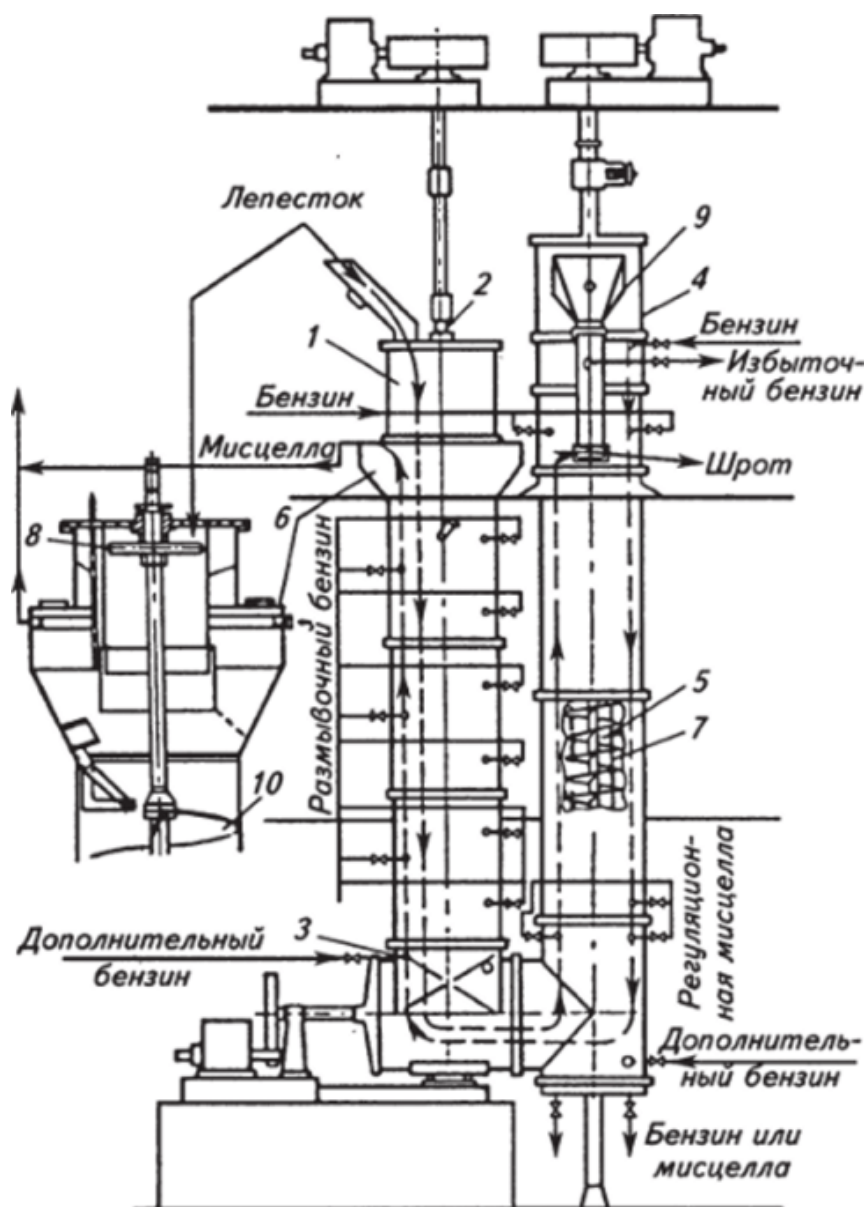
Кондиционирование семян по влажности. Длительному хранению подлежат семена, влажность которых на 2—3% ниже критической. Кроме того, кондиционирование по влажности улучшает технологические свойства семян. Для уменьшения влажности семян применяют метод сушки в промышленных сушилках шахтного, барабанного типов и сушилки с кипящим слоем, а также метод активного вентилирования в специальных хранилищах, оборудованных устройствами для подвода и распределения воздуха по семенной массе. В отличие от других масличных культур семена хлопчатника перед обработкой подвергают увлажнению до 11%.

2. МЕТОД ЭКСТРАКЦИИ

Экстракция — это диффузионный процесс, движущей силой которого является разность концентраций мицеллы — растворов масла в растворителе внутри и снаружи частиц экстрагируемого материала. Растворитель, проникая через мембраны клеток экстрагируемой частицы, диффундирует в масло, а масло из клеток — в растворитель. Под влиянием разности концентраций масло перемещается из частицы во внешнюю среду до момента выравнивания концентраций масла в частице и в растворителе вне ее. В этот момент экстракция прекращается [к примеру: 3,4, стр. 75; 145].

Экстракцию масла из масличного сырья проводят двумя способами: погружением и ступенчатым орошением.

Экстракция погружением происходит в процессе непрерывного прохождения сырья через непрерывный поток растворителя в условиях противотока, когда растворитель и сырье продвигаются в противоположном направлении относительно друг друга. Экстрактор состоит из загрузочной колонны, горизонтального цилиндра и экстракционной колонны, внутри которых установлены шнеки. Сырье в виде лепестка или крупки поступает в загрузочную колонну, подхватывается витками шнека, перемещается в низ загрузочной колонны, проходит горизонтальный цилиндр и попадает в экстракционную колонну, где с помощью шнека поднимается в верхнюю ее часть. Одновременно с сырьем в экстрактор подается бензин температурой 55—60 °С. Бензин перемещается навстречу сырью и проходит последовательно экстрактор, горизонтальный цилиндр и загрузочную колонну. Концентрация мицеллы на выходе из экстрактора составляет 15—17%. Обезжиренный остаток сырья — шрот выходит из экстрактора с высоким содержанием растворителя и влаги (25—40%), поэтому его направляют в шнековые или чанные (тостеры) испарители, где из него удаляют бензин. К преимуществам экстракции погружением относятся: высокая скорость экстракции, простота конструкторского решения экстракционных аппаратов, безопасность их эксплуатации. Недостатками этого способа являются: низкие концентрации конечных мицелл, высокое содержание примесей в мицеллах, что осложняет их дальнейшую обработку. В фигуре 2 показан шнековый экстрактор модели НД-1250.



Фиг. 2 Шнековый экстрактор НД-1250

1 — загрузочная колонна; 2, 5 — шнековые валы; 3 — передаточный шнек; 4 — вертикальная экстракционная колонна; 6 — декантатор-отстойник; 7 — направляющая планка; 8 — мешалки; 9 — люк; 10 — верхний виток вала загрузочной колонны

Экстракция способом ступенчатого орошения.

При этом способе непрерывно перемещается только растворитель, а сырье остается в покое в одной и той же перемещающейся емкости или движущейся ленте. Этот способ обеспечивает получение мицеллы повышенной концентрации (25-30%), с меньшим количеством примесей. Недостатки этого способа — большая продолжительность экстракции, повышенная взрывоопасность производства [к примеру: 3,4, стр. 75; 145].

Извлечение масла методом экстракции органическими растворителями эффективнее прессового метода, так как содержание масла в проэкстрагированном материале — шроте — менее 1%.

После экстракции мицелла содержит до 1% примесей, и ее направляют на ротационные дисковые или патронные фильтры для очистки.

Дистилляция — это отгонка растворителя из мицеллы. Наиболее распространены трехступенчатые схемы дистилляции.

На первых двух ступенях мицелла обрабатывается в трубчатых пленочных дистилляторах. На первой происходит упаривание мицеллы. На второй — мицелла обрабатывается острым паром при температуре 180—220 °С и давлении 0,3 мПа, что вызывает кипение мицеллы и образование паров растворителя. Пары растворителя направляются в конденсатор. На третьей ступени высококонцентрированная мицелла поступает в распылительный вакуумный дистиллятор, где в результате барботации острым паром под давлением 0,3 мПа происходит окончательное удаление следов растворителя. После дистилляции масло направляют на рафинацию, а затем на фасовку.

Современные технологии производства фасованного подсолнечного масла практически исключают ручной труд. Все выполняется на автоматизированной линии — быстро, качественно, аккуратно. Пластик, из которого выдувается тара, прочный, легкий и экологически чистый. Бутылки закупориваются герметично, форма тары оптимизируется под запросы клиентов. Большинство бутылок для подсолнечного масла имеют удобные выемки, рельефную поверхность, что не дает таре скользить в руке.

ВЫВОДЫ

Проанализировав специализированную литературу, которая касается состава растительных масел, его производства, пользы и хранения, сформулированы некоторые выводы:

- растительное масло является очень полезным продуктом для жизнедеятельности человека, ведь это источник ненасыщенных жиров, которые легче всего усваиваются человеческим организмом;
- самые ценные масла производят методом холодного прессования. Они обладают максимальной питательной ценностью и сохраняют свои уникальные свойства;
- в пищевой промышленности растительные масла подходят для изготовления тортов, кондитерских изделий, для заправки салатов, применяются для изготовления майонеза, для жарки, для тушения и т. д.;
- растительное масло действительно полезный продукт, который необходим нашему организму, но самое главное — употреблять его в разумном количестве.

БИБЛИОГРАФИЯ

1. З.П.Матюхина, Э.П.Королькова. Товароведение пищевых продуктов: Учеб.для нач.проф.образования,- 2-е изд., стереотип,-М.:ИПРО; центр»Академия», 2000 – 368 с.
2. Косторных М. С. Товароведение и экспертиза пищевых жиров, молока и молочных продуктов, рафинированного масла – М.: Центр экономики и маркетинга, 2003. – 260с.
3. Теоретические основы товароведения и экспертизы: Практикум / Л.В. Михайлова, Л.Н. Зонова, Ж.Ю. Койтова. – Чебоксары: ЧКИ РУК, 2009. – 52 с.
4. Вилкова С. А. Экспертиза потребительских товаров: учебник для вузов/ С.А. Вилкова. - М.: Дашков и К', 2007. - 251 с.
5. Тимофеева В. А. Товароведение продовольственных товаров. – Ростов н/Д: Феникс, 2004. – 448 с.

ЕКСПРЕС-ДІАГНОСТИКА ЯКОСТІ ТА ПІДБІР ЗНОСОСТІЙКИХ МАТЕРІАЛІВ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ ТЕРМОЕЛЕКТРИЧНОГО МЕТОДУ КОНТРОЛЮ¹²

Козінчук С.Я., студент групи МС-41-18, ХНАДУ

Анотація. В статті розглянуті можливості застосування термоелектричного методу неруйнівного контролю для підбору зносостійких наплавочних сталей, які забезпечують підвищення довговічності штампового інструменту. Показано, що для підвищення зносостійкості поверхні інструменту штампів бажано застосовувати сплави, в яких у поєднанні з маркою оброблюваного матеріалу сумарна $T. E. P. C.$ прагне до нуля. Встановлено, що застосування термоелектричного експрес-методу неруйнівного контролю дозволяє оперативно визначати найбільш небезпечні локальні місця можливого руйнування.

Ключові слова: сталь, зносостійкість, термоелектричний метод неруйнівного контролю.

EXPRESS DIAGNOSTICS OF THE QUALITY AND SELECTION OF WEAR-RESISTANT MATERIALS USING THERMOELECTRIC METHOD OF CONTROL

Kozinchyk S.Y., gr. MW-41-18, HNAHU

Abstract. The article discusses the possibility of using thermoelectric NDT method for the selection of wear-resistant surfacing of steels that increase the durability of the punching tools. It is shown that to improve the wear resistance of the surface of tool dies is desirable to use alloys that are combined with the brand name of a processed material total $T. E. D. S.$ tends to zero. It is established that the application of thermoelectric Express NDT method allows one to quickly determine the most dangerous local places of potential damage.

Keywords: steel, wear resistance, thermoelectric NDT method.

Вступ

В даний час розробка нових методів дослідження напруженого деформованого стану матеріалів, розширення можливостей існуючих методів неруйнівного контролю набуває все більшого значення. Особливо важливим є розширення використання фізичних методів неруйнівного контролю, заснованих на вивченні внутрішніх процесів, що відбуваються в деформованому матеріалі.

Аналіз останніх досліджень і публікацій

Одним із найважливіших засобів підвищення якості надійності виробів, що несуть значні теплові та механічні навантаження, є неруйнівний контроль. Неруйнівний контроль успішно застосовується у виробництві на різних етапах технологічного процесу, а також під час експлуатації готового виробу для оцінки його подальшого ресурсу [1].

Експериментальні методи дослідження напруженого деформованого стану матеріалів є одними з основних при оцінці рівня в деталях і конструкціях як у пружній, так і в пружно-пластичній області деформування.

Поверхневий шар деталей, несучих контактні циклічні навантаження (термічні і механічні), знаходиться в напруженому стані всебічного нерівномірного стиснення, інтенсивність якого періодично змінюється. Крім того, на напружений стан, створений зовнішніми силами, накладаються внутрішні термічні та структурні напруження. При наплавленні легованими сталлями до зовнішніх і вищевказаних внутрішніх напружень додатково накладаються залишкові

¹² Робота виконана під керівництвом доцента Багрова Валерія Анатолійовича

напруження, викликані термічним циклом зварювання і внутрішні напруження, обумовлені розходженням фізичних і механічних властивостей покриття та основи. Поверхневий шар в процесі експлуатації може зазнавати значних пластичних деформацій. Внаслідок цього в більшості випадків руйнування починається з поверхневого шару і, отже, міцність і зносостійкість деталей, несучих контактні навантаження, визначається переважно якістю поверхневого шару [2].

Особливо погіршують якість поверхневого шару різного роду дефекти (неоднорідності, структурні неоднорідності тощо). Вони знижують міцність, зносостійкість і експлуатаційну надійність деталей та інструменту.

Оскільки в процесі динамічного контактного навантаження поверхневі шари металу безпосередньо сприймають основне навантаження, необхідною умовою підвищення контактної міцності і довговічності матеріалу є спрямований вибір їх системи легування і хімічного складу. У зв'язку з цим виникає необхідність у застосуванні різних методів випробування (фізичних, механічних) для співставлення експлуатаційних характеристик, отриманих як при найпростіших навантаженнях (розтяг, стиск, кручення), так і в умовах складного напруженого стану при нормальних і високих температурах. Результати цих випробувань є основною інформацією про матеріалі при розрахунку в умовах дії будь-якої складної системи напружень. При цьому закономірності деформування та руйнування твердих тіл вивчаються, як правило, на основі усереднених характеристик механічних властивостей матеріалу. Експериментальні дослідження при складному напруженому стані, особливо в умовах високих температур, пов'язані з великими труднощами при постановці експерименту.

У багатьох випадках бажано отримання досліджуваних характеристик матеріалу з мінімальною кількістю зразків, підданих перевірочним руйнівним випробувань. Особливо ця проблема актуальна при дослідженні напруженого стану в зразках і деталях, відновлених наплавленням.

В даний час розробка нових методів дослідження напруженого деформованого стану матеріалів, розширення можливостей існуючих методів неруйнівного контролю набуває все більшого значення. Особливо важливим є розширення використання фізичних методів неруйнівного контролю, заснованих на вивченні внутрішніх процесів, що відбуваються в деформованому матеріалі.

Формулювання мети дослідження

Обґрунтувати можливість застосування термоелектричного методу неруйнівного контролю для підбору зносостійких сплавів.

Викладення основного матеріалу дослідження

Експериментальні дослідження були направлені на вивчення впливу робочих температур штампів і процесів тертя на зносостійкість і контактну міцність наплавочних матеріалів, які умовно можна розбити на чотири групи.

До першої групи віднесені метастабільні аустенітні сталі системи Cr-Mn на основі заліза додатково леговані Ti та Si, до другої – вториннотвердіючі сплави системи Cr-Mn-Mo на основі заліза. В якості основного елемента для зв'язування вуглецю в цих групах прийнятий Ti. До третьої та четвертої групи в якості матеріалів для порівняння прийняті сталі 5ХНМ та 08Х6Н8М7С.

Хімічний склад сталей першої і другої груп варіювали за змістом таких елементів, як С, Mn, Ti. Вміст Cr було прийнято до 3%, Mo ~5-7%. Співвідношення Ti та С підтримували в межах $Ti/C=0,24:0,25$ ат (%).

Титан в якості основного карбідоутворюючого елемента був прийнятий, виходячи з вимог високої стійкості наплавлювальних сплавів в умовах абразивного зношування і ударних навантажень: структура сплаву повинна складатися з мартенситно-аустенітної або мартенситної матриці і рівномірно розподілених карбідів; твердість карбідів повинна бути максимальною, а їх кількість знаходиться в межах 20 %-30 %.

Орієнтовний хімічний склад наплавленого металу визначали з урахуванням перемішування основного і наплавленого металу, коефіцієнтів засвоєння легуючих елементів та інших величин.

Наплавлення виконували трактором ТС-17М і автоматичною головкою А-1416 на пластини розміром 200х150х25 мм зі сталі 20, 500х300х40 мм із сталі 45 і 400х50х40 зі сталі 5ХНМ. В якості захисного флюсу для наплавлення порошковими дротами з системами легування Ст-Мп-Ті і Ст-Мп-Мо-Ті на основі заліза був прийнятий флюс АН-22. Вихідна основність флюсу АН-22 - $B=1,4668$, хімічна активність - $A_f=0,1819$.

Вирізку зразків для дослідження властивостей наплавленого металу виконували абразивними відрізними кругами з наступним шліфуванням і поліруванням.

Лабораторні випробування проводили на машині тертя 2070 СМТ-1 за схемою "диск-колодка". Режими тертя: швидкість обертання диска $U=0,5$ м/с; навантаження - $N=25; 50$ Н. Матеріал контртіла сталь 40Х термооброблена, HRC 47-49.

В якості основного методу дослідження впливу процесів тертя на міцнісні властивості досліджуваних матеріалів використовувався термоелектричний метод неруйнівного контролю. Даний метод заснований на ефектах, пов'язаних з виникненням у металах термоелектрорушійної сили (Т. Е. Р. С.) [3]. У зв'язку з відсутністю прямої залежності між величиною Т. Е. Р. С. і температурою спаю термопар, вимірювали коефіцієнт Т. Е. Р. С., тобто величину Т. Е. Р. С. на 1 градус.

Для дослідження використовувалися зразки, які випробувані на зносостійкість на установці 2070 СМТ-1, із сталей 50ХНМ, 40Х4Г8Т2С, 08Х6Н8М7С 20Х3Г9М5Т2С.

Крім цього, вимірювався коефіцієнт Т. Е. Р. С. сталі 45 і 35ХГСА (сталь, що застосовується на заводі АТ "Світло шахтаря" для виготовлення сережки).

Схема точок виміру коефіцієнта Т. Е. Р. С. наведена на рис. 1. Точки вимірів коефіцієнтів Т. Е. Р. С. приймалися в місцях можливих змін напруженого стану після випробувань на тертя.

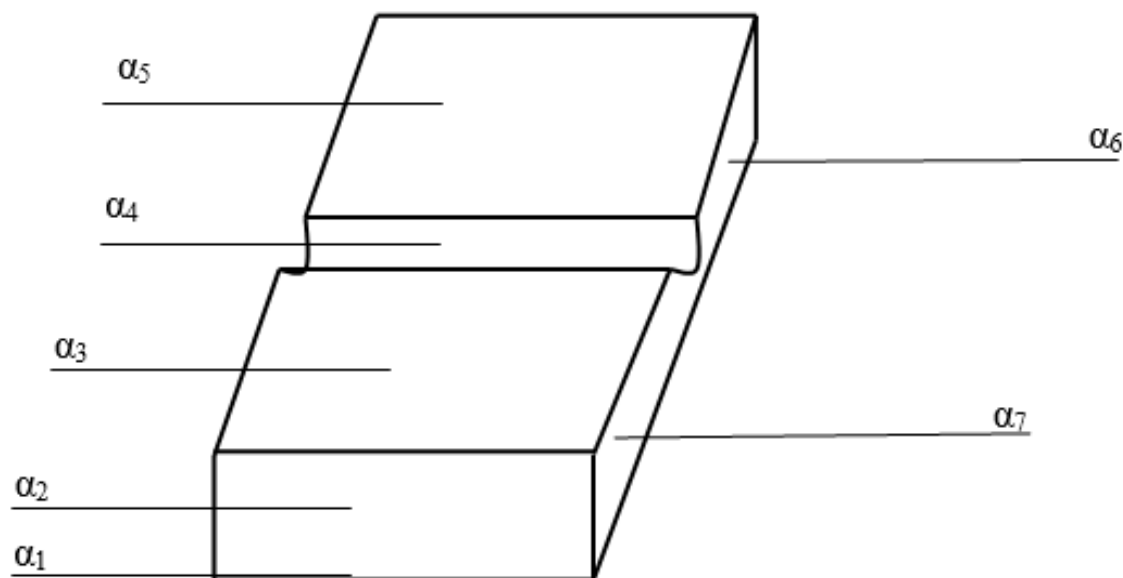


Рисунок 1 - Схема точок виміру коефіцієнта Т. Е. Р. С.

Результати вимірювання коефіцієнтів Т. Е. Р. С. досліджуваних матеріалів наведені в табл. 1.

Значення коефіцієнтів Т. Е. Р. С. сталі 45 і 35ХГСА відповідно склали $+3,8-3,9$ мкВ/°С і $+5,9-6,0$ мкВ/°С.

Аналіз результатів значень коефіцієнтів Т. Е. Р. С. показує, що їх значення коливаються в невеликих межах і за їх величиною, з урахуванням різниці температур гарячого і холодного електродів, досліджувані матеріали можна розкласти в термоелектричний ряд відносно міді: 20Х3Г9М5Т2С $E=-433 \cdot 10^{-6}$ В, 40Х4Г8Т2С $E=-389 \cdot 10^{-6}$ В, мідь $E=0$ В, сталь 45 $E=+273 \cdot 10^{-6}$ В, 08Х6Н8М7С $E=+315 \cdot 10^{-6}$ В, 50ХНМ $E=+329 \cdot 10^{-6}$ В, 35ХГСА $E=+420 \cdot 10^{-6}$ В.

Таблиця 1 - Значення коефіцієнтів Т. Е. Р. С. досліджуваних матеріалів

Точка виміру	50XНМ	08X6H8M7C	20X3Г9.М5Т2С	40X4Г8Т2С
α_1	+4,6-4,7	+4,5-4,6	-6,1-6,2	-5,5-5,6
α_2	+4,4-4,7	+5,6-5,7	-6,0-6,1	-5,2-5,6
α_3	+4,6-4,7	+5,6-5,7	-6,1-6,2	-6,2-6,3
α_4	+4,1-4,2	+5,2-5,3	-5,9-6,0	-6,5-6,7
α_5	+4,4-4,5	+5,1-5,2	-6,0-6,1	-6,6-6,8
α_6	+4,7-4,9	+4,6-4,7	-6,2-6,3	-6,3-6,4
α_7	+4,8-4,9	+4,6-4,7	-6,2.-6,3	-6,6-6,7

Примітка: Знак “+” показує, що струм тече від міді до металу через гарячий електрод, знак “-” – через холодний електрод.

Знаючи потенціали в зіткненнях металів, можна судити про величину поверхневої енергії на межі їх торкання. Різниця потенціалів контактуючих пар викликає розсіювання тільки тих електронів провідності, постачальником яких є метал з великим хімічним потенціалом. Тобто, в цьому металі акумулюється поверхнева енергія, в той час як з боку іншого металу вона різко знижується. Про механізм провідності сплавів можна також судити по процентному змісту і типу власної провідності легуючих елементів [4]. Підвищення рухливості дислокацій у процесі тертя контактуючих пар обумовлюється не тільки дією напружень, але і підвищенням температури. Це викликає прискорення пластичної деформації в поверхневому шарі, що впливає на зміну поверхневої енергії. Таким чином, при одних і тих же розмірах контактних плям термострум, що протікає через них, буде різним. Для збільшення довговічності терміну служби бажано, щоб термоток був мінімальний. Отже, при інших рівних умовах повинна бути найменшою і термоелектрорушійна сила, яка обумовлює цей струм. Розрахунок сумарних Т. Е. Р. С. у контурі гарячий електрод (мідь марки М1) – сплав – сталь 45 - холодний електрод (мідь марки М1) з урахуванням знаків показав, що термострум мінімальний в парі сталь 45 – сплав 20X3Г9М5Т2С, хоча зносостійкість у порівнянні з іншими сплавами вище при лабораторних випробуваннях.

Виробничі випробування відновлених наплавленням матриць гарячого деформування деталей зі сталі 35ХГСА підтвердили отримані результати лабораторних досліджень щодо встановлення кореляції між зносостійкістю і сумарним термострумом контактуючих матеріалів.

Результати лабораторних досліджень і виробничих випробувань цілком узгоджуються з положеннями про електричні явища при терті, викладеними в роботах Костецького Б.В., Крагельського В.В., Постнікова С.Н. Отримані значення коефіцієнтів Т. Е. Р. С. α_3 , α_4 , α_5 і α_6 свідчать про зміни властивостей металу як у поверхневому шарі (α_4), так і в підповерхневих його шарах, що також підтверджується вимірюваннями мікротвердості зразків тертя і металографічними дослідженнями.

Отримані результати лабораторних досліджень і виробничих випробувань наплавленого металу свідчать про можливість застосування термоелектричного методу неруйнівного контролю для підбору контактуючих пар, які забезпечують підвищення зносостійкості і довговічності обробного інструменту.

Для дослідження зон концентрації напружень термоелектричним методом використовувалася наплавлена матриця К 49793 із сталі 50XНМ. Коефіцієнт Т. Е. Р. С. вимірювали переміщенням електродів пристрою по гравюрі матриці (окремо по металу шва і зоні термічного впливу). Потім виконували поперечні переміщення відносно гравюри з амплітудою 10...20 мм у бік основного металу. Показання приладу реєструвалися зі знаками “+” і “-”. За середні значення коефіцієнта Т. Е. Р. С. на гравюрі прийняті виміряні на прямолінійних ділянках. У навколошовній зоні за середнє значення коефіцієнта Т. Е. Р. С. прийняті показання для сталі 50XНМ. Стрибокоподібна зміна знака і величини коефіцієнта Т. Е. Р. С. вказує на зони концентрації напружень.

Результати розподілу коефіцієнта Т. Е. Р. С. і його точки вимірів показані на рис. 2. Зони максимальних концентрацій напружень показано на лініях зміни знаків коефіцієнтів Т. Е. Р. С.

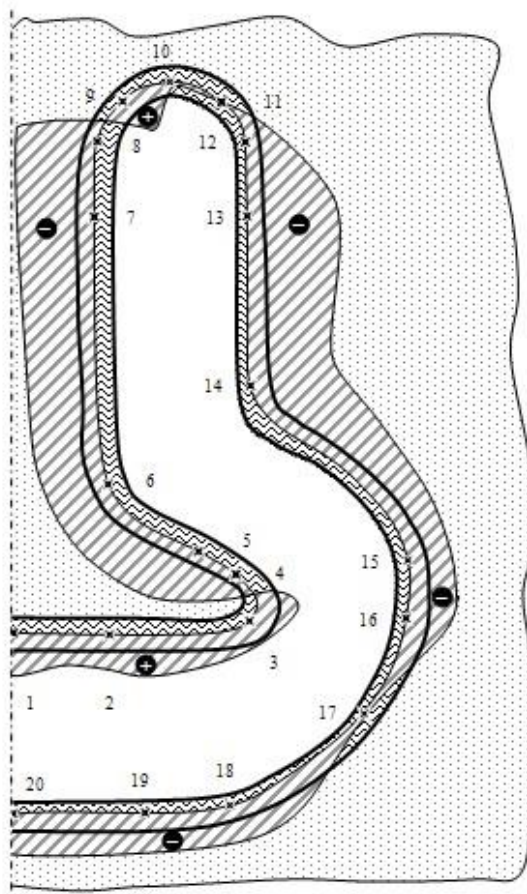


Рисунок 2 - Розподіл середніх значень коефіцієнтів Т. Е. Р. С. в вимірних перетинах гравюри матриці

Аналіз рівнів концентрації напружень показує, що найбільші напруження в наплавленому металі виникають в області точок 9-10, де крім дії дотичних напружень в процесі експлуатації, змінюється характер напруженого стану через геометрію матриці. Це, згідно з критерієм Мізеса-Генки, веде до збільшення напружень, необхідного для виникнення локального течії матеріалу. Внаслідок зміни напруженого стану величина межі плинності досягає межі обмеженої плинності, що спричиняє до виникнення концентрації напружень і деформацій.

В сталях 08Х6Н8М7С і 20Х3Г9М5Т2С в результаті дослідження виявлено більш протяжний зміцнений шар, в структурі якого спостерігаються характерні пластинчасті освіти. Враховуючи численні літературні дані про схильність металів з низькою енергією дефектів пакування до двійникування деформації, можна припустити, що новоутворення, які спостерігаються в зоні тертя, являють собою специфічні двійники деформації, що утворилися в умовах підвищених температур. Додатковий внесок у зміцнення двійникової зони в цих сплавах вносить виділення дисперсних карбідів.

Для всіх досліджених сплавів характерним є поступове зменшення розкиду значень мікротвердості по глибині зони тертя.

Зміна мікротвердості в приповерхневих шарах на стадії усталеного зношування, по всій видимості, обумовлено тим, що паралельно відбуваються процеси взаємної дифузії матеріалів пари тертя, виборчого окислення і термодифузійного перерозподілу зміцнюючої фази під дією деформацій і температур, викликаних тертям.

Перелічені структурні зміни справляють різний вплив на інтенсивність зношування досліджуваних матеріалів. Низька здатність до зміцнення, незважаючи на присутність "білої смуги", призводить до підвищення темпу зносу і передчасного переходу до стадії усталеного зношування. Двійникування і виділення карбідів по двійникам (сталі 40Х4Г8Т2С, 08Х6Н8М7С 20Х3Г9М5Т2С) підвищує опірність пластичним зсувам при підвищених температурах, ускладнюючи руйнування робочих об'ємів при терті.

З досліджених матеріалів найбільшою зносостійкість має сталь 20Х3Г9М5Т2С. Підвищену зносостійкість цієї сталі можна пояснити, з одного боку, оптимальним фазовим складом, з іншого – низькою енергією дефектів пакування, що забезпечує схильність до деформаційного двійникування при підвищених температурах. Двійникування сприяє зміцненню приконттактних обсягів металу, тим самим знижуючи інтенсивність зношування, що пов'язано з дією механізму Мотта-Набарро. Зміна дислокаційної структури прикордонних областей і характеру старіння (перерозподіл карбідної фази), що відбуваються в результаті дії підвищених температур і деформацій, є одним з основних факторів підвищення контактної міцності і мікропластичності поверхневих шарів сталі 20Х3Г9М5Т2С.

Висновки

1. В результаті проведених досліджень показана можливість застосування термоелектричного методу неруйнівного контролю для підбору зносостійких наплавочних сталей, які забезпечують підвищення довговічності штампового інструменту. Встановлено, що для підвищення зносостійкості і довговічності поверхні обробного інструменту штампів гарячого деформування бажано застосовувати сплави, у яких у поєднанні з маркою оброблюваного матеріалу сумарна Т. Е. Р. С. прямує до нуля.
2. Застосування термоелектричного експрес-методу неруйнівного контролю дозволяє оперативно визначати найбільш небезпечні локальні місця, які характеризуються критичними зонами концентрації напружень і своєчасно застосовувати заходи для їх усунення.

Список використаної літератури

1. Троицкий В.А. Неразрушающий контроль качества в Украине на рубеже столетий / В.А. Троицкий // Труды 3 Украинской научно-технической конференции «Неруйнівний контроль та технологічна діагностика 2000». – Днепропетровск, 2000. – С. 8-16.
2. Узлы и трения машин: Справочник / И.В. Крагельский, Н.М. Михин – М.: Машиностроение, 1984. – 280 с.
3. Шкилько А.М. Неразрушающие методы контроля металлов и узлов энергетического оборудования / А.М. Шкилько. – К.: ИСИО, 1994. – 180 с.
4. Новые возможности неразрушающего контроля текущего состояния прокатных валков листопрокатных производств по измерению распределения магнитных характеристик рабочего слоя / Г.Я. Безлюдько, И.Л. Казакевич, Л.А. Крутиков, Т.С. Скобло. // Труды III Украинской научно-технической конференции «Неруйнований контроль та технологічна діагностика 2000». – Днепропетровск, 2000. – С. 150-151.

ПОКРАЩЕННЯ ШТАМПУЄМОСТІ АВТОЛІСОВОЇ СТАЛІ¹³

Саєнко В., ст. гр. МС - 41-18, ХНАДУ

Анотація. З метою підвищення технологічної пластичності холоднокатаної листової сталі запропоновано сучасний метод поверхневої обробки – епіламування. Ефект досягається за рахунок заліковування поверхневих дефектів та зменшення концентратів напруг.

Ключові слова: сталь, холоднокатаний лист, листове штампування, технологічна пластичність, штампування, витяжка, випробування на видавлювання.

Sayenko V., st. of gr. MS - 41 -18, KhNAHU

Abstract. With a view to enhance the technological plasticity of cold rolled steel sheet the modern method of surface treatment (Epilam applying) was proposed. The effect is achieved by healing surface defects and decreasing stress raisers.

Key words: steel, cold rolled sheet, stamping of sheets, technological plasticity, stamping formability, drawing, hole-expansion test.

Вступ

Одним із найбільш затребуваних видів металопродукції є листовий холоднокатаний прокат, який широко застосовується у всіх галузях народного господарства. У загальному обсязі частка тонколистового прокату у розвинених країнах становить близько 50% і його виробництво має тенденцію до зростання. Незважаючи на збільшення використання нових конструкційних матеріалів у практиці автомобілебудування та тракторобудування, виготовлення дорожньо-будівельних машин провідна роль, як і раніше, належить холоднокатаному сталевому листу.

Близько 60% автомобільних і 40% тракторних деталей, найрізноманітніших за призначенням, формою та розмірами (деталі кузова, рами, корпуси, кришки, диски, плоскі важелі, фари та ін.) виготовляють методом холодного штампування з низьковуглецевих автолистових сталей. Цей спосіб отримання виробів із листового прокату знайшов широке застосування в інших галузях народного господарства, у будівництві, енергетиці, залізничному транспорті, та побутовій техніці. Враховуючи масштабність використання холоднокатаного штампування, актуальним є підвищення технологічної пластичності заготовок із холоднокатаного листа, оскільки брак через недостатню здатність до видавлювання або просто при збільшенні кількості переходів при виготовленні виробу знижують економічну ефективність виробництва продукції.

Стан питання

Холодне штампування тонколистових сталей має низку істотних переваг, що зумовило широкий спектр її використання у вітчизняній та зарубіжній металообробній промисловості. Цей

досить простий спосіб дозволяє при більшій продуктивності та малій трудомісткості виготовляти взаємозамінні деталі з високою точністю розмірів та форми, що особливо важливо при складанні виробів (машин) на конвеєрі [1].

¹³ Робота виконана під керівництвом професора Дощечкіної Ірини Василівни

До листового прокату, призначеного для холодного деформування, пред'являються дві основні вимоги: хороша здатність до витяжки та висока якість поверхні з метою подальшого нанесення лакофарбового або іншого покриття [2-4].

У цехах холодного штампування ~90% заготовок припадають на частку тонколистових холоднокатаних низьковуглецевих сталей (08кп, 08пс, 08Ю), які широко використовуються в автомобілебудуванні і тому називаються автолистовими.

Здатність холоднокатаного прокату (стрічки, листи) до витяжки визначається способом видавлювання за Еріксоном і оцінюється максимальною глибиною видавленої лунки без утворення тріщини [45]. За цією ознакою, згідно з нормативними документами [6], холоднокатаний лист з автолистових сталей товщиною до 2 мм за здатністю до витяжки поділяється на 4 групи: ВОСВ (дуже особливо складної витяжки), ОСВ (особливо складної витяжки), СВ (складної витяжки), ВГ (дуже глибокої). Вимоги ВОСВ, ОСВ та СВ стосуються сталі 08Ю з меншою кількістю вуглецю та розкисленою алюмінієм для зменшення вмісту кисню, що сприяє покращенню штампування. Для сталі 08кп, яка більш широко використовується, передбачено забезпечення лише вимоги ВГ.

На підприємствах при штампуванні виробів із заготовок холоднокатаного прокату сталі 08кп часто виникають труднощі через погане видавлювання та недостатню витяжку металу. Це часто призводить до появи браку та збільшення витрати металу, а, отже, до підвищення вартості виробів. Донедавна не існувало способу поліпшення технологічної пластичності вже готового листа, особливо якщо виникла потреба у більш складній витяжці.

Раніше нами був запропонований метод пластифікування листа для покращення штампування шляхом поверхневого іонного бомбардування [7], але він вимагає спеціального обладнання, його професійного обслуговування і призначений для заготовок малих розмірів.

Метою роботи є збільшення технологічної пластичності, і відповідно, покращення штампуємості холоднокатаного тонкого листа зі сталі 08кп.

На основі теоретичних та експериментальних досліджень останнім часом переконливо доведено, що поверхневий шар у твердого тіла, яке деформується, є «самостійною функціональною підсистемою і радикально впливає на процеси пластичної течії та руйнування матеріалу в цілому» [8]. В зв'язку з цим розвиток нових методів модифікування поверхні виробів з метою підвищення їх надійності є актуальним питанням сучасного матеріалознавства. Враховуючи це положення, відповідно до поставленої мети була сформульована задача: відшукати досить простий спосіб поверхневого впливу, що змінить поведінку листових заготовок при деформуванні і покращить її пластичність при збереженні міцності.

Матеріал та методика досліджень

Плоскі зразки зі сталі розміром $100 \times 20 \times 1,2$ мм та листові зразки з холоднокатаного прокату сталі 20 та 08кп розміром $90 \times 50 \times 0,5$ мм піддавали епіламуванню. Епілам – це розчин фторвмісних поверхнево-активних речовин (фторПАР) у легколетючих хладачах, після випаровування яких на поверхні утворюється плівка у вигляді мономолекулярного, або близького до нього, шару, товщина якого в залежності від маси та вмісту у розчині фторПАР становить від 10 до 250 ангстрем. Процес нанесення плівки доволі простий і складається з наступних операцій: знежирення та очищення поверхні – нанесення епіламу – термофіксація плівки.

Зразки обробляли зануренням у гарячу ванну з епіламом марки СФК-05 при температурі 55°C і витримкою 15 хвилин. Термофіксацію плівки здійснювали при температурі 110°C протягом 50 хвилин.

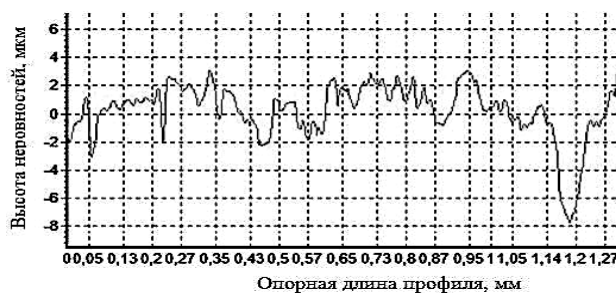
Шорсткість та профіль поверхні визначали на профілометрі-профілографі TR-200. Чутливість датчика профілактометра становила 0,002 мкм, що дозволило оцінювати рельєф нерівностей заввишки від 0,005 мкм. Діапазон вимірів становив 0,01 -160 мкм. Похибка виміру R_a не перевищувала 10%.

Випробування на розтяг проводили на машині UIT-STM-50 відповідно за стандартною методикою. Здатність тонколистових холоднокатаних заготовок до витяжки визначали випро-

буваннями на видавлювання за Еріксоном . Глибина видавленої сферичної лунки характеризує категорію штампування прокату у холодному стані.

Результати досліджень

Проведені експерименти свідчать, що після епіламування суттєво зменшується шорсткість поверхні Ra – з 1,6 до 0,21 мкм (рис. 1). Епілами мають дуже низький поверхневий натяг і високу проникаючу здатність, тому заповнюють пори, мікротріщини, подряпини, що призводить до згладжування профілю та поліпшення якості поверхні. Заліковування дефектів та зменшення концентраторів напруження має сприяти збільшенню пластичності. Крім того, епілам, заповнюючи пори та мікротріщини, витісняє газ з них (водень, вуглекислий газ) та волю, таким чином знижуючи здатність до окрихчення металу.



а



б

Рисунок 1 – Профілограми поверхні зразків сталі 20 до (а) та після (б) епіламування.

Випробування на розтяг (таблиця 1) плоских зразків зі сталі 20 показали, що епіламування при відносно невеликому зниженні характеристик міцності призводить до суттєвого збільшення показників пластичності (відносне подовження зростає на 44%, а відносне звуження – на 55%). При цьому на 12% зростає дійсний опір руйнуванню.

Таблиця 1– Вплив епіламування на механічні показники сталі 20

Стан	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$S_{до}$, МПа	δ , %	ψ , %
Без епіламування	360	270	480	25	21
Після епіламування	354	265	540	36	33

Таке суттєве збільшення пластичності та підвищення опору руйнуванню повинні позначитися на штампуемості сталі. З метою підтвердження цього припущення епіламуванню був підданий холоднокатаний лист зі сталі 08кп, призначений для холодного штампування. Після поверхне-

вої обробки зразки були випробувані на видавлювання за методом Еріксена. Отримані дані наведені у таблиці 2.

Таблиця 2 – Результати випробувань на видавлювання за Еріксоном листових заготовок зі сталі 08кп

Стан	Глибина лунки, мм	Здатність до витяжки
Стан постачання	9, 05	ВГ
Епіламування	11, 3 - 11, 5	ВОСВ

З таблиці 2 видно, що епіламування значно підвищує технологічну пластичність і сталь 08кп набуває найвищої категорії витяжки – ВОСВ. Слід підкреслити, що стандарт зумовлює такий показник для сталі 08Ю з меншою кількістю вуглецю та шкідливих домішок, а для сталі 08кп регламентована тільки дуже глибока (ВГ) витяжка.

Висновки

Епіламування заліковує дефекти та покращує якість поверхні холоднокатаної низьковуглецевої тонколистової сталі. Істотна пластифікація після епіламування забезпечує холоднокатаному листу зі сталі 08кп невластиву їй категорію витяжки ВОСВ. З цією метою епіламування використовується вперше.

Отримані результати дозволяють рекомендувати цей метод для поліпшення штампування готових заготовок зі сталевих листів безпосередньо на машинобудівних заводах при виготовленні продукції (особливо складної конфігурації) методом холодного деформування.

Поверхнєве епіламування – це простий спосіб, він не вимагає спеціального обладнання та забезпечує значний економічний ефект за рахунок зменшення кількості переходів при холодному деформуванні виробів, зниження навантаження та збільшення довговічності інструменту, підвищення продуктивності праці, покращення якості продукції та зниження браку.

Література

1. Конспект лекцій з дисципліни "Вступ до спеціальності. Розділ «Обробка металів тиском»" / Укладач С.В.Єршов. Дніпропетровськ: ДДТУ, 2015. 92 с.
2. Кіслов А.С. Виробництво заготовок. Листове штампування: навчальний посібник. / А.С.Кіслов, К.А. Кіслов. - ГОУОГУ, 2004. – 182 с.
3. Довідник з листового штампування: навчальний посібник / Демін В.А., Львович К.Д., Маркін П.В., Семенов Є.І. // МДПУ, 2011. - 177 с.
4. Ковальов В.П. Технологія листового штампування: навчальний посібник / В.П. Ковальов, С.В. Ковальов. - М.: КНОРУС, 2010. - 224 с.
5. Метали. Метод випробування на видавлювання листів та стрічок за Еріксоном: ГОСТ 10510-80. – [Дійсно з 1980-03-12]. - М: видавництво стандартів, 1980. - 9 с.
6. Прокат тонколистовий холоднокатаний з низьковуглецевої якісної сталі для холодного штампування. Технічні умови: ГОСТ 9045-93. – [Дійсно з 1993-02-17]. - М: ППК видавництво стандартів, 1993. - 18 с.
7. Татаркіна І.С. Про можливість підвищення пластичності сталей поверхневим іонним бомбардуванням / І.С. Татаркіна // Міжвузівський збірник "Наукові нотатки". – Луцьк, 2013. – Випуск №41, частина 2. – С. 192 – 197.
8. Panin V. E. Multilevel wave model of a deformed solid in physical mesomechanics / Panin V. E., Grinyaev Yu. V., Panin A. V., Panin S. V. // Proceedings of the Sixth International Conference for Mesomechanics «Multiscaling in Applied Science and Emerging Technology. Fundamentals and Applications in Mesomechanics». – 2004. – P. 335 – 342.

THE PROPERTIES OF STEEL FOR SIDEWALLS OF CHUTE CONVEYORS¹⁴

Konotop M.A, student of group MC-41-18, KhNAHU

Annotation. We have studied the properties of steels BRK, 18ChGT, 20ChGNB used for the manufacture of sidewalls of chute conveyor pans after various treatment regimes in order to select the most appropriate one. The working conditions stipulate high demands to chute conveyor pan material with respect to strength and durability, and the term of chute conveyor pan service is determined by the sidewall stability. The level of properties, microstructure of sidewalls after thermal treatment as well as the heat treatment and welding are analyzed.

As between the hardness and wear resistance there is a direct relationship, the research methodology consisted in measuring the hardness, strength indicators, and study of the microstructure. It was revealed that after the heat treatment and welding of pan sidewalls made of steel BRK there is not provided the desired level of strength (the tensile strength must not be lower than 1275 MPa), and there is observed unevenness in the distribution of hardness and strength properties over the cross section. This can be avoided using alloy steels. It was established that the profiles made of steel 20ChGNB when quenched in oil provide a higher level of properties than profiles made of steel 18ChGT. When welding the sidewalls of pans made of steel 20ChGNB with other parts of pans subject to wear the softening areas do not exceed 2-3 HRC. On the basis of the above studies it should be noted that steel 20ChGNB can be recommended for the manufacture of sidewalls of pans. .

Keywords: steel, pan sidewall, hardness, strength, wear resistance, welding, hardening, cross section, microstructure.

ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ ДЛЯ БОКОВИН ЖОЛОБНИХ КОНВЕЄРІВ

Конотоп М.А., ст. гр. МС-41-18, ХНАДУ

Анотація. Досліджено властивості сталей БРК, 18ЧГТ, 20ЧГНБ, які використовуються для виготовлення боковин лоткових конвеєрних піддонів після різних режимів обробки, з метою вибору найбільш підходящого. Умови роботи передбачають високі вимоги до матеріалу лоткового конвеєра щодо міцності та довговічності, а термін служби лотка конвеєрного лотка визначається стійкістю бокової стінки. Проаналізовано рівень властивостей, мікроструктуру боковин після термічної обробки, а також термічної обробки та зварювання.

Оскільки між твердістю та зносостійкістю існує пряма залежність, методологія дослідження полягала у вимірюванні твердості, показників міцності та вивченні мікроструктури. Виявлено, що після термічної обробки та зварювання боковин конвеєра зі сталі БРК не забезпечується необхідний рівень міцності (межа міцності на розрив не повинна бути нижче 1275 МПа), спостерігається нерівномірність розподілу твердості та властивості міцності по перерізу. Цього можна уникнути, використовуючи леговані сталі. Встановлено, що профілі зі сталі 20ЧГНБ при загартуванні в маслі мають вищий рівень властивостей, ніж профілі зі сталі 18ЧГТ. При зварюванні боковин конвеєра зі сталі 20ЧГНБ з іншими деталями конвеєра, що підлягають зносу, площі розм'якшення не перевищують 2-3 HRC. На підставі вищенаведених досліджень слід

¹⁴ Робота виконана під керівництвом професора Глушкової Діани Борисівни

зазначити, що сталь 20ЧГНБ може бути рекомендована для виготовлення боковин скребкового конвеєру.

Ключові слова: гідромолот, зміцнення, випробування, стенд, довговічність..

Introduction

Premature destruction of chute conveyor pans leads to reduction in coal production and creates conditions for the emergence of accidents.

Studies of worn surface of pans showed that chutes, and in particular, the sidewalls during operation are subjected to abrasion. The hardness of the material determines the value of mutual implementation of microscopic irregularities of the rubbing surfaces. The authors of papers [1, 2] have established the relationship between the hardness and wear resistance of the test material. The operating conditions set high demands to the material the pans are made of in respect of strength and durability.

Currently the chutes are made of steel BRK, which is supplied from the metallurgical plant «Azovstal». Statistics show that the duration of operation of pans SP-87P, and KM-81-025M is 6-9 months and during that time the transportation of only 300-400 tons of coal at a rate of 650 thousand tones is provided. In this case, basically, the term of pan service is defined by the resistance of the sidewall.

Formulation of the problem

In connection with the above, the objective of the present study was the choice of material for sidewalls of pans by comparing the properties of the applied and proposed grades of steel. For this purpose, the level of properties, microstructure of sidewalls after the heat treatment, heat treatment and welding (it is the order the technological operations are performed in the manufacture of pans) is subject to analysis.

Steel BRK and steel 18ChGT and 20ChGNB, the chemical composition of which is shown in Table, were used as the material of the given study.

Table – Chemical composition of investigated steel

Grade of steel	Composition of elements, %								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	B	S	P
Steel BRK	0,29	0,97	0,20	–	–	–	–	0,027	0,027
Steel 18ChGT	0,18	0,97	0,30	1,25	0,17	0,050	–	0,019	0,022
Steel 20 ChGNB	0,20	0,79	0,30	1,05	1,02	–	0,005	0,018	0,021

Grade of steel Composition of elements, %									
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	B	S	P
Steel BRK	0,29	0,97	0,20	–	–	–	–	0,027	0,027
Steel 18ChGT	0,18	0,97	0,30	1,25	0,17	0,050	–	0,019	0,022
Steel 20 ChGNB	0,20	0,79	0,30	1,05	1,02	–	0,005	0,018	0,021

Results obtained and discussion

The results of study of steel BRK showed that in the hot-rolled state (before heat treatment) the hardness values distribution across the perimeter and the cross section of the profile is about 15 HB, and the ultimate tensile strength and the yield strength respectively 27 and 36 MPa. The microstructure of steel is ferrite-pearlite.

After heat treatment, including quenching from 850-870 °C in water and tempering at 200 °C, the sidewalls pans made of steel BRK, there is observed a considerable distribution of hardness across the cross section of the profile, cut from the pan of current production (Fig. 1). Thus, at the edges of the minor and major flanges, the thickness of which is 9 to 12 mm, the hardness is respectively 444-777 and 320-340HV. In areas of transition of minor and major flanges into the profile wall, wherein the thickness increases by approximately 2 times, the hardness is respectively reduced to 217 ... 223 HB (Fig. 1a).

An even greater decrease in hardness is observed with increasing the distance from the edge of the profile (in length). So, at a distance of 300 mm from the edge (the distance the specified hardness should be provided at), the latter is slightly different from the hardness of hot-rolled profiles and is only 166-217 HB (Fig. 1b).

The obtained after appropriate heat treatment in laboratory conditions results of mechanical properties measurement indicate that on steel BRK after quenching and tempering at the temperature of 200 °C and 400 °C there not provided both the required absolute values and the uniform distribution of strength properties of hardness and the uniformity of the microstructure along the cross section of the profile.

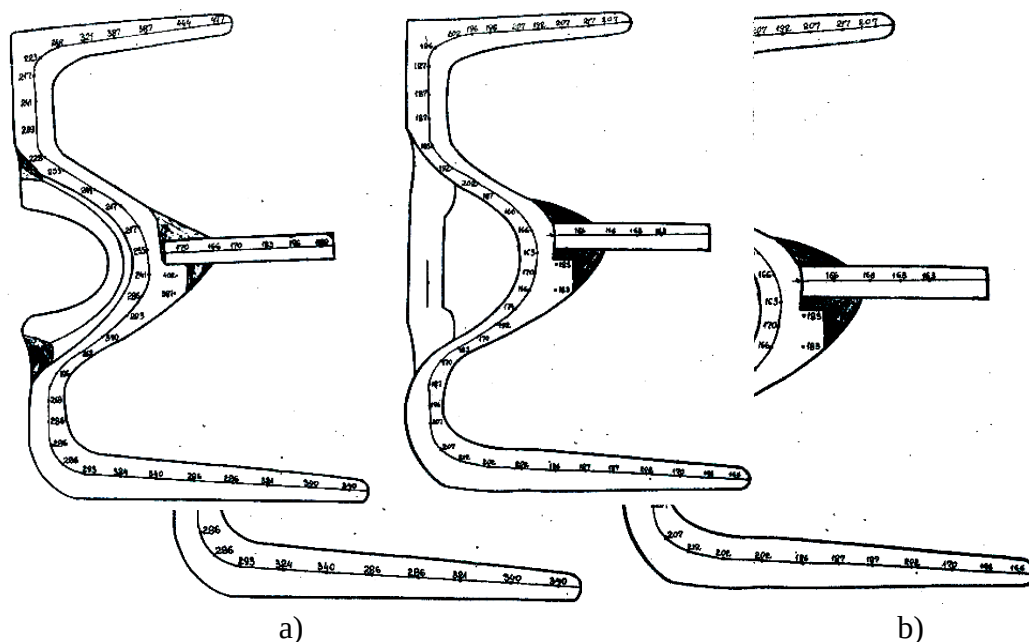


Figure 1 – Hardness (HB) in the cross section of templates of sidewalls of the pan made of steel BRK, cut from the pan of current production: a - profile edge;
b - at a distance of 300 mm from the edge
(Developed by the authors)

If, after quenching and low tempering the temporary resistance to the tensile strength constitutes 765-1040 MPa (range of strength values is 275 MPa), then after tempering at the temperature of 400 °C, the level of tensile strength decreases mainly due to the reduction of the upper limit of 706-905 MPa (distribution of strength values is equal to 199 MPa). Similarly, the yield strength changes as well. The level of the temporary tensile strength values is less than the desired one. It is necessary that the tensile strength should not be less than 1275 MPa.

A solid plank is welded (from the broken surface) to the middle part of the profile. The study showed that the heating temperature of the sidewall portion of pan, located closest to the welding point, is 300 °C. On the same section the metal in the middle (trough-the-thickness) of the profile is heated to about 330 °C, and on the surface, somewhat farther from

the weld zone, to 250 ° C. The minimum heating temperature is observed on the shelf and it constitutes 120 °C.

Comparison of the mechanical properties and microstructure of profiles after machining, including quenching and tempering at 400 °C as well as heat treatment and welding revealed that heating of metal during the welding process does not significantly affect the level of hardness, the strength properties of steel and its microstructure.

However, after welding as well as after heat treatment in the cross section and along the length there is observed a large spread in values of properties. As a consequence, the profile of the pan sidewall has low durability in operation. The reason for this phenomenon is the low hardenability of steel. So, it is necessary to use steel to obtain higher hardenability, which is achieved by the introduction of alloying elements, which shift the chart of isothermal decomposition of austenite right wards and reduce the critical quenching rate.

Thus, there were carried out studies on the sidewalls of pans, made of steel 18ChGT and 20ChGNB. In the hot rolled state the structure of steel 18HGT is ferrite-pearlite and that of steel 20ChGNB is bainite and separate parts of ferrite have the form of a torn grid along the grain boundaries.

The temperature rolling mode: at the beginning 1150-1160 °C, at the end of rolling- 970-990 °C, the rolling speed – 2.3 m/s.

Hardness in the hot rolled state of the profile made of steel 20ChGNB is 241-262 HB, and that made of steel 18ChGT is below 10-20 HB. Given the complexity of the geometric shape of the profile and the possibility of its warpage during heat treatment, there was investigated the level of properties, achieved by quenching in a “soft” medium, namely in oil. Studies were carried out simultaneously under cooling in water after tempering. Heat treatment significantly changed the level of properties and the microstructure of steel investigated.

In steel 20ChGNB, alloyed with boron, after quenching in oil the temporary resistance to tensile strength is at the level of 1430-1440 MPa and the hardness is 35-39 HRC. Steel 18ChGT is significantly inferior in strength compared to steel 20ChGNB properties after quenching in oil. The ultimate strength is 1030-1020 MPa, the yield strength by 300-350 MPa, and the hardness by 7-8 HRC is less than in steel 20ChGNB.

After water quenching and tempering at 200 °C the tensile strength of steel 20ChGNB equals to 1480-1550 MPa, the hardness is 42-45 HRC, and that of steel 18ChGT is respectively 1385-1470 MPa and 36-43 HRC.

Fig. 2 shows a histogram of mean values of the ultimate tensile strength of steel BRK, 20ChGNB and 18ChGT after quenching in water and tempering at 200 °C.

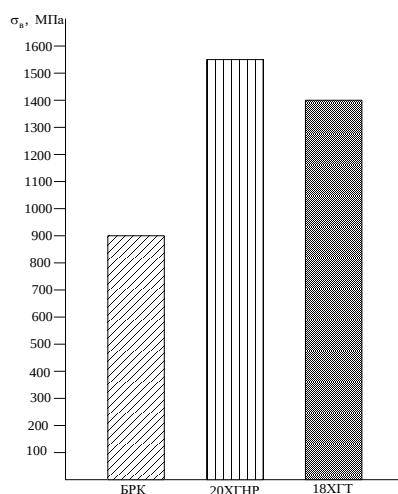


Figure 2 – Histograms of mean values of the tensile strength of steel BRK, 20ChGNB, 18ChGT after quenching in water and tempering at 200 °C (developed by the authors)

Increasing the tempering temperature to 400 °C leads to a slight weakening of steel, which does not exceed 5.10 % in relation to the tempered state. Studies of hardness after quenching, tempering at 300 °C, and welding of the support strap and side walls, bottom and sidewalls showed a slight reduction in hardness compared with a hardened state.

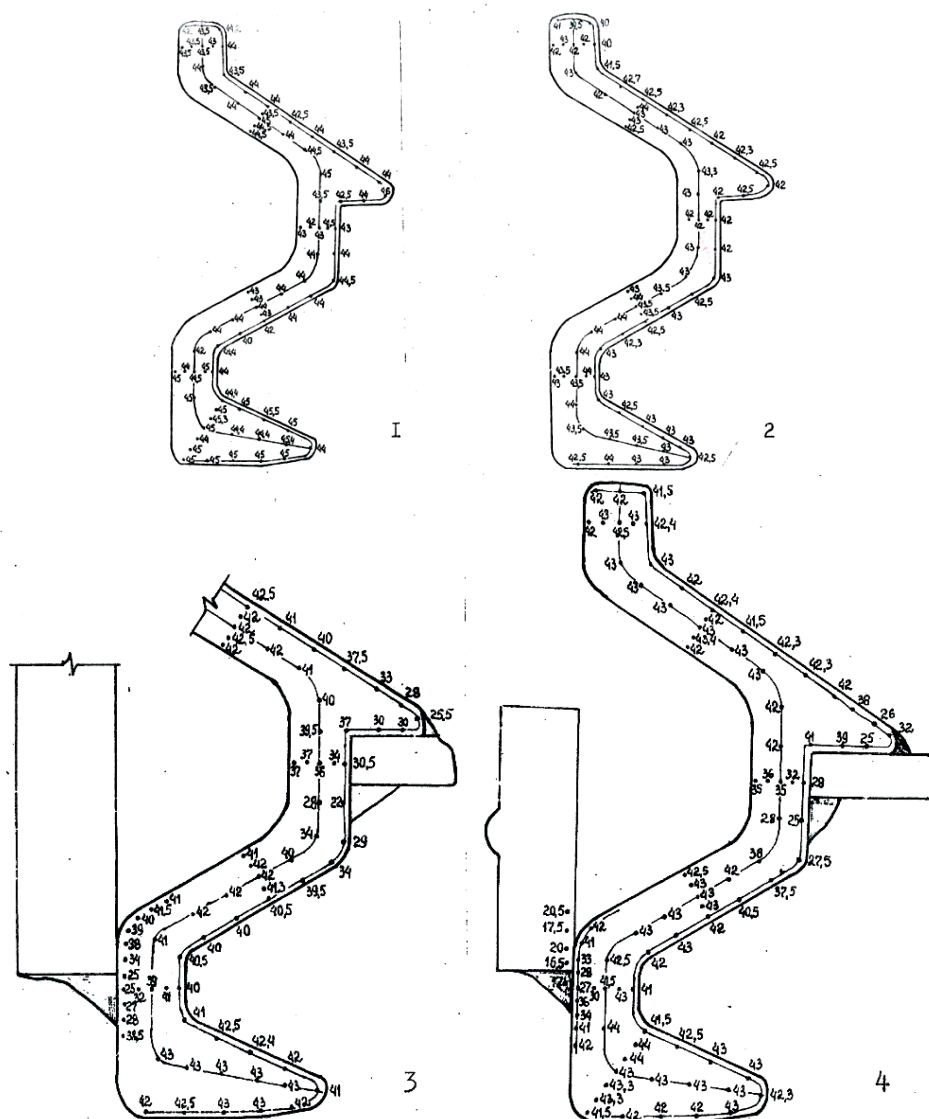


Figure 3 – Hardness (HRC) in the cross-section of the pan sidewall made of steel 20ChGNB after heat treatment and welding: 1 - quenching from 880 °C; 2 - quenching from 880 °C + tempering at 300 °C; 3 - quenching from 880 °C + welding; 4 - quenching from 880 °C + tempering at 300 °C + welding (developed by the authors)

Fig. 3 shows the hardness in the cross section of the pan sidewall made of steel 20ChGNB after heat treatment and welding. The results obtained indicate that after achieving sufficient hardness after quenching in the cross-section of the profile, subsequent welding of the hardened profile leads to softening of worn areas as a result of operation no more than by 3,2%.

Conclusions

1. After the heat treatment and welding of the sidewalls of pans made of steel BRK there is not provided the desired level of strength (the tensile strength should not be lower than 1275 MPa) and there is observed unevenness in the distribution of hardness, strength properties over the cross section.

2. Based on the theoretical positions there is explained a large spread of properties over the cross section and the length of the sidewalls of pans made of steel BRK.

3. Scientifically there was substantiated the application of alloyed steels for the sidewalls of pans.

4. The complexity of the geometric shape of the profile and the possibility of warpage during heat treatment conditions the use of a milder cooling medium at quenching, which is supposed to be oil.

5. Profiles made of steel 20ChGNB at quenching in oil provide a higher level of properties than the profiles made of steel 18ChGT.

6. At welding, which is one of fabrication processes of manufacturing the sidewalls of pans, made of steel 20ChGNB, with other parts of pans, softening of sections that are subject to wear does not exceed 2-3 HRC.

7. On the basis of the above studies steel 20ChGNB should be recommended for the manufacture of the sidewalls of pans.

References

1. Костецкий Б.И. Трение, смазка и износ в машинах / Б.И. Костецкий. – Киев: Техника, 2000. – 396 с.

2. Абачараев Н.И. Повышение кавитационной стойкости сплошных сред / Н.И. Абачараев. – Киев: Наукова Думка, 2000. – 91 с.

3. Тушинский Л.И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов / Л.И. Тушинский. – Новосибирск: Наука, 1990. – 306 с.

4. Шпеньков Г.П. Физика и химия трения / Г.П. Шпеньков. – Минск: БГУ, 2008. – 204 с.

5. Проников А.С. Надежность машин / А.С. Проников. – М.: Машиностроение, 2008. – 592 с.

6. Тененбаум М.М. Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин при абразивном изнашивании / М.М. Тененбаум. – М.: Машиностроение, 2006. – 331 с.

7. Семенов А.П. Схватывание металлов и методы его предотвращения при трении / А.П. Семенов // Трение и износ. – 2012. – Т. 3. – С. 401-411.

8. Дякин С.И. Некоторые концепции применения материалов в тяжело нагруженных трибосопряжениях / С.И. Дякин, Т.П. Филатова // Долговечность трущихся деталей машин: сб. статей, под ред. Д.Н. Гаркунова // М. Машиностроение. – 2007. – Вып. 2. – С. 19-31.

9. Виноградов Г.В. Механизм сухого и граничного трения / Г.В. Виноградов. – М.: Машиностроение, 2004. – 357 с.

10. Файнлейб А.М. Влияние твердости деталей на абразивную износостойкость сопряжения / А.М. Файнлейб // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2007. – №4. – С. 64-65.

11. Роик Т.А., Глушкова Д.Б., Тарабанова В.П. Влияние химического состава на твердость и износостойкость деталей // Вестник НТУ «ХПИ». – Харьков: НТУ «ХПИ», 2012. – №63. – С. 92-98.

СТРУКТУРНІ ЗМІНИ В МЕТАЛІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ ПІСЛЯ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ¹⁵

Курочка І.С., ст. гр. МС – 36Т1 - 19, ХНАДУ

Анотація. Структурні зміни в металі зварних з'єднань паропроводів, які тривало експлуатуються в умовах повзучості, обумовлюють необхідність вивчення дислокаційних переміщень, що проходять у їх структурі. У роботі розглянуті особливості переміщення дислокацій, що забезпечують деформацію металу ділянок зони термічного впливу зварних з'єднань, а також залежність деформаційних змін від тривалості їх напруження.

Ключові слова: зварні з'єднання паропроводів, структурні зміни, дислокація, карбіди, зона термічного впливу, деформація, дифузія, полігонізація.

STRUCTURAL CHANGES IN WELDED METAL STEAM PIPELINES AFTER LONG-TERM OPERATION

Kurochka IS, Art. gr. MS - 36T1 - 19, KhNADU

Abstract. Structural changes in the metal of welded joints of steam pipelines, which are long-term operation in creeping conditions, necessitate the study of dislocation displacements that take place in their structure. The peculiarities of dislocation displacement, which provide metal deformation of the areas of thermal impact of welded joints, as well as the dependence of deformation changes on the duration of their operation are considered.

Keywords: welded joints of steam pipelines, structural changes, dislocation, carbides, thermal impact zone, deformation, diffusion, polygonization

Вступ

У процесі тривалої експлуатації зварних з'єднань паропроводів в умовах повзучості, у їх металі відбуваються структурні зміни, інтенсивність яких є значно більшою від аналогічних змін в основному металі. Структурні зміни можна розглядати як початкову стадію деградації металу. такі зміни викликають зменшення сил зчеплення між атомами як у кристалах α -фази, так і на межі розділу фаз (в більшій мірі). наприклад, на границі розділу зерен α -фази та коагуючих карбідів $M_{23}C_6$ [1], що призводить до зародження та подальшого розвитку пор повзучості.

Аналіз публікацій і мета роботи

Напрацювання паропроводів ТЕС України становить близько 200...300 тис. год., що для більшості істотно перевищує їх проектний (у тому числі продовжений) ресурс та помітно парковий метал зварних з'єднань паропроводів характеризується структурною, хімічною та механічною неоднорідністю, утворення якої обумовлено зварювальним нагріванням при їх виготовленні. Саме неоднорідність в умовах тривалої експлуатації сприяє більш інтенсивному протіканню фізико-хімічних процесів у металі зварних з'єднань, ніж основному металі, що викликає відповідно його деградацію та обмежує ресурс.

Тому метою роботи є уточнення особливостей фізико-хімічних процесів, що відбуваються в металі зварних з'єднань паропроводів, які тривалий час експлуатуються в умовах повзучості, для зменшення швидкості структурних перетворень. Виявлення та-

¹⁵ Робота виконана під керівництвом доцента Сиренко Тетяни Олександрівни

ких особливостей надає змогу, шляхом отримання заданої вихідної структури зварних з'єднань, збільшити їх надійність та ресурс.

Матеріали і методи дослідження

У процесі тривалої експлуатації паропроводів, із теплостійких перлітних сталей (12X1МФ і 15X1М1Ф) в умовах повзучості (температура 545...585 °С, тиск 20...25 МПа), в зернах α -фази проявляється ефект полігонізації. Для виявлення полігональної структури, за уточненою методикою [2], шліфи були піддані електролітичному поліруванню в розчині 150 мл перхлорної кислоти, 600 мл етилового спирту та 100 мл гліцерину при напрузі 45 в, а потім дворазовому травленню: спочатку в 2%-му розчині азотної кислоти з промивкою в спирті, а потім у 2%-му розчині пікринової кислоти. Для дослідження дислокаційної структури використовували методи електронної мікроскопії тонких фольг.

Результати дослідження

На початковій стадії утворення полігональної структури різке зниження механічних властивостей не відбувається, що можна пояснити ефектом зменшення границями субзерен довжини ліній ковзання. Наявність дифузійного переміщення хрому та молібдену з центральних зон зерен α -фази в їх приграничні зони сприяє появі нових вакансій та порогів на дислокаціях, що приводить до збільшення інтенсивності полігонізації. Найбільша ступінь полігонізації в структурі зварних з'єднань характерна для ділянки неповної перекристалізації зони термічного впливу (ЗТВ), рис. 1.

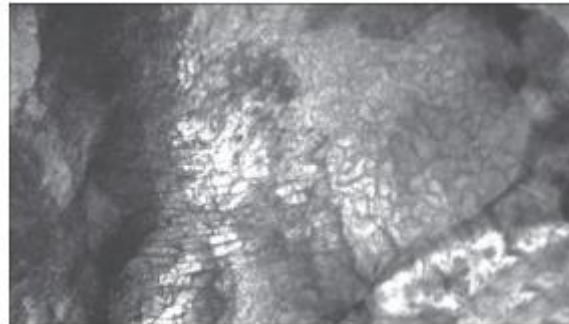


×1200

Рисунок 1 - Полігональна структура металу ділянки неповної перекристалізації ЗТВ. Зварне з'єднання сталі 12X1МФ, $\epsilon = 8 \%$

Допускали, що ефект утворення полігональної структури як рівень розвитку субструктури зерен α -фази, є функцією напруження та температури. Під час роботи паропроводів у режимі пусків-зупинок, перегрівів (аварійне скидання пару), що характерно для умов повзучості та втоми, враховували як складову функції, швидкість деформування їх металу. При довготривалому напрацюванні в металі паропроводів зароджуються та розмножуються дислокації, що зв'язано з їх рухом. Наявність дефектів, виділень других фаз, а також дифузійні процеси представляють зародження дислокацій як гетерогенний процес. під дією напруження та температури переміщення дислокацій по площині ковзання, а також висхідне переміщення дислокацій мають переривчастий ха-

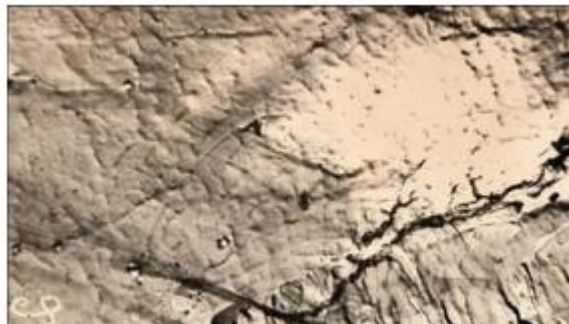
ракти, що обумовлено їх певним гальмуванням. На першій стадії повзучості дислокації переміщуються з малою швидкістю і утворення субзерен є малопомітним. На другій стадії повзучості швидкість руху дислокацій збільшується, утворюється субструктура з добре розвиненою сіткою дислокацій, що помітно у більшому прояві (рис. 2).



×50000

Рисунок 2 - Субструктура повзучості ділянки неповної перекристалізації металу ЗТВ зварних з'єднань сталі 15X1M1Φ, $\epsilon = 5 \%$ (напрацювання 280 тис. год)

У деформованих ($\epsilon = 2...3 \%$) полігональних зернах α -фази границі субзерен викликають зменшення довжини лінії ковзання (рис. 3).



×12000

Рисунок 3 - Полігональна структура деформованого зерна α -фази. Ділянка перегріву ЗТВ. Зварне з'єднання сталі 15X1M1Φ, $\epsilon = 3 \%$

Інтенсивність утворення полігональної структури на ділянках ЗТВ зварних з'єднань помітно відрізняється. Найбільшою є інтенсивність на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ, а найменшою — в основному металі та в металі шва. При напрацюванні зварних з'єднань більше 270 тис. год відмічається поява в тілі зерен α -фази субзерен, проте самі зерна не збільшуються в розмірах, а нові зерна не утворюються. Точніше їх збільшення знаходиться на початковій стадії, що підтверджується локальною ліквідацією границь зерен (рис. 4).



×200

Рисунок 4 - Начальна стадія первинної рекристалізації. Структура металу шву на сталі 10ХМФ (напрацювання зварних з'єднань 276 тис. год)

Дислокації, які знаходяться на границях зерен, загальмовані виділеннями других фаз, вивільняються від таких виділень, а потім заміщуються іншими дислокаціями, які переміщуються аналогічно попереднім (рис. 5).

Спостерігається відхід границь зерен від коагулюючих виділень других фаз, що вперше відмічено Т. Г. Березіною [3]. Початковий процес рекристалізації відбувається в структурі зварних з'єднань при їх напрацюванні більш ніж 250 тис. год. локально зникають ділянки границь зерен там, де є збільшений рівень їх вільної енергії, у тому числі в місцях контакту з коагулюючими виділеннями $M_{23}C_6$ [4].

Висновки

1. Виявили, що збільшення стабільності структури зварних з'єднань паропроводів, які тривало експлуатуються в умовах повзучості, можна забезпечити шляхом зміцнюючого впливу дислокацій та виділеннями других фаз.

2. Встановили, що деформація металу на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ в структурі зварних з'єднань є найбільшою та залежить від виду нових продуктів розпаду аустеніту

Література

1. Дмитрик В. В., Соболев О. В., Погребной М. А., Сыренко Т. А. Особенности деградации металла сварных соединений паропроводов // Автоматическая сварка – 2015.- №7.- С 12–17.
2. Иванова В. С., Гордиенко Л. К., Геминев В. Н. Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов.- М.: Наука, 1965.- 213с.
3. Березина Т. Г., Шкляров М. И., Штром Ю. Ю. Оценка ресурса деталей энергооборудования, работающих в условиях ползучести с учетом структурного фактора // Теплоэнергетика – 1992.- №2. - С 2–5.
4. Дмитрик В. В., Царюк А. К., Коник А. И. Карбидные фазы и повреждаемость сварных соединений паропроводов в условиях ползучести.// Автоматическая сварка – 2008. - №3. - С39–43.

ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЯКІСНОЇ ПОВЕРХНІ ПРИ ПОВІТРЯНО -ДУГОВОМУ РІЗАННІ СТАЛЕЙ¹⁶

Кулиш М. В., студент гр. МС -21 -20, ХНАДУ

Аннотация: Рассмотрены причины повышения твердости на поверхности кромок реза при воздушно-дуговой резке сталей.

Ключевые слова: сталь, твердость, воздушно - дуговая резка, науглероживание, мартенситная структура.

PROVIDING THE HIGH-QUALITY SURFACE AFTER AIR-ARC CUTTING OF STEELS

Kulish MV, st. of gr. MS - 21 - 20, KhNADU

Abstract: The reasons for the increase in hardness on the surface of the cutting edges during air-arc cutting of steels are considered.

Key words: steel, hardness, air - arc cutting, carburization, martensitic structure.

Вступ

Метод повітряно дугового різання знайшов широке застосування у промисловості. Метал розплавляється дугою, що горить між виробом та електродом, і видається струменем стисненого повітря. Найчастіше використовують вугільні або графітові електроди, які є більш стійкими.

Повітрянодуговим способом можна різати вуглецеву та леговану сталь, чавун, мідні та алюмінієві сплави, а також виплавляти дефектні ділянки кореня зварних швів, зрізати заклепки, обробляти тріщини, видаляти вади у виливках [1]. Перевага повітряно-дугового різання - його економічність, можливість використання недефіцитних матеріалів, простота обладнання, продуктивність.. Але при цьому дуже важливо забезпечити якісну поверхню різання.

В даний час розроблені технологія та прийоми різання, що забезпечують оброблений поверхні гарну якість без утворення дефектів (пор, раковин та ін.) Проте якість поверхні різу залежить, перш за все, від правильного вибору параметрів процесу.

Аналіз публікацій

Ряд дослідників навіть при різанні низьковуглецевих сталей, що містять всього 0,15-0,25%, відзначають помітне збагачення вуглецем (до 0,75%) країв різ та суттєве підвищення твердості [2]. Аналогічні результати отримано у роботі [3]. Деякі автори взагалі не виявили науглецювання поверхні різу. Є роботи, у яких підвищення твердості кромок різу пояснюється формуванням загартованих структур при охолодженні. Аналогічні результати отримані в роботі [4]. Відсутність однозначної думки з цього питання вимагає додаткових досліджень, бо це обумовлює якість продукції

Мета та постановка задачі

¹⁶ Робота виконана під керівництвом професора Дощечкіної Ірини Василівни

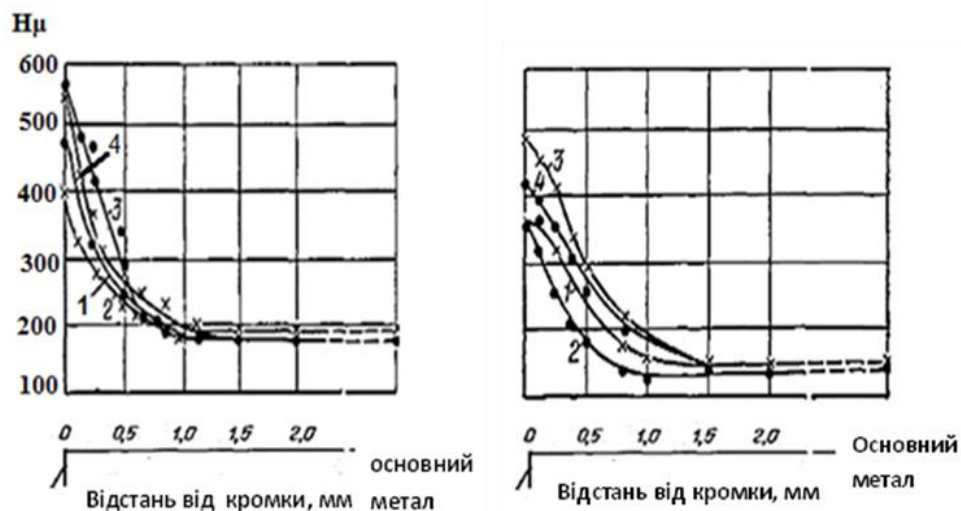
Мета даної роботи - вивчити вплив параметрів повітрянодугового різання на причину підвищення твердості кромки різ. Завдання дослідження: з'ясувати можливе науглецьовування або утворення структур гартування на поверхні різ.

Методика досліджень

Дослідженню піддавалися пластини сталей 5ХНМ і 3Х3МЗФ, які використовуються для пресового та штампового інструменту, а повітряно-дугове різання застосовується для видалення дефектів та відновлення дорогого оснащення. Різання виконували вугільним електродом діаметром 10мм., при силі струму 500-600А прямої полярності та тиску повітря в мережі 0,4-0,6 МПа. Виплавку канавок здійснювали при кутах нахилу електроду до оброблюваної поверхні 30 і 60°. Знімання металу за один прохід становило 3-4 мм. При зніманні металу в два проходи глибина канавки не перевищувала 9мм. Другу партію пластин з досліджуваних сталей піддавали повітряно-плазмовому різанні при силі струму 250А. Мікротвердість вимірювали приладі ПМТ-3 пірамідою Віккерса.

Результати досліджень

Дослідженнями встановлено, що глибина зон термічного впливу при повітряно-дуговому різанні досліджених сталей істотно залежить від параметрів процесу (рис. 1). Зі збільшенням кута нахилу електроду при різанні як в один, так і два проходи зростає глибина зони термічного впливу.



- 1 - різання в один прохід з кутом нахилу електроду 30°;
2 - два проходи, 30°; 3 - один прохід, 60°; 4 - два проходи, 60°.

Рисунок.1- Зміна мікротвердості в районі різі сталей 5ХНМ(а) та 3Х3МЗФ(б):

Це можна пояснити тим, що при більшому куті нахилу електроду дещо зменшується швидкість різання і метал встигає прогрітися на велику глибину, що супроводжується відповідними структурними змінами.

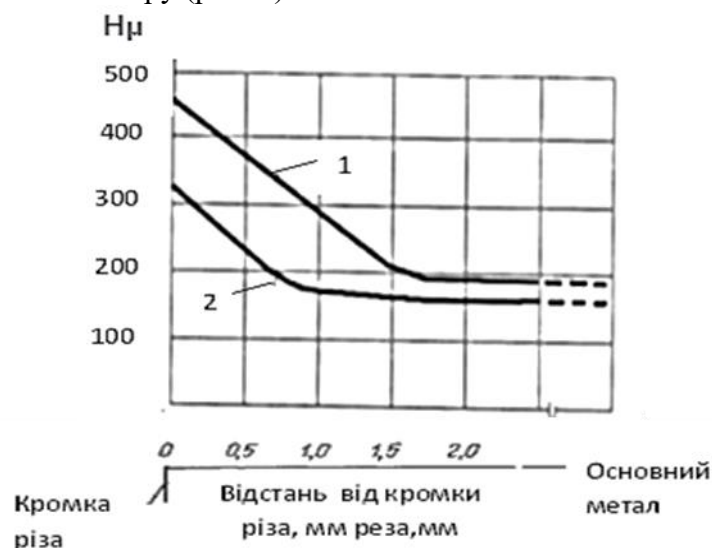
Зі збільшенням числа проходів глибина зони термічного впливу в обох досліджуваних сталей також стає більшою, так як при повторному різанні збільшується тепловий вплив на метал.

Як видно з рис.1 характер зміни мікротвердості у обох сталей ідентичний. Максимальна твердість реєструється по кромках різі та зберігається приблизно однаковою на відстані 0,02 мм від кромки. У міру віддалення від поверхні різі мікротвердість знижується і на глибині 1,0-1,2 мм досягає значень, що фіксуються в основному металі. Слід зазначити, що найвищі показники мікротвердості в зоні термічного впливу відзначаються після різання в один прохід при куті нахилу електрода 60° (криві 3), а найнижчі - після різання в два проходи з кутом нахилу електрода 30° (криві 2).

Для з'ясування причини настільки різкого (в 3 рази) збільшення твердості на поверхні різі було досліджено мікроструктуру. При різанні в 2 проходи з кутом нахилу електрода 60° у кромки різі формується структура мартенситу з мікротвердістю 550 - 600Н_μ. (криві 3). Під час другого проходу відбувається часткове відпал і мікротвердість знижується (криві 4). У разі різання в 2 проходи з кутом нахилу електрода 30° має місце недостатній тепловий вплив на метал, що призводить до неповного загартування і, як наслідок, до заниженої твердості (криві 2).

З метою виявлення можливого науглецювання поверхонь різі розрізані пластини були піддані відпалу при температурі 700° протягом 1,5 годин. Після термічної обробки мікроструктура на поверхні та в середині однакова і мікротвердість на рівні 160- 180Н_μ зафіксована по всьому перерізу пластини. У поверхневому шарі після відпалу збільшення перлітної складової в мікроструктурі не виявлено, що свідчить про відсутність науглецювання.

У частині пластин, які піддавалися повітряноплазмовому різанні, також має місце зміцнення поверхневого шару (рис. 2).



1 - сталь 3ХЗМ3Ф, 2 - сталь 5ХНМ.

Рисунок.2 – Зміна мікротвердості у зоні різі повітряно – плазмовим способом:

Підвищення твердості кромки різі при повітряно - плазмовому різанні підтверджує думку про те, що зміцнення обумовлено утворенням мартенситної структури в процесі охолодження, так як можливе джерело насичення вуглецем (графітовий або вугільний електрод) відсутнє.

Висновки

Щоб уникнути надмірного зміцнення поверхневих шарів, обумовленого аустенітно-мартенситним перетворенням під час охолодження поверхні, що розрізається,

повітряно-дугове розділове різання, поверхнєве стругання, а також розділку поверхонь при наплавленні, слід проводити з кутом нахилу електрода не більше 30°. Такий режим різання забезпечує менший тепловий вплив на метал, що призводить до формування менш твердих структур (троосто - сорбіту або сорбіту) і, як наслідок, до більш низької твердості на поверхні різіу.

Відсутність вуглерожування не потребує видалення з поверхонь різання шару металу завтовшки ~ 2 мм, що зменшує ефективність процесу різання.

Література

1. Гуменюк І.В. Технологія електродугового зварювання: Підручник. – К.: Грамота, 2006. – 512 с.
2. Глизманенко Д.Л. Сварка и резка металлов. / Учебное пособие: Высшая школа. – 1969. – 304 с.
3. Васильев К. В. Газоэлектрическая резка металлов. – Москва: Машгиз. – 1988. – 132 с.
4. Дощечкина И.В. О причине высокой твердости поверхностей при воздушно дуговой резке сталей / И.В. Дощечкина., М.Ю. Баргамон, Д.С. Терещенко // Сб. «Современные проблемы технологии металлов и качества сварных соединений». – Харьков: ХНАДУ, - 2015. - С. 38 – 41.

ФОРМУВАННЯ ПРУЖНЬО-ПЛАСТИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОЛІМЕРНИХ МАТЕРІАЛІВ ДОДАТКОВОЮ ТЕРМІЧНОЮ ОБРОБКОЮ В FDM-ТЕХНОЛОГІЯХ¹⁷

Лопатін А.В., ст. гр. МС 31-19, ХНАДУ

Анотація. Показано, що застосування додаткової термічної обробки забезпечує поліпшення пружньо-пластичних властивостей полімерних матеріалів після FDM-друку, що розширює можливості застосування адитивних технологій для виготовлення і ремонту деталей машин.

Ключові слова: термічна обробка, полімерні матеріали, FDM-друк, пружньо-пластичні властивості, міцність, пластичність.

FORMATION OF ELASTIC-PLASTIC PROPERTIES POLYMERIC MATERIALS ADDITIONAL THERMAL PROCESSING IN FDM TECHNOLOGIES

Lopatin A., st. of gr. MS 31-19, KhNAHU

Annotation. It is shown that the use of additional heat treatment improves the elastic-plastic properties of polymeric materials after FDM-printing, which expands the application of additive technologies for the manufacture and repair of machine parts.

Keywords: heat treatment, polymeric materials, FDM-printing, elastic-plastic properties, strength, plasticity

Вступ

Для широкого застосування полімерних матеріалів в адитивних технологіях виробництва і ремонту деталей машин потрібно підвищити їх пружньо-пластичні властивості, в тому числі завдяки додатковій термічній обробці після FDM-друку. Поки що ці перспективні матеріали, які часто мають безперечні переваги по технологічним і експлуатаційним характеристикам, ще не реалізували свої потенційні можливості.

Результати досліджень [1, 2] дозволили сформулювати основні технічні вимоги до матеріалів, що використовуються для 3D-друку. Так матеріали, призначені для використання в FDM адитивних технологіях, повинні мати такі властивості: термостабільність, тобто, мати мінімальну усадку; температура переробки повинна бути нижче за температуру початку деструкції; здатність утворювати при екструзії полімеру нитку заданого діаметру; містити мінімальну кількість вологи, перед переробкою матеріалу необхідне його сушіння.

Таким чином, для застосування у FDM адитивній технології 3D-друку можуть бути використані термопластичні матеріали різного призначення, але більшість з них потребує підвищення параметрів пружньо-пластичних властивостей.

Актуальному питанню впливу додаткової термічної обробки після FDM-друку на пружньо-пластичні властивості полімерних матеріалів присвячене дане дослідження.

Аналіз публікацій і мета роботи

Адитивні технології на сьогоднішній день є глобальним трендом розвитку сучасного машинобудування, а їх використання демонструє те, як новітні розробки і передове устаткування можуть поліпшити традиційне виробництво [3,4].

Особливо слід відзначити технологічність полімерних матеріалів. Низька температура плавлення, високий рівень пластичності, добра оброблюваність цих матеріалів забезпечують значні переваги в технологічності виробництва з них виробів машинобудування. Крім того,

¹⁷ Робота виконана під керівництвом доцента Дудукалова Юрія Володимировича

зниження шуму, вібрації, динамічних навантажень, робочої температури в поєднанні з підвищенням корозійної стійкості і надійності виробів дозволяє відмовитися від ряду спеціальних проектно-конструкторських і технологічних заходів, спрямованих на забезпечення комфорту і безпеки машин. Застосування полімерних матеріалів забезпечує значну економічну ефективність [5].

Властивості виробів з полімерних матеріалів значною мірою залежать від технології їх виготовлення та переробки матеріалу. Аналогічна залежність спостерігається і при виготовленні металевих виробів, проте вплив режимів переробки на властивості полімерних матеріалів має свої особливості, що пов'язані з будовою і перетвореннями надмолекулярної структури [6].

Одним з ефективних шляхів підвищення експлуатаційних характеристик композитів є застосування термічної обробки.

Термічна обробка полімерних матеріалів є важливим технологічним процесом всього комплексу переробки полімерів [7]. Навіть у тому випадку, коли до виробу з пластмас не пред'являються вимоги високої міцності або зносостійкості, для зняття внутрішньої напруги, що утворюється при виготовленні будь-якої деталі, необхідно проводити термічну обробку. Рациональною термообработкою термопластичних полімерних матеріалів, що кристалізуються, можна підвищити щільність, твердість, молекулярну масу, межу міцності при розтягуванні і стиску, ударну в'язкість, зносостійкість і стабільність геометричних розмірів деталей у процесі їх експлуатації.

Ефективність термообробки залежить від усього циклу температурних режимів у процесі виготовлення виробу з полімерів. Для полімерів так само, як і для металів застосовують чотири види термообробки: загартування, відпал, нормалізація та відпустка [8].

Режим термообробки (рис. 1) характеризується максимальною температурою нагрівання $T_{\text{макс}}$; часом витримки τ матеріалу за цієї температури; швидкістю нагрівання V_n і швидкістю охолодження V матеріалу.

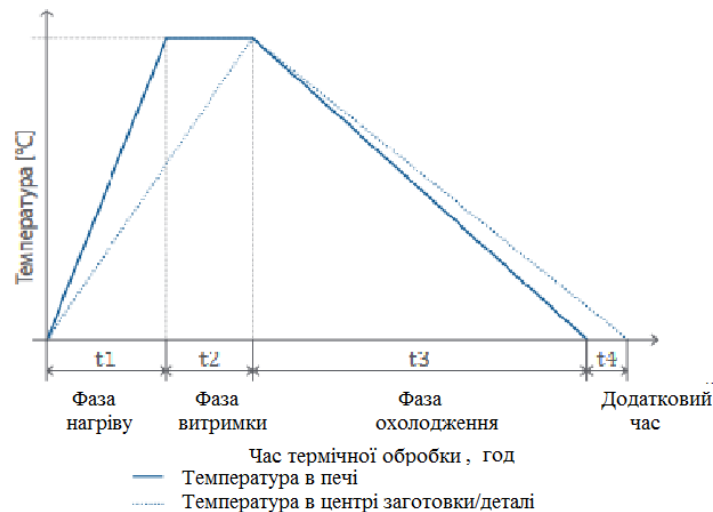


Рисунок 1 – Фази термічної обробки (відпалу)

Режим термообробки може бути складним, що складається з двох або декількох нагрівань, переривчастого та ступінчастого нагріву (охолодження). Термообробка може бути комбінованою, коли деталь після витримки в маслі за певної температури дещо охолоджується, а потім занурюється у воду з температурою 98 °C для насичення вологою.

Відпуск — це процес, що включає нагрівання полімерних деталей в інертному середовищі до температури нижче критичної точки даного полімеру з подальшим повільним охолодженням. Відпуск проводять для стабілізації та зниження внутрішньої напруги до величини, якої можна знехтувати. Відомі дані про успішне застосування відпустки сильфонів, виготовлених із поліпропілену. Таку термообробку проводили в мінеральній олії марки МС-20 при температурі 60 – 65 °C з витримкою протягом 1 год і подальшим повільним охолодженням до 20 °C. В результаті такої відпустки значно знизилася жорсткість сильфонів, і зусилля, необхідне їх стиснення, зменшилося майже вдвічі [6].

Вид режиму термообробки залежить від типу полімерного матеріалу, конструкції деталей та умов її експлуатації.

На основі узагальнення вітчизняного та зарубіжного досвіду складено рекомендації щодо застосування термічної обробки деяких кристалічних термопластичних полімерних матеріалів [6 – 8]. Оптимальною температурою термообробки (загартування, відпалу) для кристалічних термопластів є температура максимальної швидкості кристалізації. Теоретичний інтервал кристалізації знаходиться між температурами плавлення та скловання. Витримка деталей при вибраній температурі з метою прискорення процесу релаксації в готових виробах, що мають внутрішні напруження, залежить від молекулярної маси, надмолекулярної структури та температури термообробки.

Мета роботи – підвищення пружньо-пластичних властивостей полімерних матеріалів після FDM-друку для розширення можливостей застосування адитивних технологій при виготовленні та ремонті деталей машин.

Об’єкт дослідження – ресурсозберігаючі адитивні технології для виготовлення та ремонту деталей машин.

Предмет дослідження – пружньо-пластичні властивості полімерних матеріалів після термічної обробки для деталей, що одержані FDM-друком.

Матеріали і методи дослідження

Для досліджень були виготовлені спеціальні зразки із полімерних матеріалів. Процес 3D-друку починається зі створення віртуальної 3D-моделі. Для створення таких моделей застосовувалась комп’ютерна Fusion 360 (рис. 2).

Зразки для випробувань були виконані на 3D-принтері моделі Ender 3Pro соплом 0.3 мм з одним периметром і 100% заповненням.

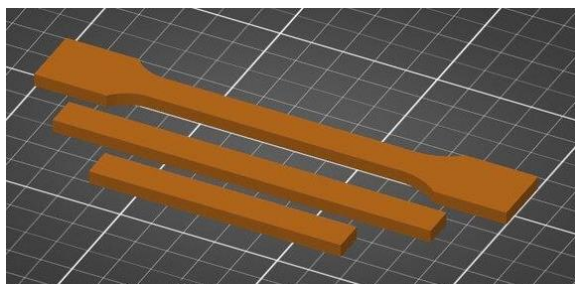


Рисунок 2 – 3D-моделі експериментальних зразків для досліджень

Для експериментальних зразків з ABS пластику застосовувались наступні режими друку: температура екструдера – 250 °С; швидкість друку – 80 мм/с; коефіцієнт подачі пластика – 0,97; діаметр сопла екструдера – 0,3 мм; ширина нитки – 0,45 мм; висота шарів – 0,25 мм; температура столу першого шару – 115 °С; температура столу інших шарів – 105 °С. Таким чином, в процесі друку полімерний матеріал має істотний термічний вплив, тому термічна обробка після генерації зразків була визначена як додаткова.

Для надійної фіксації пластику підвищують його адгезію до платформи. Роблять це нанесенням перфорованого покриття на стіл, лаком і підвищення його температури. На 3D-принтері моделі Ender 3Pro застосовується підігрів столу до 115 °С, що допомагає зменшити ефект температурної усадки пластика і не дає моделі зігнутися, відірвавшись від столу.

Були роздруковані 5 тестових зразків для досліджень. Результати експериментальних досліджень оброблялись методами математичної статистики.

Випробування зразків на розтягнення здійснювалося на випробувальній установці UIT STM 050/300. Визначалася межа міцності на розтяг. Метою експериментальних досліджень було отримання залежності межі міцності на розрив зразків з різних полімерних матеріалів від параметрів додаткової термічної обробки. Межа міцності на розтягнення визначалася при швидкості випробувань на розрив 5 мм/хв.

Результати дослідження

Термічній обробці підлягали полімерні матеріали PLA, PETG, ABS і ASA при відпалі в 70, 90, 110, 130, 150 і 170 °С. Визначалась зміна розмірів і міцність на розрив у цих пласти-ків

Щоб визначити зміну розмірів були роздруковані тестові зразки розміром 80×10×4 мм із PLA, PETG, ABS та ASA. Далі їх поділили на 7 груп. Першу групу не відпалювали, інші групи відпалювали за температури 70, 90, 110, 130, 150 і 170 °С відповідно.

До і після відпалу всі зразки були виміряні штангенциркулем по трьом осям. Розміри кожної групи зразків були усереднені. Виміри показали, що роздруківки зазнають найбільш сильне усадку по найдовшій стороні моделі – довжині (табл. 1). По ширині також спостерігала-ся усадка, але менша (табл. 1). А по товщині роздруківки майже не змінювалися в розмірі.

Таблиця 1 – Зміна відносних розмірів зразків по довжині, %

Марка полімеру	Температура відпалу, T °C					
	20 °C	70 °C	90 °C	110 °C	130 °C	150 °C
PLA	100	98	96	94	92	90
PETG	100	99	98	96	94	92
ASA	100	98	92	89	–	–
ABS	100	97	92	88	–	–

Таблиця 2 – Зміна відносних розмірів зразків по ширині, %

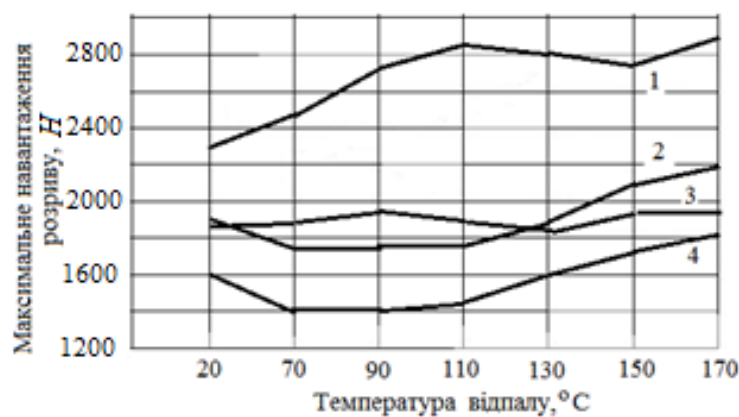
Марка полімеру	Температура відпалу, T °C					
	20 °C	70 °C	90 °C	110 °C	130 °C	150 °C
PLA	100	98	96	95	94	92
PETG	100	99	98	97	96	95
ASA	100	98	94	90	–	–
ABS	100	97	94	89	–	–

Роздруківки з PLA виявилися найбільш схильними до зміни розмірів: вже при 70 °С во-ни починали деформуватися по всіх осям, а при подальшому підвищенні температури не про-сто деформувалися, а починали плавитися при 170 °С.

PETG роздруківки витримували температуру до 90 °С без значної деформації, а після підвищення температури до 110 °С і вище починали перекинутися. При 170 °С PETG почи-нав плавитися.

ASA та ABS починали деформуватися при 110 °С.

На розривній машині UIT STM 050/300 всі зразки розтягували у протилежні сторони, вимірюючи силу, необхідну для розриву виробів. Усереднені показники представлені на рис. 3.



1 – PLA ; 2 – PETG, 3 – ASA; 4 – ABS

Рисунок 3 – Вимірювання міцності на розрив у відпалених роздруківках

Як показано на графіку, при відпалі 90 °C і вище, міцність на розрив у PLA зросла більше, ніж у інших пластиків. Для PETG міцність на розрив зросла лише за температур вище 110 °C, а от відпал при 70 – 90 °C значно її знизив. Аналогічні результати спостерігаються у ABS а його межа міцності нижча, ніж у PETG. Міцність на розрив у ASA практично не змінювалася за будь-якої температури відпалу.

Для визначення впливу процесу відпалу на термостійкість виробів виміряли температуру теплової деформації у відпалених та невідпалених тестових зразків. Для визначення температури теплової деформації роздруківки повільно нагрівали з навантаженням 25 г, поки зразки не прогиналися на задану глибину 2 мм.

Для тесту зразки з матеріалів були розділені на 4 групи. Для кожного матеріалу 1 група залишалася невідпаленою, решта 3 відпалювалися при 70, 90, 110 °C. Зразки, відпалені за вищих температур, тестувати сенсу не було, оскільки вони до тесту були занадто деформовані. Результати вимірювань наведено у табл. 3.

Таблиця 3 – Максимальна температура теплової деформації

Марка	Температура відпалу, °C			
	20 °C	70 °C	90 °C	110 °C
PLA	58	58	105	128
PETG	75	75	78	85
ASA	105	110	110	105
ABS	105	115	110	110

Таким чином, термостійкість PLA зростає за температури відпалу в 90 і 110 °C. Але відпал при таких температурах сильно деформує PLA вироби і по суті може застосовуватися тільки до виробів з простою геометрією та відсутністю прецизійних деталей. Термостійкість PETG збільшилася лише при відпалі 110 °C. Для ASA та ABS термостійкість практично не змінюється за будь-яких температур відпалу.

Висновки

Встановлено, що термостійкість PLA різко зростає за температури відпалу в 90 °C і 110 °C. Але відпал при таких температурах досить сильно деформує полімерний матеріал PLA і може застосовуватися тільки до виробів з простою геометрією та відсутністю прецизійних деталей. Для полімерного матеріалу PLA при відпалі 70 °C міцність PLA роздруківки на розрив значно збільшується, а термостійкість при відпалі вище 90 °C практично подвоюється. Але відпал PLA створює сильну деформацію навіть за 70 °C. Тож можна рекомендувати відпал при 90 °C.

Для ASA та ABS термостійкість практично не змінюється за будь-яких температур відпалу.

Для полімерів PETG показники термостійкості зростають при запіканні вище 110 °C. Враховуючи, що з полімеру PETG роздруківки добре тримають форму до 110 °C, можна відпалювати їх при цій температурі.

Таким чином, додаткову термічну обробку (відпал) доцільно застосовувати з досліджених полімерних матеріалів для PLA і PETG виробів простої геометрії без високоточних деталей.

Література

1. Технологии 3D-печати, [Электронный ресурс]. Режим доступа: http://www.ixbt.com/printer/3d/3d_tech.shtml. Дата доступа: 20.11.2021.
2. Holmes L.R. Research Summary of an Additive Manufacturing Technology for the Fabrication of 3D Composites with Tailored Internal Structure / L.R. Holmes, J.C. Riddick // JOM. 2014. Vol. 66. Iss. 2. – P. 270-274.

3. Глушкова Д. Б., Тарабанова В. П., Нестеренко Е. А. Вплив різних видів поверхневої обробки на стан поверхні тертя/ Д. Б. Глушкова, В. П. Тарабанова, Е. А. Нестеренко. // Матеріали 8-ї Міжнар. наук.-практ. конф. «Дні науки 2012». – Прага, 2012. – Т. 89. – С. 53 – 58.
4. Тернюк Н.Э. Системно-процессное моделирование технических систем в CALS-технологиях./ Н.Э. Тернюк, Ю.В. Дудукалов, В.В. Федченко, Н.Н. Гладкая.// Сб. научн. трудов «Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии», Вып. 49. – Харьков, 2011 – С. 124 – 133.
5. Антонов Ф. 3D-печать композитов: тренды, перспективы, применения / Ф. Антонов. - <http://www.innoprom.com/media/presentations/kruglyy-stol-additivnye-tehnologii-luchshie-praktiki/> (дата звернення: 23.11.2021).
6. Akash D. Topology Optimization of Bridge Structures Using Optimality Criteria Method / D. Akash, M. Anadi // International Journal for Research in Applied Science & Engineering Technology (IJRAS ET). May 2015. Vol. 3. Iss. 5. – P. 1034 – 1038.
7. Букетов А.В. Властивості модифікованих ультразвуком епоксипластів. / А.В. Букетов, П. Д. Стухляк, І. В. Чихіра. // Тернопіль: Крок, 2011. – 201 с.
8. Колосов О.Є. Одержання волокнистонаповнених реактопластичних полімерних композиційних матеріалів із застосуванням ультразвуку / О.Є. Колосов, В. І. Сівецький, О. П. Колосова. – Київ: Політехніка, 2015. – 295 с

ОСОБЛИВОСТІ ДЕГРАДАЦІЇ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ¹⁸

Макушенко І.В., ст. гр. МС – 41 - 17, ХНАДУ

Анотація. Продовження терміну служби паропроводів, що експлуатуються в умовах повзучості, визначає необхідність оцінки їх ушкоджуваності багато в чому залежить від механізму карбідних перетворень в металі. У роботі розглянуто особливості дифузії та будови карбідних фаз у металі зварних з'єднань перлітних сталей після тривалої експлуатації. Встановлено, що концентрація коагулюючих карбідних фаз ($M_{23}C_6$, M_7C_3 та ін.) на межах зерен α -фази сприяє зародженню пір повзучості та тріщин втоми, що викликає крихке руйнування металу зварних з'єднань

Ключові слова: зварні з'єднання паропроводів, карбідні фази, пори повзучості, тріщини втоми, ушкоджуваність, ресурс експлуатації.

FEATURES OF METAL DEGRADATION WELDED JOINTS OF STEAM PIPELINES

Makushenko I.V., st. of gr. MS - 41 - 17, KhNADU

Abstract. The extension of the service life of steam pipelines operating in creep conditions determines the need to assess their damage largely depends on the mechanism of carbide transformations in the metal. The peculiarities of diffusion and structure of carbide phases in metal of welded joints of pearlitic steels after long operation are considered in the work. It is established that the concentration of coagulating carbide phases ($M_{23}C_6$, M_7C_3 , etc.) at the grain boundaries of the α -phase promotes the formation of creep pores and fatigue cracks, which causes brittle destruction of the metal of welded joints.

Keywords: welded connections of steam pipelines, carbide phases, creep pores, fatigue cracks, damage, service life

Вступ

Напрацювання паропроводів ТЕС України становить близько 200...300 тис. год., що для більшості істотно перевищує їх проектний (у тому числі продовжений) ресурс та помітно парковий. Метал зварних з'єднань паропроводів характеризується структурною, хімічною та механічною неоднорідністю, утворення якої обумовлено зварювальним нагріванням при їх виготовленні. Саме неоднорідність в умовах тривалої експлуатації сприяє більш інтенсивному протіканню фізико-хімічних процесів у металі зварних з'єднань, ніж у основному металі, що викликає відповідно його деградацію та обмежує ресурс. Оцінка рівня пошкодження зварних з'єднань паропроводів, що довго експлуатуються, що дозволяє уточнити їхній залишковий ресурс, є актуальною. Для оцінки подається доцільним вивчення особливостей фізико-хімічних процесів, що проходять у металі зварних з'єднань.

Аналіз публікацій і мета роботи

Основна проблема, що виникає під час експлуатації діючих теплових електростанцій, - проблема надійності. Ця проблема особливо гостро постає в теперішній час з двох причин. По-перше, паропроводи багатьох ТЕС підійшли до розрахункового часу служби – 100000 год. Виникло питання про можливість їх експлуатації більше розрахункового строку. По-друге, виконується перехід енергетичного обладнання на більш економічний режим роботи, в зв'язку з чим збільшується температура та тиск пари в паропроводах. Виникає питання про можливість

¹⁸ Робота виконана під керівництвом доцента Сиренко Тетяни Олександрівни

експлуатації старого обладнання в нових умовах роботи. У зв'язку з цим виникає необхідність вивчення особливостей деградації зварних елементів. Тому метою роботи є вивчення особливостей пошкоджуваності зварних елементів паропроводів. Для її досягнення були поставлені наступні завдання: 1) вивчення зразків з діючих паропроводів методом структурного аналізу для дослідження особливостей деградації зварних з'єднань з теплостійких перлітних сталей 12Х1МФ та 15Х1М1Ф, що працюють в умовах повзучості, 2) визначення статочного ресурсу зварних з'єднань

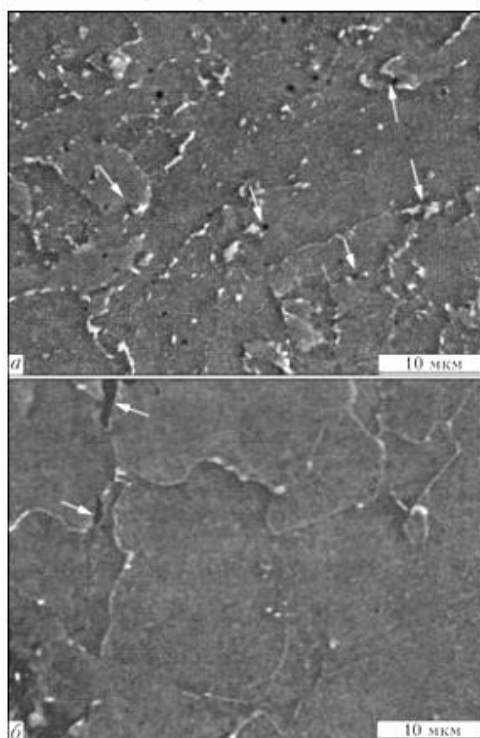
Матеріали і методи дослідження

Аналіз структури зварних сполук проводився шляхом вивчення будови зерен – α - фази, їх меж, а також з використанням оптичного мікроскопа OLYMPUS, карбідних фаз. Для виявлення меж зерен використовували удосконалений травник, до складу якого входило 4г пікринової кислоти, 5-10 крапель HNO_3 та 100мл етилового спирту. Тривалість травлення становила близько 10 хв. Кордони зерен і субзерен витравлювалися у вигляді вигнутих замкнутих ліній різної товщини, що мають темний колір.

Вивчення тонкої структури проводилося за допомогою реплік на електронному мікроскопі УЕОМ – 100В. Дослідження проводилися на зразках, які використовувалися для оптичної мікроскопії, що дозволило отримати взаємодоповнюючі дані. Прямі вугільні репліки розташовували на ділянках сплавлення, перегріву та неповної перекристалізації ЗТВ, а також у наплавленому металі в місцях знаходження подовжених зерен α -фази та в основному металі

Результати дослідження

Перехід енергоблоків на роботу в маневреному режимі сприяє прискоренню їх ушкоджуваності. Переважно ушкоджуваність металу зварних з'єднань відбувається за механізмом повзучості та механізмом втоми, який посилюється корозійною складовою (рис. 1).

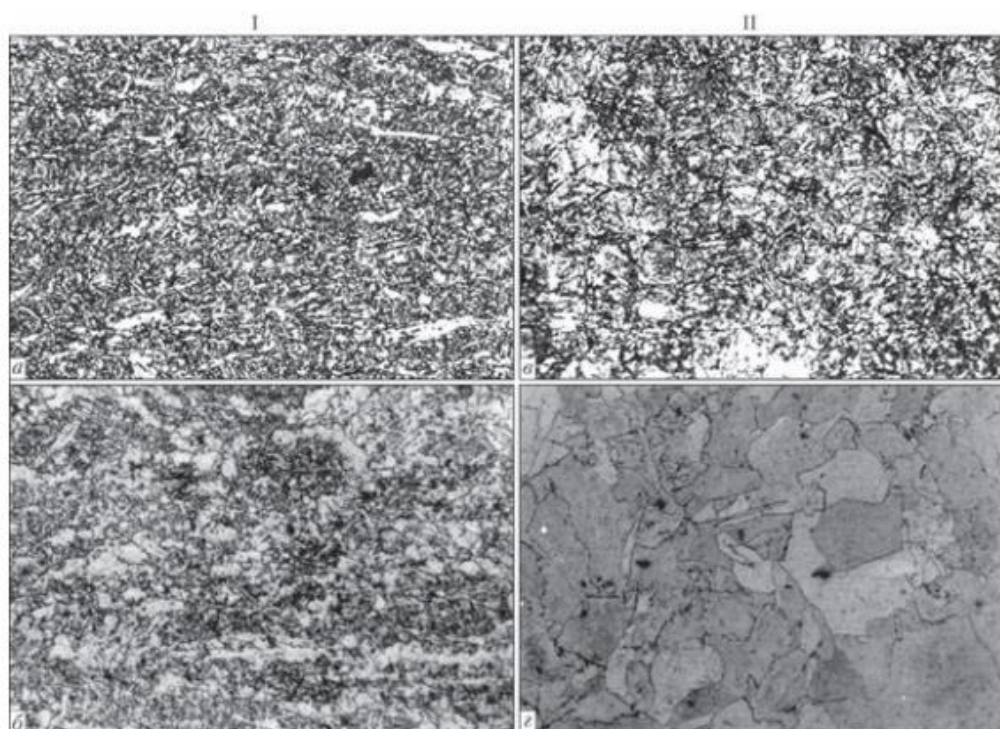


а - мікропори повзучості на ділянці неповної перекристалізації;
б - мікротріщини втоми (позначені стрілками)

Рисунок 1 - Мікроструктура ділянки перегріву металу ЗТВ зварного з'єднання із сталі 12Х1МФ

Пошкоджувальність по механізму повзучості характеризується утворенням зародкових (критичних) пір розміром близько 0,03 ... 0,07 мкм, а також їх укрупненням до 3 ... 7 мкм, наступним розгалуженням і перетворенням пір в тріщини повзучості

Найбільш інтенсивно пори повзучості утворюються на ділянках неповної перекристалізації та сплавлення зони термічного впливу (ЗТВ) зварних з'єднань у їхній зовнішній, найбільш розтягнутій області. Тріщини втоми найбільш інтенсивно зароджуються на ділянках сплаву, перегріву та неповної перекристалізації металу ЗТВ, рідше в металі шва та в основному металі. Втоми тріщини в основному утворюються на внутрішній поверхні зварних з'єднань. Ушкодження металу зварних сполук має сенс розглядати як ефект його деградації, що забезпечується фізико-хімічними процесами та виявляється шляхом вивчення його структури як достовірного параметра. У процесі тривалої експлуатації структура зварних з'єднань (дільниці металу ЗТВ, метал шва і основний метал) з різною швидкістю перетворюється на різні між собою феритно-карбідні суміші (рис. 2).



×100

а, в - вихідна структура; б - після напруження 200 000;

г - 280000 год

(I - метал шва (сплав 09ХМФ); II - ділянка перегріву металу ЗТВ

Рисунок 2 - Мікроструктура зварного з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф

Для оцінки деградації структури є доцільним визначати середній розмір зерна α -фази; середній розмір карбідів та їх щільність розподілу по тілу зерен; форму, розміри та розподіл карбідів за межами зерен; кількість пір та їх форму, місце розташування, середній та максимальний розміри, а також питому пористість металу зварних з'єднань. Структурні зміни у зварних з'єднаннях зумовлені фізико-хімічними процесами, вивчення яких є доцільним для зменшення таких змін. В умовах робочих напруг та температур має місце дифузійне переміщення атомів хрому та молібдену з центральних зон кристалів α -фази до їх прикордонних зон [8]. Одночасно з більшою швидкістю відбувається дифузія по межзеренним кордонам, т. е. прикордонна дифузія. Коефіцієнти прикордонної та об'ємної дифузії є постійними величинами. Отже, у металі паропроводів наголошується на відхиленні від закону Арреніуса. Для вивчення потоків прикордонної та об'ємної дифузії, як окремих, більшою мірою, чим інші підходить модель Фішера [9], до якої слід внести певні уточнення [10]. Такі уточнення дозволять встановити закономірності коагуляції карбідів I групи з довжина. Враховуючи значення коефіцієнтів дифузії [8], запишемо рівняння Фіка стосовно прикордонної дифузії атомів хрому та молібдену:

$$\begin{cases} \frac{d(Cr)}{dt} = -\frac{dj_y}{dy} - 2\frac{1}{\delta}j_x = D_r \frac{d^2(Cr)}{dy^2} + \frac{2D_o}{\delta} \frac{d(Cr)}{dx} \\ \frac{d(Mo)}{dt} = -\frac{dj_y}{dy} - 2\frac{1}{\delta}j_x = D_r \frac{d^2(Mo)}{dy^2} + \frac{2D_o}{\delta} \frac{d(Mo)}{dx} \end{cases}$$

де: δ -ширина меж зерен;

$$j_x = -D_o \frac{dC}{dx},$$

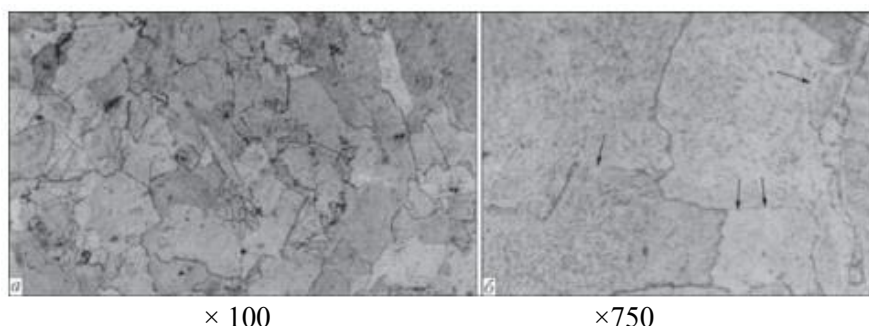
аналогічно

$$j_y = -D_r \frac{dC}{dy},$$

де $C = Cr, Mo$; D_r - коефіцієнт прикордонної дифузії,
 D_o - об'ємної.

Проникнення дифундують атомів хрому та молібдену в прикордонну зону кристала α -фази визначали з урахуванням D_r і D_o , а також з урахуванням квадрата середнього усунення [8]. Роздільна здатність відомих методів, що дозволяють виявити форму та розміри відокремлених прикордонних та об'ємних дифузійних потоків є недостатньою. При використанні поверхневого мікрозондового аналізу [11, 12] дозвіл захоплює певний прикордонний обсяг α -фази, що, однак, дозволяє з урахуванням похибки отримати прийнятні результати. Встановили, що ставлення D_r/D_o для металу зварних з'єднань знаходиться в межах $10^2 \dots 10^3$ і залежить від умов їх експлуатації, хімічного складу, структури та інших факторів. Виявили, що енергія активації прикордонної дифузії E_r є меншою, ніж об'ємний E_o . E_r та E_o є величинами змінними та їх відношення, відповідно, становить від 0,4 до 0,72. Зміна інтенсивності дифузійних потоків хрому та молібдену і, відповідно, їхньої енергії активації обумовлено відповідною зміною хімічних потенціалів.

Встановили, що значення коефіцієнта прикордонної дифузії хрому у структурі металу шва (сплав 09ХМФ) (рис. 3, а) становить $(1,1 \dots 2,2) \cdot 10^{-14}$ см²/с, а структури (рис. 3,б) $(2,7 \dots 3,1) \cdot 10^{-14}$ см²/с. Значення коефіцієнта залежить від будови, розмірів та форми меж зерен. Для малокутових кордонів, що мають розорієнтування не більше 12° (дрібнозернисте строутура) значення D_r є меншим, в порівнянні з аналогічними параметрами для великих зерен, що мають розорієнтування понад 15°. Значення D_r залежить від параметрів режиму експлуатації - температури, напруги, перегрівів, пусків-зупинок, а також від тривалості опрацювання зварних сполук, їх структури та хімічного складу.



а - метал шва (сплав 09ХМФ); б - ділянка перегріву металу ЗТВ.. Зміна будови меж зерен відмічена стрілками

Рисунок 3 -. Мікроструктура зварного з'єднання паропроводу свіжої пари із сталі 15Х1М1Ф (ТЕС, м. Енергодар). Ресурс 180000 год

Значення наведеного коефіцієнта змінюються за умов повзучості, коли при тривалому напрацюванні рекристалізовані процеси забезпечують локальну зміну будови меж зерен (рис. 4, б).

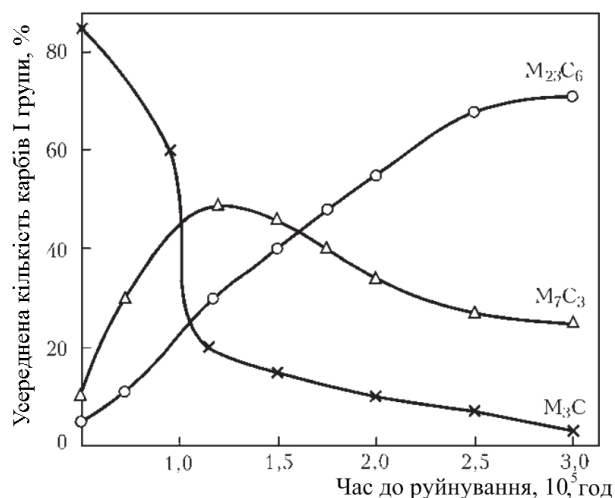


Рисунок 4 - Експериментальні дані щодо зміни кількості карбідів I групи в металі ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання паропроводу гострої пари зі сталі 12Х1М

Концентраційний профіль Cr (x, y, t) та Mo(x, y, t) визначали з допомогою рентгенівської спектрографії, а також поверхневого мікрозондового аналізу. Виявили, що при напрацюванні зварних з'єднань понад 270000 год рівень сегрегації хрому, наприклад, може становити на межах кристалів α -фази й у прикордонних зонах до 3...5 % [11, 12].

Висновки

1. Виявили особливості дифузії та будови карбідних фаз в металі зварних з'єднань, що довго експлуатуються, з теплостійких перлітних сталей, що дозволило уточнити механізм його деградації.
2. Встановили, що концентрація коагулюючих карбідних фаз (переважно $M_{23}C_6$ та M_7C_3) на межах зерен α -фази сприяє зародженню пір повзучості та тріщин втоми, що забезпечують руйнування металу зварних з'єднань за тендітним механізмом

Література

1. Дмитрик В.В., Сыренко Т.А. К механизму диффузии хрома и молибдена в металле сварных соединений паропроводов // Автомат. сварка. – 2012. – № 10. – С. 22–26.
2. Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах. – М.: Металлургия, 1978. – 247 с.
3. Готтштайн. Физико-химические основы материаловедения. – М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2011. – 400 с.
4. Дмитрик В.В., Баумер В.Н. Карбидные фазы и повреждаемость сварных соединений при длительной эксплуатации // Металлофизика, новейшие технологии. – 2007. – 29, № 7. – С. 937–947.
5. Дмитрик В.В., Сыренко Т.А. Особенности отпускной хрупкости сварных соединений паропроводов // Энергосбережение. Энергетика. Энергоаудит. – 2010. – № 4 (74). – С. 29–35.

ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ДЕТАЛЕЙ НАСОСІВ ІЗ СІРОГО ЧАВУНУ ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЮ ОБРОБКОЮ¹⁹

Омельченко В.В., ст. гр. МС 51 - 21, ХНАДУ

Анотація. Слабкою ланкою, що знижує строк експлуатації відцентрових насосів, є вузол, який включає захисні втулки, що призначені для захисту вала ротора від корозії та зносу. Проведені дослідження впливу сульфокіанування за різними режимами на зносостійкість тонкостінних захисних втулок насосів із сірого чавуну. Визначений оптимальний режим хіміко-термічної обробки.

Ключові слова: відцентровий насос, сірий чавун, сульфокіанування, зносостійкість.

INCREASING THE DURABILITY OF PARTS OF GRAY IRON PUMPS BY CHEMICAL-THERMAL TREATMENT

Omelchenko V., st. of gr. MS 51 -21, KhNAHU

Annotation. A weak link that reduces the service life of centrifugal pumps is the unit, which includes protective sleeves designed to protect the rotor shaft from corrosion and wear. Studies of the effect of sulfocyanation on different modes on the wear resistance of thin-walled protective sleeve of the pump made of gray cast iron. The optimal mode of chemical-heat treatment is determined.

Keywords: centrifugal pump, gray cast iron, sulfocyanation, wear resistance.

Вступ

Відцентрові насоси – ефективне та високошвидкісне обладнання для перекачування різноманітних рідин: від чистої води – до сточних вод та хімічно активних речовин [1]. Передача відбувається завдяки дії відцентрових сил лопастей робочого колеса, що рухається електродвигуном. У осі колеса з'являється область низького тиску, куди прагне нова рідина. На колі робочого колеса утворюється область високого тиску, завдяки якій рідина залишає насос із прискоренням.

Аналіз публікацій і мета роботи

Однією із слабких ланок, що знижують експлуатаційний час роботи насосу, є вузол кінцевого ущільнення валу, що складається з сальникової набивки і захисної втулки. Основне призначення втулок в комплекті ротора – захищати вал від зносу, корозії та ерозії. Захисні втулки із сірого чавуну марки СЧ21-40 не вдовольняють гарантії згідно ТУ у зв'язку з прискореним поверхневим зносом втулки в зоні роботи сальникової набивки [2].

Для збільшення строку служби втулок із сірого чавуну з пластинчастим графітом необхідна більш висока зносостійкість поверхневого шару, що може бути досягнуто різними методами термічної, хіміко-термічної обробки: лазерне гартування, індукційне гартування, плазмова обробка, алітування, сіліціювання, хромування, сульфокіанування, нітроцементация та інші методи обробки [3 – 12]. Недоліком більшості методів є висока температура, що сприяє коробленню тонкостінної деталі.

В даній роботі розглядалися питання підвищення зносостійкості захисних втулок із сірого чавуну низькотемпературною хіміко-термічною обробкою – сульфокіануванням, що викликає найменше короблення.

Об'єктом є процес дослідження впливу сульфокіанування на зносостійкість і час до задиру виробів із сірого чавуну. Метою даної роботи є підвищення довговічності тонкостінних

¹⁹ Робота виконана під керівництвом доцента Лалазарової Наталі Олексіївни

втулок із сірого чавуну хіміко-термічною обробкою, що забезпечує поверхнєве зміцнення без короблення виробу.

Матеріали і методи дослідження

В якості матеріалу захисної втулки був обраний сірий чавун СЧ21. Хімічний склад чавуну: 3,19 % С, 1,76 % Si, 0,38 % Mn, 0,082 % S, $\leq 0,21$ % P, сліди Cr, 0,16 % Cu.

Хімічний склад визначали на портативному лазерному аналізаторі Laser Z200 C+. Металографічні дослідження проводилися за загальноприйнятою методикою на металографічному мікроскопі. Для вимірювання мікротвердості використовували дослідницький комплекс на основі мікротвердоміра ПМТ-3 з чотиригранною алмазною пірамідою.

Сульфювання чавунних зразків проводили в розплаві солей (K_2CO_3 , $CO(NH_2)_2$, Na_2S). Тривалість витримки при сульфюванні 1,45 – 6 год, температура ванни 560 °C. Нагрів ванни виконують електродами потужністю 30 кВт, робочі розміри муфеля – діаметр 400 мм і висота 450 мм.

Для випробувань на тертя та зношування використовували схему «ролик-колодка» на машині тертя СМЦ-2, що відтворює роботу реальних деталей. Зносостійкість визначали за втратою маси зразка, віднесеною до часу, що дорівнюється 15 хв при додатку робочого навантаження. Зносостійкість також оцінювали за часом до початку задиру зразка за величиною моменту тертя, що є важливою характеристикою, так як з початку задиру зразка різко падає момент тертя і починається інтенсивний знос.

Результати дослідження

Основне призначення втулок в комплекті ротора відцентрового насоса – захищати вал від зносу, корозії та ерозії. Найбільш відповідальною є втулка валу в зоні кінцевих ущільнень насоса. При м'яких сальникових ущільненнях втулки служать для попередження зносу валу набивкою. Поверхневий шар втулки повинен мати високу твердість і зносостійкість, а також задиростійкість. Тому для виготовлення захисної втулки використовують сірий чавун з пластинчастим графітом.

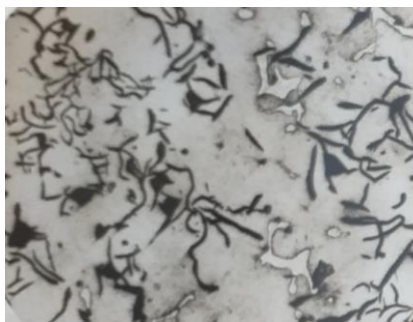
В литому стані мікроструктура сірого чавуну складається з фериту, перліту, подвійної фосфідної евтектики та графіту (рис. 1).



збільшення $\times 200$

Рисунок 1 – Мікроструктура чавуну в литому стані

Перлітом зайнята площа, P_{96} – від 94 % до 97 %. Перліт має мікротвердість $H_{50} = 1610 - 2100$ МПа. Подвійна фосфідна евтектика має мікротвердість $H_{50} = 6440 - 7660$ МПа. Визначена площа, що зайнята фосфідною евтектикою, оцінюється як ФЕп2000 (площина найбільших включень не більше 2000 мкм) (рис. 2). Форма графітних включень у литому чавуні (рис. 2) – пластинчаста завихрена – ППф2. Площина, яка зайнята включеннями графіту, оцінюється як ПП6 (від 5 до 8 %) (рис. 2).



збільшення $\times 100$

Рисунок 2 – Площина, яку займає фосфідна евтектика в структурі сірого чавуну, і розподіл графітних включень

Аналіз мікроструктури литого сірого чавуну показав, що вміст фериту в структурі менше 10 %, зносостійкість підвищує наявність фосфідної евтектики, графітні включення служать змащенням.

Зразки з литого сірого чавуну піддавали сульфюванню. При температурі сульфювання $560\text{ }^{\circ}\text{C}$ видержку варіювали: 1,45; 2,0; 3,5; 6,0 годин. Зразки видержували на глибині 150 мм і на дні ванни.

Після витримки на протязі 1 години 45 хв при температурі $560\text{ }^{\circ}\text{C}$ і промивки у воді зразки мали сіро-мишиний колір (режим А). Мікроструктура сульфюваного чавуну наведена на рис. 3. При таких умовах сульфювання карбонітридний шар не утворився. Утворився тільки шар з сульфідів заліза FeS_2 . Товщина сульфюваного шару – 0,025 мм.



збільшення $\times 200$

Рисунок 3 – Мікроструктура чавуну після сульфювання при температурі $560\text{ }^{\circ}\text{C}$ на протязі 1 години 45 хв (зразок підвищувався на глибині 150 мм від поверхні) (режим А)

Зразки піддавали сульфюванню на протязі 2-х годин при температурі $560\text{ }^{\circ}\text{C}$ (режим Б). Зразки знаходилися на дні ванни, на глибині 400 мм. Мікроструктура сульфюваного чавуну наведена на рис. 4.

Товщина сульфюваного шару – 0,06 мм. На фотографії добре видний карбонітридний шар (білого кольору), що не травиться, товщиною 0,008 мм, що примикає до основного металу, який відсутній на рис. 3. Процес сульфювання подібний до процесу ціанування, тобто насичення поверхні виробів вуглецем і азотом у розплаві солей. При температурі $560\text{ }^{\circ}\text{C}$ процес ціанування більше подібний до процесу азотування, тобто відбувається в більшому ступені насичення азотом, а в меншому – вуглецем. В процесі насичення чавуну при температурі $560\text{ }^{\circ}\text{C}$ азотом і вуглецем утворюються наступні фази: твердий розчин азота в α -залізі (α -фаза), γ' -фаза – твердий розчин на основі карбонітриду заліза $\text{Fe}_3(\text{N}, \text{C})$, ϵ -фаза – твердий розчин на основі карбонітриду заліза Fe_4NC . В результаті такої обробки формується тонкий карбонітридний шар, який менш крихкий, ніж чисті карбіди (Fe_3C) або нітриди (Fe_2N) [6]. Утворення карбонітридного шару сприяє підвищенню зносостійкості і корозійної стійкості сірого чавуну.



збільшення $\times 200$

Рисунок 4 – Мікроструктура чавуну після сульфоціанування при температурі 560 °C на протязі 2-х годин (зразок знаходився на дні ванни) (режим Б)

Над карбонітридним шаром розташований шар, який складається із сірчаного заліза, товщина якого 0,05 мм (рис. 4).

Мікротвердість карбонітридного шару $H_{50} = 5500 - 6000$ МПа, мікротвердість шару сульфиду заліза $H_{50} = 750 - 1580$ МПа, мікротвердість перліту в зоні карбонітридного шару $H_{50} = 2210 - 3210$ МПа.

Зразки піддавали сульфоціануванню на протязі 3-х годин 30 хвилин при температурі 560 °C (режим В). Зразки знаходилися на дні ванни, на глибині 400 мм. Мікроструктура сульфоціанованого шару чавуну наведена на рис. 5-6.



збільшення $\times 200$

Рисунок 5 – Мікроструктура чавуну після сульфоціанування при температурі 560 °C на протязі 3-х годин 30 хвилин (зразок знаходився на дні ванни) (режим В)



збільшення $\times 500$

Рисунок 6 – Мікроструктура чавуну після сульфоціанування при температурі 560 °C на протязі 3-х годин 30 хвилин (зразок знаходився на дні ванни) (режим В)

Товщина сульфоціанованого шару – 0,065 мм, карбонітридного шару – 0,01 мм.

Зразки піддавали сульфокіануванню на протязі 6 годин при температурі 560 °С (режим Г) на дні ванни, на глибині 400 мм. Після промивки у воді зразки мали чорний колір. Мікроструктура чавуну після сульфокіанування за режимом Г наведена на рис. 7.



збільшення $\times 200$

Рисунок 3.8 – Мікроструктура чавуну після сульфокіанування при температурі 560 ° на протязі 6 годин (зразок знаходився на дні ванни) (режим Г)

Загальна товщина сульфокіанованого шару – 0,066 мм, товщина карбонітридного шару приблизно 0,01 мм. Тобто збільшення часу витримки у ванні дуже мало впливає на збільшення товщини карбонітридного шару.

Поверхневий шар захисної втулки працює в умовах абразивного зносу при помірних питомих навантаженнях і обмеженого змащування.

При терті втулки і набивки кінцевого ущільнення без змащування має місце молекулярне зчеплення, яке є причиною задиру. Для попередження молекулярного зчеплення можна створити на поверхні тертя плівки, які будуть виконувати роль змащення. При створенні на поверхні втулки захисної плівки тертя буде відбуватися між захисною плівкою і твердою поверхнею набивки ущільнення. У процесі сульфокіанування на поверхні втулки утворюється шар сірчаного заліза, який виконує роль змащення.

Результати досліджень впливу режиму поверхневого зміцнення на зносостійкість сірого чавуну наведені в табл. 1.

Таблиця 1 – Режими ХТО, товщина зміцненого шару, відносна зносостійкість сірого чавуну

Режим	Режим ХТО і стан чавуну	Видержка, хв	Загальна товщина шару при сульфокіануванні, мм	Товщина карбонітридного шару, мм	Відносна зносостійкість	Час до початку задиру, хв
А	Сульфокіанування (на глибині 150 мм)	1 год 45 хв	0,025	-	1,3	3,6
Б	Сульфокіанування (на дні ванни)	2 год	0,06	0,008	3,9	42
В	Сульфокіанування (на дні ванни)	3 год 30 хв	0,065	0,01	4,8	57
Г	Сульфокіанування (на дні ванни)	6 год	0,066	0,01	4,85	61
	Сірий чавун в литому стані				1	0

Відносну зносостійкість визначали по відношенню до вихідного (литого) стану чавуну, зносостійкість якого була прийнята за одиницю. Визначали також час до початку задиру зразка.

Високу зносостійкість має чавун після сульфювання на дні ванни (режими В і Г) на протязі 3 години 30 хв і 6 годин, коли утворюється карбонітридний шар і шар сульфідів заліза. Збільшення часу видержки з 3 годин 30 хвилин до 6 годин практично не впливає на товщину сульфюваного шару і зносостійкість чавуну. Зносостійкість чавуну забезпечує твердий і зносостійкий карбонітридний шар, а задиристість (час до задиру), гарну припрацьованість забезпечує шар сульфідів заліза, який виконує роль змащення.

Висновки

1. Захисні втулки відцентрового насоса перекачування води і рідин виконують функцію попередження зносу валу ротора набивкою кінцевого ущільнення і для захисту від корозії.

2. Захисна втулка з тонкими стінками працює в умовах абразивного зносу елементами набивки і абразивних частинок, що попадають ззовні у рідину, яку перекачує насос, помірних питомих навантажень і обмеженого змащування та виготовляється із сірого чавуну із структурою перліту, фериту, подвійної фосфідної евтектики та графіту.

3. Для поверхневого зміцнення використовують низькотемпературні методи, що не викликають короблення втулки: сульфювання, низькотемпературну нітроцементацию.

4. В процесі сульфювання утворюється тонкий карбонітридний шар, до складу якого входять фази: γ' – твердий розчин на основі карбонітриду заліза $\text{Fe}_3(\text{N}, \text{C})$, ϵ -фаза – твердий розчин на базі карбонітриду заліза Fe_4NC , а зверху формується шар із сульфідів заліза FeS_2 .

5. Карбонітридний шар, що має мікротвердість $H_{50} = 5500 - 6000$ МПа, забезпечує підвищення зносостійкості і корозійної стійкості сірого чавуну, а шар із сульфідів заліза, що має мікротвердість $H_{50} = 750 - 1580$ МПа, забезпечує добру припрацьованість і задиристість (час до задиру).

6. Максимальну зносостійкість і стійкість до задиру має чавун після сульфювання з витримкою 6 годин, що пояснюється максимальною товщиною карбонітридного і шару сульфідів заліза. Недоліком цього режиму ХТО є його тривалість.

7. Сульфювання з витримкою 3 години 30 хвилин можна рекомендувати для поверхневого зміцнення тонкостінної втулки з сірого чавуну, як найбільш економічний процес ХТО.

8. Збільшення часу видержки (до 6 годин) при сульфюванні за всіма режимами практично не призводить до збільшення зносостійкості.

Література

1. Герасимов Г. Г. Гідравлічні та аеродинамічні машини : підручник. Рівне : НУВГП, 2008. 241 с.

2. Чугун: Справочное издание / Под. ред. А. Д. Шермана и А. А. Жукова. М. : Металлургия, 1991. 576 с.

3. Дяченко С. С., Дощечкіна І. В., Пономаренко І. В., Бондаренко С. І. Матеріали різного призначення, їх обробка та властивості / за ред. проф. С. С. Дяченко. Х. : ХНАДУ, 2016. 348 с.

4. Паисов И. В., Паисов И. В. Термическая обработка стали и чугуна. М. : Металлургия, 1970. 264 с.

5. Майоров В. С., Майоров С. В. Закалка чугуновых деталей излучением твердотельного лазера // [Металловедение и термическая обработка металлов](#). 2009. №3. С. 6–8.

6. Балановский А. Е. Плазменное поверхностное упрочнение металлов. Иркутск : Изд-во ИрГТУ, 2006. 180 с.

7. Середа Б. П., Ткаченко С. Н. Силицирование чугуна и стали в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2010. №2. С. 84–90.

8. Прокошин Д.А. Химико-термическая обработка – карбонитрация. М. : Машиностроение, Металлургия. 1984. 240 с.

9. Шарая О. А., Дахно Л. А., Шарій В. И. Упрочнение изделий из чугуна методом карбонитрации // Материалы 9-й Международной практ. конф. «Технологии ремонта, восстановления, упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки». СПб. : Изд-во политехнического ун-та. Ч. 2. 2007. С. 300-304.

10. Фролов В. А., Марфицын В. В., Гуревич Ю. Г. Механические свойства деталей из серого чугуна после диффузионного хромирования // Вестник КГУ. 2010. №1. С. 103–106.

11. Маттис Г. П. К вопросу о повышении эффективности сульфацианирования // Тезисы докладов III Всесоюзной научной конференции по химико-термической обработке металлов и сплавов, 30 мая – 1 июня 1977, г. Минск. С. 144–145.

12. Гнездилова Ю. П., Серебровский В. В. Упрочнение сульфацианированием электроосажденных железо-молибденовых покрытий для восстановления деталей машин. Курск : Изд-во КГСХА. 2008. 143 с.

FEATURES OF LASER BORATING OF PISTON RINGS²⁰

Ostroushchenko V., student of group MC-36T1-19, KhNAHU

Abstract. Piston rings in the process of operation are subject to wear. Non-sufficient wear resistance of piston ring materials often limits the growth of productivity of machines and the timing of their operation. It is not always that the desired set of properties of piston rings made of cast iron can be achieved by traditional methods of thermal or chemical-thermal treatment. Thus, application of traditional boriding methods associated with diffusion of boron into the solid phase leads to formation of the working layer having high brittleness. Therefore, the actuality of the problem is to increase the wear resistance of piston rings without embrittlement. Use of laser heating at boriding provides the formation of a new layer with special properties. However, the optimum properties can only be achieved after establishing a relationship between the parameters of running a process and the depth of the borated layer. The goal was to determine the effect of laser heating parameters on the structure and depth of the borated layer, since the properties of piston rings depend on the depth of the latter.

The studies conducted revealed that the increase in the speed of displacement of the part in the process of laser heating reduces the depth of the borated layer. Such a dependence is observed both at 0.15 mm thickness of coating and at a thickness of 0.30 mm. For all modes of workpiece displacement speed for the used boron containing envelope with the above-specified thickness a higher thickness of the borated layer and the heat affected area corresponds to a higher thickness of coating. Increase of the spot size leads to an increase in the depth of the layer.

By X-ray and metallographic diffraction there were decoded the phases and structural constituents of the borated layer. X-ray diffraction and microstructural analysis revealed an association between the exposure speed and share of high-boron layer structures. It is shown that the borated layer in the ductile iron includes such phases as FeB, Fe₂B, α -phase, and borocementite Fe₃ (B, C).

The research results can be extended to other parts subject to intensive wear.

Key words: piston rings, borated layer, laser heating.

ОСОБЛИВОСТІ ЛАЗЕРНОГО БОРУВАННЯ ПОРШНЕВИХ КІЛЕЦЬ

Остроущенко В., ст. гр. МС-36Т1-19, ХНАДУ

Анотація. Поршневі кільця в процесі експлуатації підлягають зношуванню. Недостатня зносостійкість матеріалів поршневих кілець часто обмежує зростання продуктивності машин і терміну їх експлуатації. Не завжди потрібний комплекс властивостей поршневих кілець, виготовлених з чавуну, може бути досягнутий традиційними методами термічної або хіміко-термічної обробки. Так, використання традиційних способів борування, пов'язаних з дифузією бору в тверду фазу, приведе до формування робочого шару, що має високу крихкість. Тому актуальною є проблема підвищення зносостійкості поршневих кілець без окрихчування. Використання лазерного нагріву при боруванні забезпечує утворення нового шару з особливими властивостями. Однак оптимальні властивості можуть бути досягнуті тільки після встановлення

²⁰ Робота виконана під керівництвом професора Глушкової Діани Борисівни

зв'язку між параметрами проведення процесу і глибиною борованого шару. Метою роботи було встановити вплив параметрів лазерного нагріву на склад та глибину шару борування, так як властивості поришневих кілець залежать від глибини останнього. В результаті проведених досліджень встановлено, що збільшення швидкості переміщення деталі в процесі лазерного нагріву зменшує глибину шару борування. Така залежність спостерігається як при товщині обмазки 0,15 мм, так і при товщині 0,30 мм. При всіх швидкостях переміщення зразка для використаної обмазки, що містить бор, із вказаними товщинами більша товщина борованого шару та зони термічного впливу відповідає більшій товщині обмазки. Збільшення діаметру плями сприяє зростанню глибини шару.

Рентгенографічним і металографічним методами розшифровані фази і структурні складові шару борування. Рентгенографічним і металографічним аналізом визначений зв'язок між швидкістю опромінення і часткою високобористих структур в шарі. Показано, що борований шар в високоміцному чавуні містить такі фази, як FeB, Fe₂B, α -фазу, бороцементит Fe₃(B,C).

Ключові слова:: поришневі кільця, шар борування, лазерний нагрів.

Introduction

One way to improve the performance properties of cast iron piston rings, exposed to abrasion, is boriding. However, the use of traditional boriding methods associated with diffusion of boron into a solid phase leads to the formation of a working layer having high brittleness. Therefore, the actual problem is the development of a different method of surface hardening, not leading to embrittlement. Implementation of such a process can be carried out using laser heating accompanied by surface layer melting. However, this method can be offered to be used in the production only after a detailed study of the relationship between the parameters of process implementation and the depth of the layer, as well as after studying the peculiarities of structure formation under specific conditions of laser boriding. The properties of the product on which a borated layer is applied depend on the depth of the latter.

Analysis of publications shows that the technique of increasing the wear resistance of piston rings by boriding, conducted using non-traditional methods, but using the latest technologies has not been developed so far. In sources [1-3] they proposed to increase durability by either traditional borating, or laser treatment. However, there is no association of these two technological processes.

Implementation of such a process can be carried out by establishing the interrelation between the parameters of laser heating and the depth of the borated layer.

The objective of this work was to determine the influence of laser action parameters into the depth of the borated layer and revealing the features of structure formation of such layers.

Material and methods of the experiment

The research material applied was ductile iron containing C = 3,47 %, Si = 2,15 %, Mn = 1.36 %. After pretreatment, it had a ferrite-perlite structure (85-90% perlite). The size of nodule corresponds to 3 points.

Laser treatment was carried out using the continuous CO₂ laser. At a constant irradiation power they varied the speed of movement of the sample in the range of 2-4 mm/sec. The thickness of coating boron was 0.15 mm and 0.30 mm. Conditional defocusing (F_{cond}) allowed to change the irradiation spot diameter from 2 to 4mm. A mixture of amorphous boron with acetone and zapon varnish was used as a coating material.

The structure, phase composition, the depth of the borated layer was studied by optical microscopy, using conventional and staining etching as well as X-ray structural analysis..

Results and discussion

With the help of etching by a 4% nitric acid solution, revealing the entire layer structure, it was established that the change in the metal structure as a result of doping occurs only in the melting zone. Study of the profile of the reflow zone boundary indicates that a deeper penetration of the metal matrix occurs near the graphite inclusions that confers the border in waves.

Fig. 1 shows the dependence of the depth of the borated layer on the speed of workpiece displacement for two cases - with a coating thickness of 0.15 and 0.30 mm (curve 1 and 2 respectively).

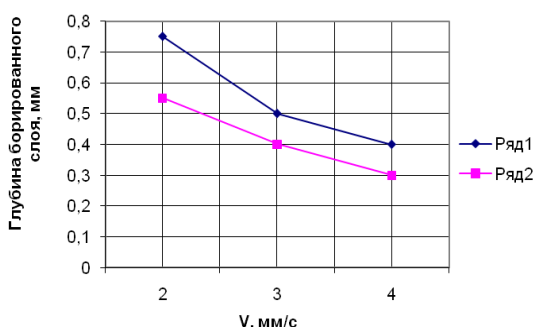
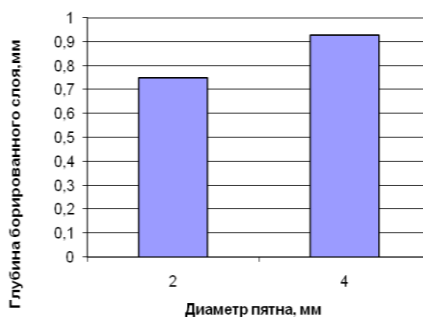


Figure 1 – Dependence of the depth of the borated layer on the rate of workpiece displacement:

1 – 0.3 mm thickness of coating; 2 – 0.15 mm thickness of coating

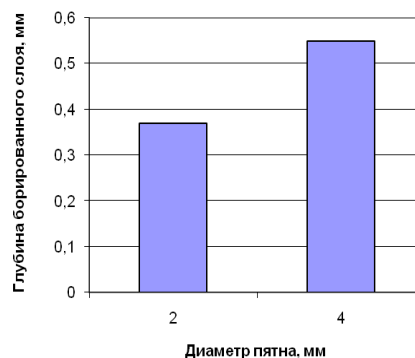
The graph shows that with an increase in the velocity of sample movement the depth of the borated layer decreases. Such dependence is observed both at 0.15 mm thickness of coating and at a thickness of 0.30 mm. Over a full range of speeds of workpiece movement for the applied boron containing coating with the specified thickness a greater thickness of the borated layer and HAZ corresponds to greater thickness of coating.

Fig. 2 shows a histogram of the depth of the borated layer with a thickness of 0.3 mm and the workpiece velocity of 2 mm/s for the spot diameter 2 and 4 mm, and Fig. 3 presents the same histogram in case of specimen velocity of 4 mm/sec.



Depth of the borated layer
Spot diameter, mm

Figure 2 – Histogram of the borated layer depth with a thickness of 0.3 mm and specimen velocity of 2 mm/s for different diameter of the spot



Depth of the borated layer
Spot diameter, mm

Figure 2 – Histogram of the depth of the borated layer with a thickness of 0.3 mm and specimen velocity of 4 mm/sec for different spot diameter

The above histograms show that the variation of defocusing conditions, the consequence of which is the change of the spot diameter irradiation, results in a noticeable change in the depth of the layer of laser doping. Thus, reducing the defocus, *ceteris paribus*, the result of which there is a decrease in spot diameter, it causes a decrease in the depth of laser irradiation.

It can be assumed that the resulting effect is due to a significant increase in the surface temperature resulting in intense evaporation of the coating layer, increasing the energy costs for evaporation.

X-ray analysis showed that the borated layer in the ductile iron contains such phases as FeB, Fe₂B, α -phase, borocementite Fe₃ (B, C).

A comparison of microscopic and X-ray analysis with diagrams of state Fe-B and Fe-Fe₂B-Fe₃C revealed that these phases at crystallization of melt can form throughout the volume of the molten layer various structural components: a mixture of peritectic type (FeB + Fe₂B), hypereutectic, eutectic and hypoeutectic structures.

Differentiation of phases in various structures is carried out by the method of coloring etching; by the analysis of primary crystals forms.

Excess α -phase is formed from γ -phase primary crystals according to the martensitic mechanism. Borocementite Fe₃ (B, C) and borides FeB, Fe₂B differ by metallography – by excess crystals form and the behavior during staining etching.

Primary borocementite crystals present plate-clustering - flat dendrites, which in cross sections are perpendicular to the surface, are detected in the form of thin strips.

In accordance with the ternary diagram borocementite can be formed not only by direct crystallization from a liquid solution, but also as a result of peritectic transformation [2].

Structurally-free crystals of borides Fe₂B are observed in the form of rodlet crystals having in the cross-section the shape of squares, rhombus, triangles, i.e. of all possible cross-sections of the tetragonal prism.

Eutectic components of structures in the borated layer are characterized by a definite structure diversity and dispersion.

The eutectic point in different layers and within the same layer is different by both different dispersion ability and various quantitative relation between the phases.

Comparing the patterns of layers with the comparable depth illustrates the effect of coating depth on the structure. For example, a three-zone layer with predominance of eutectic and hypoeutectic structures can become dual-zone with hypereutectic and eutectic zones with a predominance of the first one when changing the thickness of coating from 0.3 to 0.15 mm.

With increasing the exposure rate, under otherwise equal conditions of treatment there is a decrease in the depth of the layer, i.e. the volume of the molten metal bath decreases and

consequently- the amount of boron dissolved in it increases therein. The data of X-ray diffraction and microscopic analysis reveal a change in the layer composition. X-ray diffraction shows an increase in the intensity of borocementite lines with the growth of irradiation rate, and microstructurally it is revealed by an increase in the share of structures with a high content of boron.

Conclusions

1. It was established that when conducting laser boriding with an increase in RMS-velocity of sample movement the depth of the borated layer decreases.
2. The histograms of the borated layer indicate the increase of the latter with an increase of the irradiation spot diameter from 2 to 4 mm.
3. X-ray and metallographic diffraction detected the phases and structural composition of the borated layer.
4. The effect of coating thickness on the structure is established.
5. X-ray and microstructural diffraction analysis revealed a connection between the RMS-irradiation growth and the share of high-boron structures in the layer.
6. The results of the research can be recommended for implementation in production of both piston rings and other parts made of ductile iron subjected to wear during operation.

REFERENCES

1. Технология конструкционных материалов и материаловедение / И.П. Гладкий, В.И. Мощенок, В.П. Тарабанова, Н.А. Ла-лазарова, Д.Б. Глушкова. – Х.: ХНАДУ, 2014. – 464 с.
2. Григорьянц А.Г. Основы лазерной обработки материалов / А.Г. Григорьянц. – М.: Машиностроение, 2009. – 272 с.
3. Матвеев Ю.И. Повышение долговечности деталей с использованием лазерной обработки / Ю.И. Матвеев. – Новгород, 2003. – 329 с.
4. Дзюба Ю.Н. Упрочнение изделий из высокопрочного чугуна / Ю.Н. Дзюба, А.П. Любченко, Д.Б. Глушкова, В.П. Тарабанова // Вестник ХНАДУ: сб. науч. тр. – 2003. – Вып. _____. – С. 72–74.

РОЗРОБКА МЕТОДИКИ СТЕНДОВИХ ВИПРОБУВАНЬ ДЕТАЛЕЙ ГІДРОМОЛОТУ²¹

Шабаршина Є.П., ст. гр. МС-41-19, ХНАДУ

Анотація. З метою визначення впливу різних видів зміцнення на довговічність гідромолотів його деталі після зміцнення випробовували на стенді.

Ключові слова: гідромолот, зміцнення, випробування, стенд, довговічність..

THE ELABORATION OF THE METHOD OF TESTS OF DETAIL'S HYDRAULIC HAMMER

Shabarshyna E.P., student of group MC-41-19, KhNAHU

Annotation. It is conducted the test on the stand the details of hydraulic hammer after strengthening in order to define the influence of different forms of strengthening on the their capacity for work.

Keywords: hydraulic hammer, strengthening, the tests, the stand, capacity for work.

Вступ

Для визначення впливу різних методів поверхневого зміцнення на довговічність відповідальних деталей гідромолота проводили стендові випробування на заводі Маш-гідропровід.

Стенд (рис. 1, 2) складається із стаціонарної рами, на якій встановлюють випробуваний гідромолот 1, підключений за допомогою гнучких шлангів 2 до гідросистеми, що містить регульований масляний насос 3, манометр 4, запобіжний клапан 5, дросель 6, фільтр 7, масляний бак 8 вимірювальної системи, що містить датчик тиску напірної магістралі 9, датчик тиску зливної магістралі 10, пристрій для вимірювання швидкості бойка 11, мірну ємність 12, тензометричний вимірник 13, осцилограф 14, термопари 15 і 16, підключені до пишучого пристрою 17.



Рисунок 1 – Стенд для випробувань гідромолота(загальний вигляд)

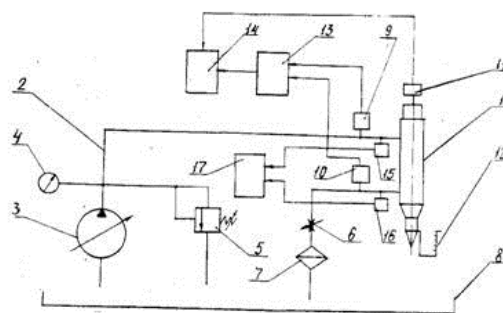


Рисунок 2 – Схема стенду для випробувань гідромолота

Стенд працює наступним чином. Перед вимірюванням параметрів робочого процесу гідромолота датчики тиску напірної та зливної магістралей тарують на спеціа-

²¹ Робота виконана під керівництвом професора Глушкової Діани Борисівни

льному стенді. Потім заповнюють масляний бак гідросистеми стенду робочою рідиною необхідної марки і за допомогою регулюючого органу насоса встановлюють мінімальну за умовами випробувань витрату робочої рідини. Одночасно з цим включають усі прилади вимірювальної системи для прогрівання на максимальний час, зазначений у паспортах цих приладів, та приводний двигун насосної станції. Змінюючи ступінчасто величину витрати насоса і змінюючи на кожному ступені витрати величину відкриття дроселя, що імітує реакцію на інструменті гідромолота, роблять запис всіх параметрів, що вимірюються [1,2].

У процесі випробування порожнини пристрою створювали тиску від 132 до 620 МПа.

Характеристика пошкодження деталей гідромолота

Досліджували робочі деталі гідромолота, які були виготовлені та термооброблені на твердість 42–44 HRC. Випробування виконали на стенді обсягом 1000 циклів навантаження. Через кожні 250 циклів пристрій демонтували, оглядали та фіксували характер пошкодження робочих поверхонь.

Після 1000 циклів навантаження наведений діаметр каналів корпусів у зоні зрізу збільшився до 125,3 мм, бойок у зоні «N» (див. рис. 3) зносився на 0,3 мм, у зоні «F» – на 0,35 мм. Зношування піки (див. мал. 3) становить відповідно 0,3 і 1,2 мм.

Початкові ознаки зношування робочих поверхонь деталей у вигляді дрібних ризок-задирів з'явилися на піку в зоні «F» (див. рис. 4) після 250 циклів навантаження, на втулці в зоні «B» після 450 циклів, а на верхніх деталях (бойці і корпусі) відповідно після 300 та 500 циклів.

Випробовані деталі пристрою очищали від нагару, промивали в гасі та піддавали металографічному дослідженню.

Центральна частина бойка (зона «F», див. рис. 3) має вигляд плями діаметром 40 мм із заглаженою поверхнею. Навколо центральної плями видно кільцеві зони з рельєфом, утвореним уривчастими короткими складками, що мають загальну радіальну спрямованість (рис. 5). Зона "M", що примикає до зони "N", охоплює близько половини поверхні (див. рис. 3). Там відзначається знос поверхневих обсягів металу як чергуються виступів і западин (борозен).

Зона «B» поширюється на нижню частину поверхні, і характеризується інтенсивним наклепом металу з утворенням блискучої, заглаженої, лущиться поверхні.

Зона «E» характеризується зносом та наклепом поверхневих обсягів металу.

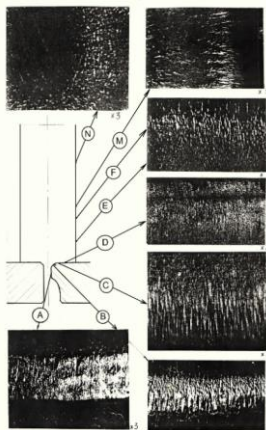


Рисунок 3 – Стенд для випробувань гідромолота(загальний вигляд)

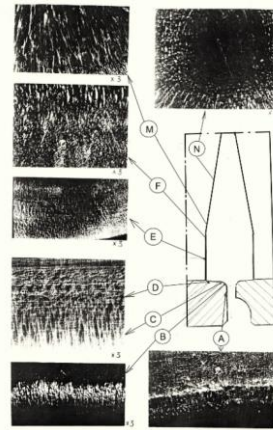


Рисунок 4 – Схема стенду для випробувань гідромолота

На поверхні каналу корпусу відзначаються нагар і кольору втечі.

На рис. 4 представлена картина пошкодження робочих поверхонь піки та втулки. Характер зношування цих деталей практично ідентичний пошкодження верхніх дета-

лей. Відзначається більш інтенсивне зношування піки в зонах «М» і «F» в порівнянні з відповідними зонами бойка.

При виконанні мікродослідження та у зламах зразків, вирізаних з корпусу та бойків, виявлено значну кількість тріщин у поверхневих обсягах матеріалу верхніх деталей та нижніх (рис. 6).

На верхніх деталях відзначається більша кількість тріщин радіальної та сіткової орієнтації (див. рис. 5), на нижніх деталях – тріщини одиничні (див. рис. 6).

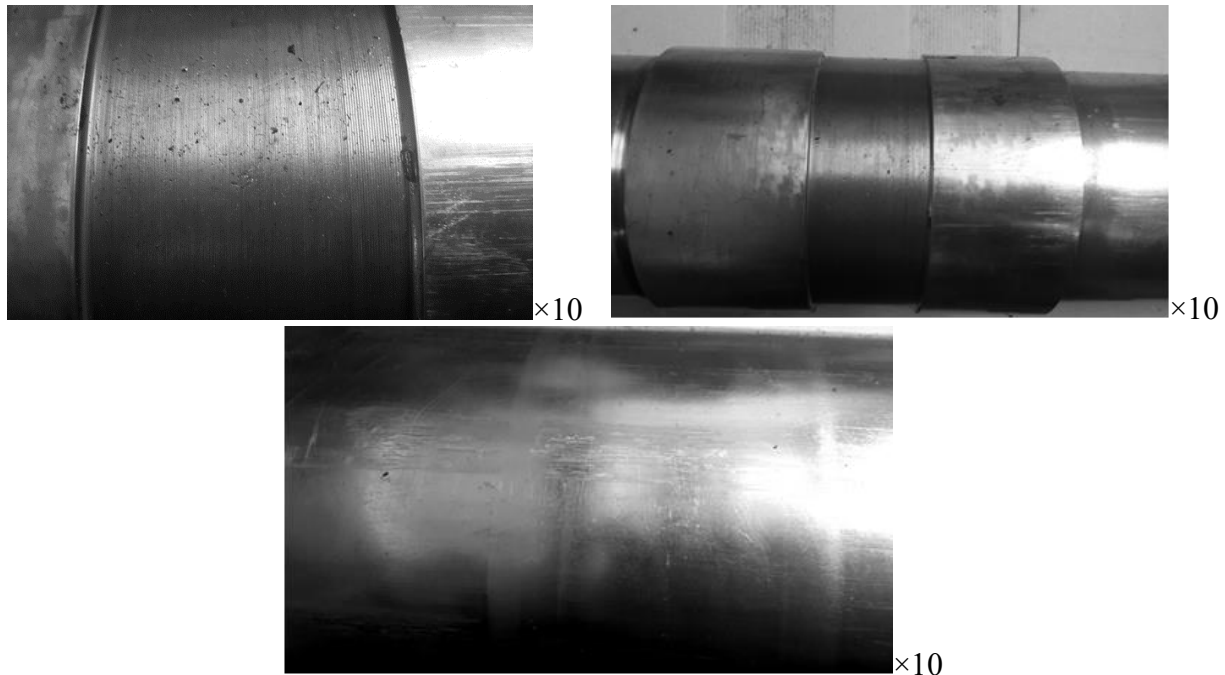


Рисунок 5 – Бойок після експлуатації: зношування поверхні, $\times 10$

Розподіл тріщин на поверхні робочих зон деталей нерівномірний. На бойці тріщини зосереджені переважно у зонах «М» та «F» (див. рис. 6), на корпусі – «В» та «С». Найбільш щільно тріщини розташовані на бойку; вони мають радіальну спрямованість, тангенціальні зустрічаються значно рідше. Подекуди відзначається злиття окремих тангенціальних тріщин в одну кільцеву тріщину. У зламах тріщини мають вигляд дугоподібних ділянок із чітко окресленим кордоном. Стінки тріщин гладкі, значно притерті та мають темний блискучий відтінок. Глибина тріщин на корпусі та бойку до 0,3 мм, на втулці та піку – 0,1 мм[1].

Порожнини тріщин практично по всій глибині заповнені окислами світло-сірого відтінку. У всіх випадках тріщини розташовані в зоні структурних змін та місцями виходять за її межі на 0,1–0,15 мм.

При дослідженні мікроструктури поверхневих шарів всіх досліджених деталей спостерігаються зони структурних змін. Глибина цих зон (див. рис 6, 7) на бойках («М», «F») становить 0,15–0,3 мм, на корпусі та втулці («В», «С») – 0,10–0,18 мм. Вони мають місце структури мартенситного і троосто-мартенситного типів. На решті поверхонь структурні зміни спостерігаються на одиничних ділянках довжиною до 1 мм та глибиною до 0,03 мм.

На зрізі корпусу (зона «А») спостерігається утворення вузлів схоплювання металів, наклеп та зношування поверхневого шару. У зонах «В» і «С» відзначається наклеп та мікрорізання металу з утворенням складкоподібного рельєфу, орієнтованого по утворюючому каналу корпусу (див. рис. 3). На поверхні каналу корпусу (зона «D») спостерігається зношування, наклеп і лущення поверхні наклепанного шару [2].

Аналіз табл. 1 дозволяє зробити висновок, що механічні властивості матеріалу корпусу, бойка, втулки піки при 20 °С задовольняють вимогам експлуатації.

Під час дослідження макроструктури встановлено, що метал деталей щільний, дефекти металургійного походження відсутні (рис. 8, 9).

Мікроструктура - сорбітного типу, однорідна за перерізом деталей.

Мікротвердість у зоні структурних змін перевищує мікротвердість основного металу деталей у 1,5–2,0 рази та становить HV 630–680 (HRC 57–59).

Матеріал досліджених деталей за хімічним складом відповідає вимогам експлуатації.

Твердість матеріалу корпусів, бойків та піки практично однакова за перерізом деталей і становить: корпус – HRC 43–45; втулка – HRC 42–44; бойок – HRC 43–44; піка – HRC 39–40.

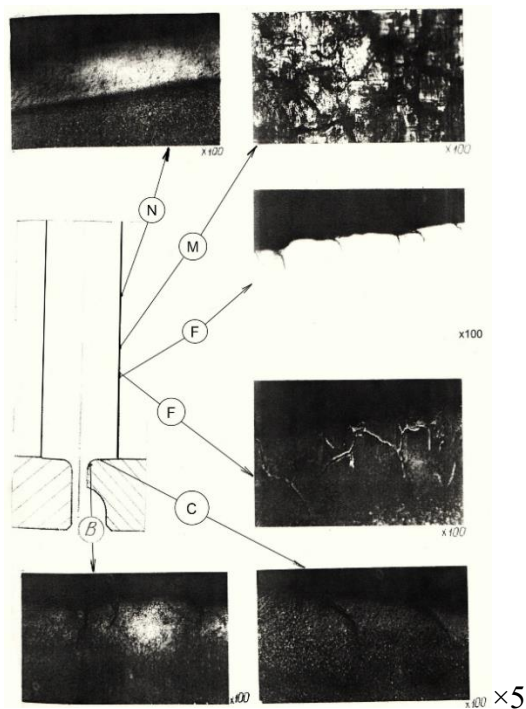


Рисунок 6 – Структурні зміни матеріалів корпусу та бойка, $\times 5$

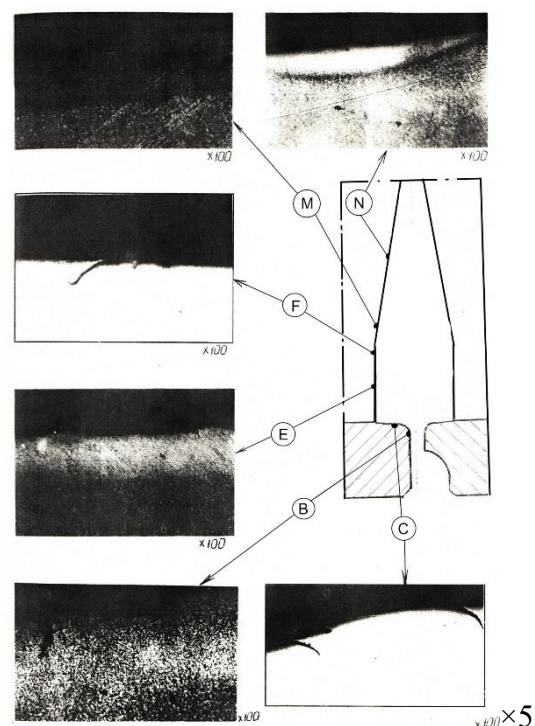
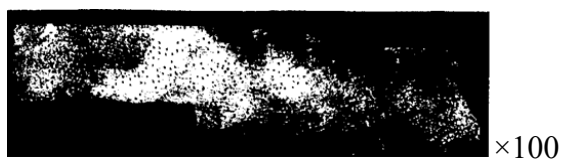


Рисунок 7 – Структурні зміни матеріалів піки та втулки, $\times 5$



а)



б)

Рисунок 8 – Макроструктура в діаметральній площині: а – корпуси; б - втулки $\times 100$



Рисунок 9 – Макроструктура піки, $\times 100$

Механічні властивості матеріалу деталей визначали на зразках, вирізаних в осьовому та тангенціальному напрямках при 20°C. Результати випробувань механічних властивостей наведено у табл. 1.

Таблиця – Механічні властивості матеріалу деталей

Найменування деталі	Напрям. вирізки зразків	Механічні властивості				
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCV ₂ , Дж/см
1	2	4	5	6	7	8
Циліндр (корпус)	осьове	1450–1460	1360–1370	14,0–15,	56,0–59,	48
	тангенціальне	1460	1360–1370	13,0	45,0	40–42
Бойок	осьове	1440–1450	1330–1370	13,0–14,	54,0–56,	34
	тангенціальне	1440–1490	1350–1410	12,0–13,	42,0–43,	34–82
Втулка	осьове	1465–1480	1370–1390	14,0–16,	54,0–59,	46–48
	тангенціальне	1475	1400–1410	13,0	48,0–51,	48
Робочий інструмент (піка)	осьове	1320	1250–1260	16,5–17,	62,0–64,	68–72
	тангенціальне	1310–1320	1250	15,0–17,	54,0–56,	54–58

Висновки

1. Виявлені на корпусі, втулці, піку та бойці характер і ступінь розвитку пошкоджень, особливості структурних змін та тип тріщин дозволяють зробити висновок про те, що розроблений та реалізований метод випробування моделей забезпечує порівнянні умови навантаження та, як наслідок, аналогічні структурно-фазові перетворення та пошкодження матеріалів реальних деталей

2. Пошкодження робочих зон корпусу, втулки, піки та бойка має ідентичний характер із максимальним ступенем розвитку на криволінійних частинах поверхонь деталей – зонах найбільш інтенсивного ковзання матеріалу контртіла.

3. Руйнування матеріалу деталей пристрою включає наклеп, деформацію, зміщення та лущення шару металу, утворення вузлів схоплювання та їх знос на мікроділянках.

4. Ступінь пошкодження робочих зон корпусу та бойка більший у порівнянні з спостерігаються на піку та втулці.

Література

1. Бычков Т.П. Современные проблемы и достижения в области технологии XXI века: Тезисы доклада / Т.П. Бычков // Международная конференция. – СПб. – 2001. – С. 7–12.

2. Шоршоров М.Х. Особенности взаимодействия между соединяемыми металлами под влиянием повышенной температуры и давления / М.Х. Шоршоров, Э.С. Каракозов, Ю.В. Мякишев // Физика и химия обработки материалов. – 2001. – № 6. – С. 68–74.

3. Степанов А.В. Явления искусственного сдвигообразования / А. В. Степанов // Журнал технической физики. – 1951. – Т. 21. – С. 401 – 411.

ДОВГОВІЧНІСТЬ ШТАМПІВ, НАПЛАВЛЕНИХ СТАЛЯМИ СИСТЕМИ Cr-Mn-Mo-Ti НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА²²

Якуша К.В. ст. гр. МС-41-18, ХНАДУ

Анотація. Встановлено, що збільшення вмісту Mn та Cr в наплавленому металі знижують активність вуглецю; збільшення кількості фази TiC підвищує внутрішню теплоту наплавленого металу. Підвищення теплостійкості сплавів системи Cr-Mn-Ti на основі заліза сприяє збільшенню вмісту фази [TiC]; введення [Mo] стабілізує значення твердості при підвищених температурах, підвищує теплостійкість і твердість..

Ключові слова: наплавлення, порошковий дріт, легований флюс, структура.

THE INCREASE IN DURABILITY ALLOYS OF THE SYSTEM CR-MN-MO-TI IRON-BASED

Yakysa K.V., gr. MW-41-18, HNAHU

Abstract. It is established that the increased content of Mn and Cr in the weld metal and reduce the activity of carbon; increasing the amount of TiC phase increases internal warmth of the deposited metal. To improve the heat resistance of alloys of the system Cr-Mn-Ti Fe-based contributes to the increase in the maintenance phase [TiC]; introduction [Mo] stabilizes the hardness values at elevated temperatures, improves thermal stability and hardness.

Keywords: surfacing, flux-cored wire, alloyed, flux structure.

Вступ

Дослідження, спрямовані на зниження енерго- та ресурсозатрат при наплавленні обробного інструмента й одночасному підвищенні його надійності й довговічності, останнім часом стали особливо актуальні. Практичний розв'язок завдання здійснюється шляхом розробки нових і вдосконалювання наявних наплавочних матеріалів з економнолегованими покриттями й шихтою, застосуванням оптимального способу їх наплавлення з урахуванням особливостей поведінки матеріалів у реальних умовах. Особлива увага при вдосконалюванні наплавочних матеріалів приділяється матеріалознавським розробкам зносостійких економнолегованих сплавів.

Аналіз публікацій та мета досліджень

Службові характеристики наплавленого металу, призначеного для роботи в різних умовах зношування, визначаються насамперед системою легування і як наслідком цього, різним фазовим складом і структурою. При цьому найменш сприятливої фазової складової є ферит, оскільки має невисокий рівень твердості, зносостійкості, в'язкості й опірності руйнуванню.

Для підвищення зносостійкості широке застосування одержали сталі не тільки з мартенситної, але й аустенітно-мартенситною, аустенітно-карбідною й мартенситно-таріючою структурою.

Дослідження загальних закономірностей і ролі деформаційних мартенситних перетворень у формуванні властивостей сталей проведене в роботі [1]. На основі компле-

²² Робота виконана під керівництвом доцента Багрова Валерія Анатолійовича

ксного вивчення взаємозв'язків деформаційного мартенситного перетворення з фізико-механічними властивостями метастабільних аустенітних сталей, а також стійкості їх при різних видах контактної навантаженні були розроблені три основні групи зносостійких сталей системи Fe-C-Cr-Mn, що відрізняються по змісту вуглецю, марганцю й хрому, які призначені для різних умов експлуатації відносно впливу зтираючих і ударних навантажень:

- 1) 0,5-0,7% C, 7-10% Mn, 3-5% Cr;
- 2) 0,8-0,9% C, 6-9% Mn, 2-4% Cr;
- 3) 1,0-1,4% C, 6-9% Mn, 0,8-2,5% Cr.

У роботах [2, 3] показана можливість значного підвищення зносостійкості матеріалу з різною часткою метастабільного аустеніту.

Вивченню зносостійкості матеріалів присвячене ряд робіт, у яких немає єдиної думки про вплив твердості й структури на зносостійкість. У роботах [3, 4] показане, що зносостійкість зростає залежно від збільшення твердості, а в роботах [5, 6] - від структури металу.

Для підвищення зносостійкості деталей і вузлів у промисловості застосовують значну кількість різноманітних матеріалів, які класифікують із урахуванням здатності протистояти різним видам зношування. Для роботи деталей в умовах молекулярно-механічного, ударно-абразивного й абразивного зношування широке застосування одержали сталі, що мають карбіди й боріди, ледебурит і залишковий аустеніт або карбідно-боридну зміцнюючу фазу в аустенітно-мартенситній матриці. Сталі з подібною структурою мають високу твердість і задовільну зносостійкість, однак застосування їх не завжди забезпечує необхідну зносостійкість наплавленого шару. Крім цього, для їхнього виготовлення застосовуються у великій кількості дорогі й дефіцитні матеріали. Одним з раціональних способів підвищення стійкості наплавленого металу зношування є багатокомпонентне ошадливе легування, за допомогою якого вдається одержати сталі з упрочнюючої карбідної й інтерметаллідної фазами й високими фізико-механічними характеристиками. Для цього при розробці наплавочних матеріалів використовують різні карбідоутворюючі елементи – Cr, W, V, Nb і ін.

Методи і матеріали дослідження

Наплавлення робили трактором ТС-17М на пластини розміром 200x150x25 мм зі сталі 20, 500x300x40 мм зі сталі 45 і 400x50x40 зі сталі 5ХНМ. У якості захисного флюсу для наплавлення порошковими дротами із системами легування Cr-Mn-Ti і Cr-Mn-Mo-Ti на основі заліза був прийнятий флюс АН-22. Вихідна основність флюсу АН-22 - $B=1,4668$, хімічна активність - $A_f=0,1819$.

Вирізку зразків для дослідження хімічного й фазового складу, механічних властивостей з наплавленого металу робили абразивними відрізними колами з наступним шліфуванням і поліруванням.

Хімічний склад наплавленого металу визначали наступними методами: вуглець - газообмінним (ДЕРЖСТАНДАРТ 2604.1), кремній - вагарням (ДЕРЖСТАНДАРТ 2604.3), марганець – об'ємним персульфатосеребряним (ДЕРЖСТАНДАРТ 2604.5), титан – фотометричним (ДЕРЖСТАНДАРТ 2604.10). Пошаровий зміст легуючих елементів і фазовий склад визначали на установці ДРОН-3 у випромінюванні $K\alpha$ -Co (монокроматизованом). Зйомку робили за схемою Брега-Брентано. Результати РФА наведені на дифрактограмах, де кожному піку відповідає своя фаза.

Для проведення структурного аналізу зразки з наплавленого металу трюїли в реактиві Виллелла: 10 мол азотної кислоти, 20 мол соляної кислоти, 20 мол гліцерину й 10

мол перекису водню. Розподіл зміцнюючої фази в наплавленому металі оцінювали точковим методом Глаголева на мікротвердомірі ПМТ-3.

Результати досліджень

Істотного підвищення міцності й зниження енергоємності виробництва відновлюваних деталей наплавленням дозволяє досягтися застосуванням дисперсійнотвердіючих сталей. Гарною комбінацією властивостей – твердості, міцності й пластичності – мають нікелеві мартенситностаріючі сплави, які зміцнюються при старінні за рахунок уведення Al або Mo [47]. Уведення Mo і значний зміст активних карбідоутворюючих елементів (Ti, Cr) дає можливість знизити зміст незв'язаного вуглецю до 0,05-0,3 %. Це досить важливо при використанні в якості наплавочних матеріалів порошкових дротів з низьковуглецевої стрічки. У досліджуваній системі легування (Cr-Mn-Ti-Si) відсутність Ni компенсувалося збільшенням змісту Mn до 10...12 % і введенням Al з феротитану (компонент шихти порошкового дроту). Вплив кількості Ti при наплавленні під керамічним флюсом і зі знеструмленою присадкою [β] на хімічний склад та зносостійкість наплавленого металу наведені в табл. 1, 2, 3.

Таблиця 1 - Твердість і відносна зносостійкість досліджуваних сплавів

Номер сплаву	Еквівалентний зміст хрому й нікелю в наплавленому металі		Твердість, HRC ₀	Відносна зносостійкість, ε досліджуваних сталей	Структура наплавленого металу
	Cr _{экв.}	Ni _{экв.}			
1	28,76	17,02	46...52	≈2,7	A+E _{вт} (α+ K)
2	28,07	16,32	52...54	≈2,6	A+E _{вт} (α+ K)
3	26,6	16,96	46...50	≈2,7	A+E _{вт} (α+ K)
4	28,75	18,2	42...50	≈2,8	A+E _{вт} (α+ K)
5	27,13	22,34	38...46	≈2,9	A+E _{вт} (γ+ K)
6	23,51	22,0	47...52	≈2,7	A+E _{вт} (γ+ K)
7	27,92	22,81	38...47	≈2,9	A+E _{вт} (γ+ K)

Примітка: Еталон відносної зносостійкості – сплав з Ni_{экв.}=4...8, Cr_{экв.}=8...10.

Таблиця 2 - Вплив [Ti] і [β] на хімічний склад наплавленого металу

Хімічний склад наплавленого металу під керамічним флюсом					
Хімічний елемент	Зміст [Ti] у наплавленому металі, %				
	0,22	1,62	2,04	2,25	2,41
Cr	8,20...9,00	7,21...8,10	6,42...7,80	6,00...7,60	5,56...7,50
Mn	1,03...1,50	1,20...1,60	1,10...1,56	1,20...1,55	1,30...1,50
Si	0,80...1,40	1,25...1,50	1,30...1,70	1,38...1,80	1,42...1,73
Al	0,02...0,04	0,05...0,09	0,09...0,13	0,14...0,17	0,19...0,23

Таблиця 3 - Хімічний склад наплавленого металу при наплавленні порошковими дротами

Кількість введення зне- румленої при- садки, %	Зміст хімічних елементів у наплавленому металі				
	Ti	Cr	Mn	C	Si
0	1,33	2,64	4,6	0,4	1,08
25	1,62	3,28	5,72	0,48	1,11
50	2,19	4,36	7,60	0,53	1,10
75	2,38	4,72	8,22	0,57	1,12

Пошаровий аналіз хімічного складу показує, що застосування додаткового присадкового дроту дає відносно рівномірний розподіл легуючих елементів по висоті наплавленого металу. Дослідження впливу відносної маси присадки на мікроструктуру наплавленого металу показало, що з її збільшенням стабілізується структурний і фазовий склад багат шарового наплавлення.

Вплив температури відпустки й підвищених температур на твердість наплавленого металу сплавів систем Mn-Mo-Ti і Cr-Mn-Ti на основі заліза показано на рис. 1, 2.

Твердість досліджуваної сталі 20X3Г9М5Т2С після наплавлення становила 37...40 HRC. Після старіння при $T=850\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau=2$ год твердість складала 49...55 HRC, що можна пояснити збільшенням кількості вторинних карбідів. Збільшення витримки при цій температурі, а також підвищення температури старіння до $920\text{ }^{\circ}\text{C}$ не привело до помітного підвищення твердості, а сприяло її зниженню.

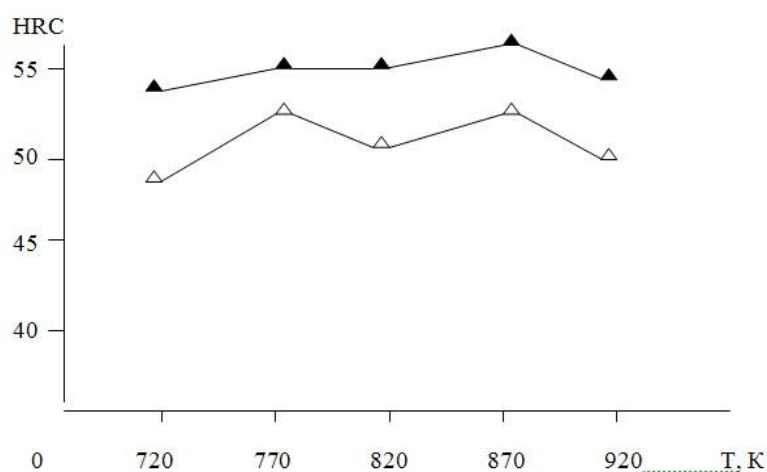


Рисунок 1 - Вплив температури відпустки на твердість досліджуваних сталей (час витримки $\tau=2$ год, охолодження на повітрі)
 $\triangle$ - 40X4Г8Т2С; $\blacktriangle$ - 20X3Г9М5Т2С

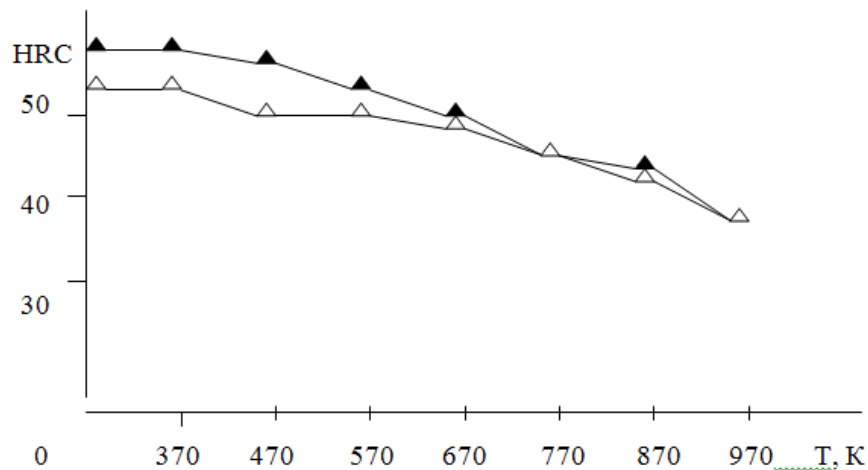


Рисунок 2 - Вплив температури на твердість досліджуваних сталей після відпустки ($T_{\text{відп.}}=850^{\circ}\text{C}$, $\tau=2$ години, охолодження на повітрі)
 $\triangle$ - 40X4Г8Т2С $\blacktriangle$ - 20X3Г9М5Т2С

Дослідження впливу температури на твердість сплавів показали, що в інтервалі температур $293...870^{\circ}\text{C}$ твердість знижується незначно. Зниження твердості на 8...10 HRC у даному інтервалі температур свідчить про високу теплостійкість сплавів систем Cr-Mn-Ti і Mn-Mo-Ti. Одним з показників теплостійкості сталей є пластичність. Аналіз пластичності цих сталей після вторинного твердіння показав, що вона вище, чим у сталей 50XHM і 35X4B3M3Ф, і не уступає нікелевим мартенситностаріючим сплавам. Залежність відносного подовження від твердості досліджуваних сталей наведена на рис. 3.

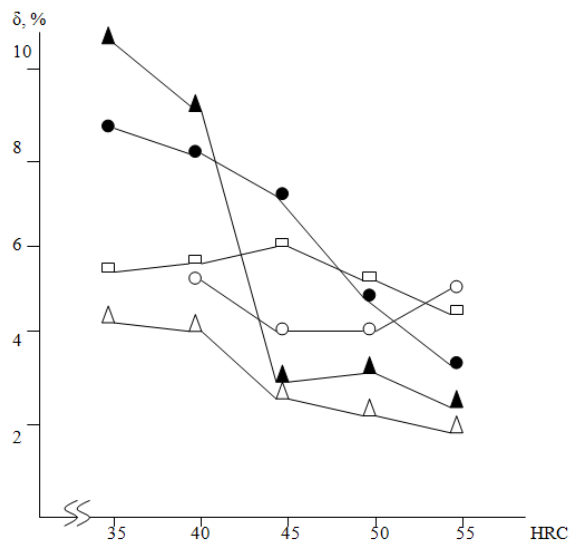


Рисунок 3 - Залежність відносного подовження від твердості досліджуваних сталей при підвищених температурах:

- $\triangle$ - 50XHM;
- $\circ$ - 35X4B3M3Ф;
- $\square$ - 10X6H8M7C;
- $\blacktriangle$ - 40X4Г8Т2С;
- $\bullet$ - 20X3Г9М5Т2С.

Висновки

У результаті проведених лабораторних досліджень встановлено:

- збільшення змісту Mn і Cr у наплавленому металі знижують активність вуглецю як карбідоутворюючого елемента; збільшення кількості фази Тіс підвищує внутрішню теплоту наплавленого металу при екзогенному її введенні;
- підвищенню теплостійкості сплавів системи Cr-Mn-Ti на основі заліза сприяє збільшення змісту фази [TiC]; уведення [Mo] стабілізує значення твердості при підвищених температурах, підвищує теплостійкість і твердість при дисперсійному твердінні.

Література

1. Филиппов М.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р. Стали с метастабильным аустенитом. - М.: Металлургия, 1988. – 256 с.
2. Кальянов В.Н. Структура и характеристика износостойкого экономнолегированного наплавленного металла // Сварочное производство. – 1997. - №4. С.13-17.
3. Применение сталей ПНП в качестве наплавочных материалов для повышения усталостной прочности наплавленных деталей. / Г.С.Микаелян, И.А.Рябцев, В.Г.Васильев и др. // Автомат. сварка. – 2114. - №10. – С.34-36.
4. Влияние структуры на износостойкость чугунов и сталей / А.И.Ступина, В.В.Зотов, Л.И.Сидоров, И.С.Кошелев // Металлургическое машиностроение и ремонт оборудования. – 211. - №8. – С. 98-99.
5. Kal'yanov V.N., Novitskaya A.V. Increasing the Endurance of Rolling Rolls by Depositing an Efficiently Alloyed Steel. Welding International. - 1998. - №12 (4). - P. 322-325.
6. Влияние структуры на износостойкость чугунов и сталей / А.И.Ступина, В.В.Зотов, Л.И.Сидоров, И.С.Кошелев // Металлургическое машиностроение и ремонт оборудования. – 2014. - №8. – С. 98-99.

ВПЛИВ ГАРТУВАННЯ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ І ШОРСТКІСТЬ ПОВЕРХНІ КОНСТРУКЦІЙНОЇ СТАЛІ 50Г²³

Горбань С.О., ст. гр. МС 41 - 18, ХНАДУ

Анотація. Встановлено взаємозв'язок висотних показників шорсткості зношеної поверхні і відносної зносостійкості поверхневих шарів сталі 50Г, модифікованої цементациєю. Показано вплив температури нагріву під гартування на зносостійкість і шорсткість поверхні. Зносостійкість цементованої сталі 50Г підвищується гартуванням від 1000°C внаслідок зміни структурно-фазового стану поверхневого шару.

Ключові слова: зносостійкість, шорсткість поверхні, сталь 50Г, термообробка, структура.

EFFECT OF HARDENING ON WEAR-RESISTANCE AND ROUGHNESS OF STRUCTURAL STEEL 50Г SURFACE

Gorban S., st. of gr. MS 41 -18, KhNAHU

Annotation. The relationship between the high-altitude indicators of the worn surface roughness and the relative wear resistance of the surface layers of 50Г steel modified by carburizing has been established. It is shown the effect of heating temperature for hardening on wear resistance and surface roughness. The wear resistance of 50Г cemented steel increase by hardening from 1000°C due to a change in the structural-phase state of the surface layer.

Keywords: wear resistance, surface roughness, steel 50Г, heat treatment, structure

Вступ

Сучасне машинобудування потребує збільшення надійності та довговічності вузлів обладнання в процесі експлуатації. Експлуатаційні властивості залежать не лише від фізико-механічних характеристик матеріалу, з якого вони виготовлені, але й від стану поверхневого шару. Характеристики поверхневого шару змінюються у процесі експлуатації. Зношування, втома, пластична деформація, корозія та інші явища, що виникають у результаті роботи деталей машин, потребують проведення ремонтних робіт.

Інтенсивність зношування залежить від площі фактичного контакту і напруженого стану зразка, який залежить від геометричних параметрів поверхні.

У поверхневих шарах сталей під впливом цементациї і подальшого гартування відбувається зміна структури і фазового складу.

Конструкційна сталь 50Г використовується для виробництва дисків тертя, шестерень, колінчастих валів дизелів та інших деталей. Хоча її властивості добре відомі, проте взаємозв'язок зносостійкості і шорсткості контактних поверхонь досліджено недостатньо.

Аналіз публікацій і мета роботи

Шорсткість поверхні залежить від виду обробки матеріалу: різання, шліфування, застосування мастильно-охолоджуючої рідини та ін. При цьому велике значення мають структура і властивості матеріалу, що обробляється [1]. В'язкі і пластичні матеріали дають при їх обробці різанням велику шорсткість. При збільшенні крихкості матеріалу величина шорсткості зменшується. Сталі з підвищеним вмістом сірки і сталі з присадкою свинцю після обробки різанням мають меншу шорсткість, ніж вуглецева сталь, оброблена в однакових з ними умовах

²³ Робота виконана під керівництвом доцента Дьяконенко Ніни Леонідівни

Від геометричних характеристик шорсткості поверхні (рельєф, напрямок штрихів обробки, форма і крок нерівностей) залежить коефіцієнт тертя, зносостійкість та ін. [2].

На процеси зношування поверхонь впливає поява напружень [3]. Під впливом навантаження контакт тіл відбувається по вершинах рельєфу поверхні. Тому в місцях контакту по вершинах нерівностей виникають великі тиски, які часто перевищують межу текучості і навіть межу міцності металів, що труться. Під дією тисків при нерухомих поверхнях у точках контакту відбувається пружне стикання і пластична деформація зминання нерівностей, а при взаємному переміщенні поверхонь – зрізання, відламування і пластичний зсув вершин нерівностей, що призводить до інтенсивного початкового зношування деталей і до збільшення зазорів пари тертя.

Підвищеному початковому зношуванню в деяких випадках сприяють виникнення в точках контакту високих миттєвих температур і зрив окисної плівки, що покриває метали. Це супроводжується молекулярним зчепленням металів, що труться, і створенням вузлів схоплювання [2].

У процесі тертя встановлюється для кожної поверхні пари тертя певна, властива даному поєднанню матеріалів і умов тертя шорсткість, яка зберігає стабільність при подальшому постійному режимі тертя [2].

Шорсткість поверхні деталі значно впливає на її корозійну стійкість [4]. Корозія деталей в атмосферних умовах виникає легше і йде швидше на грубо оброблених поверхнях. Зі зменшенням мікронерівностей поверхні зменшується площа зіткнення з корозійним середовищем, отже, менше вплив середовища.

Характеристики рельєфу мають значення для внутрішньої поверхні труб. Шорсткість труб безпосередньо пов'язана з параметром гідравлічної ефективності транспортування газу. Оцінювання впливу шорсткості покриттів внутрішньої поверхні труб на втрати тиску в газопроводі при транспортуванні газу проводилось у роботі [5]. Основними перевагами гладких покриттів є зниження гідравлічного опору, забезпечення чистоти продукту, що транспортується; зниження експлуатаційних витрат на запірну арматуру та фільтраційне обладнання. Застосування гладких покриттів внутрішньої поверхні газопроводів дає змогу суттєво зменшити енерговитратність трубопровідного транспорту газу.

Таким чином, враховуючи істотний вплив поверхні на всі процеси, що протікають в області контакту взаємодіючих тіл, включаючи їх деформування, тертя, зношування, корозійну стійкість та ін., то подальший розвиток технологій вимагає дослідження шорсткості поверхні.

Об'єктом досліджень були обрані зразки конструкційної сталі 50Г, які досліджувались на зносостійкість та шорсткість поверхні зношування цементациї та термообробки.

Метою даної роботи було дослідити взаємозв'язок коефіцієнта відносної зносостійкості з характеристиками профілю зношеної поверхні сталі 50Г, загартованої від різних температур.

Матеріали і методи дослідження

Зразки для випробувань розміром 50 x 40 x 15мм зі сталі 50Г фрезерували, потім піддавали цементациї в твердому карбюризаторі при температурі 930°C з витримкою 10 годин (охолодження в коробі) на глибину 1,2-1,3 мм.

Для кінцевого формування властивостей цементованої деталі її піддавали гартуванню з низьким відпуском. На одній партії зразків проводився гарт в масло від різних температур в інтервалі 800 - 1100°C і низький відпуск при 200°C, а на іншій партії проводився плазмовий нагрів у інтервалі температур від 900 до 1500°C, що регулювався швидкістю переміщення зразків щодо плазмового струменя аргону в межах від 0,08 до 0,63м/год. Після швидкісного плазмового нагріву зі швидкістю 103 - 104°C/с мало місце природне охолодження зміцненої поверхні зі швидкістю вище критичної за рахунок тепловідведення у внутрішні області зразків. За рахунок режимів термообробки регулювали різні фазово-структурні стани зміцненого шару з вмістом різної кількості та ступенем метастабільності залишкового аустеніту ($A_{ост}$) поряд з мартенситом і цементитом [21.].

Відносна абразивна зносостійкість (ϵ_T) визначалася на установці Бринелля - Хаурта. Як абразив використовувався корунд, що подається на поверхню зразка гумовим валиком. Розмір абразивних частинок становив 0,3мм. Зразки зношувалися протягом 5 хвилин по шість разів, загальний час зношування складав 30 хвилин. Після кожного випробування у 5 хвилин

проводилося їх зважування з точністю до $\pm 0,0001$ г. Втрату маси визначали як сумарну втрату мас після кожного випробування.

Після випробувань на абразивне зношування проводилося дослідження шорсткості зношеної поверхні за допомогою профілометра 2200. На підставі аналізу результатів вимірювань та математичної обробки робили висновки про стан поверхні зразків.

Результати дослідження

Для дослідження шорсткості поверхні зразків були обрані ті, у яких показники відносної зносостійкості були вище, тобто зразки сталі 50Г після гарту від 900°C, 1000°C і відпуску при 200°C, а також після плазмового гарту при 1200-1400 °C.

Режими обробки, відносна абразивна зносостійкість ϵ_a і вертикальні характеристики профілю: середнє арифметичне відхилення профілю в межах базової довжини R_a , висота нерівностей профілю по 10 точках (сума середніх абсолютних значень висот п'яти найбільших виступів та глибин п'яти найбільших западин профілю в межах базової довжини) R_z , найбільша висота профілю (відстань поміж лінією виступів профілю та лінією западин профілю в межах базової довжини) R_{max} після цементації і термічної обробки сталі 50Г наведено у таблиці 1.

Таблиця 1 - Результати випробувань на зношування і параметри шорсткості поверхні сталі 50Г

Термообробка	Загартування 900°C Відпуск 200°C	Загартування 1000°C Відпуск 200°C	Плазмове загартування 1200°C Відпуск 200°C
Відносна зносостійкість ϵ_a	3.1	4.2	1.8
R_a , мкм	9,9	5.7	7.6
R_z , мкм	40.7	26.1	37.0
R_{max} , мкм	52.7	38.5	56.9

Вплив температури гарту на відносну абразивну зносостійкість ϵ_a та шорсткість зношеної поверхні R_a цементованої сталі 50Г після різних варіантів гарту і відпуску зображено у вигляді діаграми на рис.1

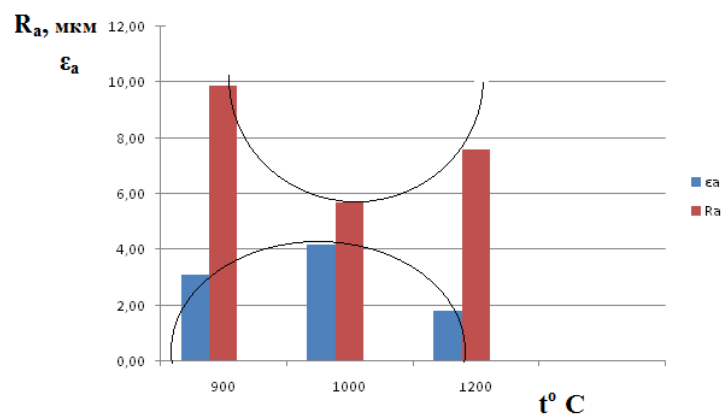


Рисунок 1 – Відносна абразивна зносостійкість ϵ_a та середня шорсткість R_a зношених поверхонь сталі 50Г після цементації та гарту від різних температур.

Залежність зносостійкості від температури загартування має вигляд

$$\epsilon_a = f(-t^2)$$

Залежність середньої шорсткості від температури загартування має вигляд

$$R_a = f(t^2);$$

Криві апроксимації цих залежностей для сталі 50Г наведено на рисунку 1.3. Рисунок видно, що високим значенням відносної зносостійкості ϵ_a відповідають низькі значення середньо арифметичних відхилень профілю R_a і навпаки низьким значенням відносної зносостійкості ϵ_a відповідають більш високі значення середньо арифметичних відхилень профілю R_a .

На рис. 2 наведено залежності усіх параметрів шорсткості - середнього арифметичного відхилення в межах базової довжини R_a , висоти нерівностей R_z , найбільшої висоти R_{max} профілю зношених поверхонь від температури загартування.

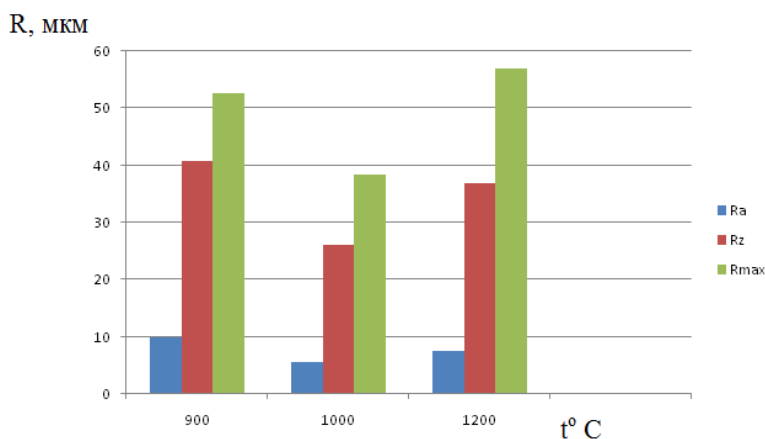
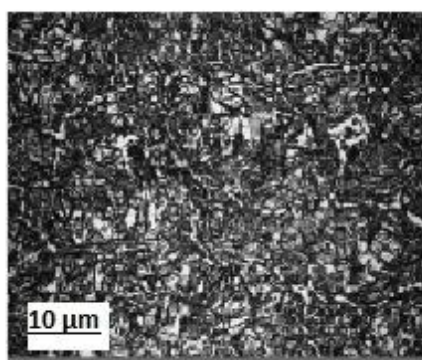


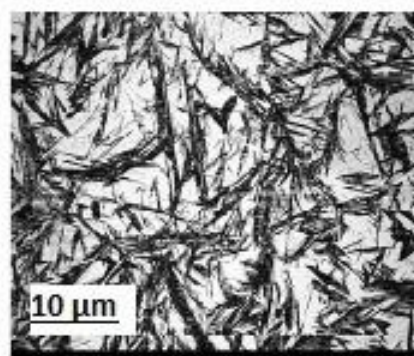
Рисунок 2 – Характеристики шорсткості зношеної поверхні цементованої сталі 50Г після різних варіантів гарту.

Як видно з даного графіка, найбільші висотні показники шорсткості в сталі 50Г спостерігаються після плазмового гарту при 1200°C і відпуску при 200°C. При досить високих показниках відносної зносостійкості ($\epsilon_a = 2,6$ і $\epsilon_a = 3,6$) зношування зразків відбувається нерівномірно, є різкі виступи і западини, що підвищує показники шорсткості поверхні.

Структурні дослідження цементованої сталі 50Г, які були проведені на інтерференційному мікроскопі МП 4 у режимі зображення, показано на рис.3. Рисунок а) – мікроструктура зразків після гарту при температурі 900°C та відпуску при 200°C; б) – після гарту при температурі 1000°C та відпуску при 200°C.



а) 900°C



б) 1000°C

Рисунок 3 – Мікроструктура цементованої сталі 50Г після гартування при температурах а) – 900°C; б) – 1000°C та відпуску 200°C.

Після гартування від 900°C та відпуску при 200°C спостерігається змішана структура мартенситу та троститу, а також сітка вторинного цементиту (рис.3 а), що різко збільшує крихкість і підвищує шорсткість зношеної поверхні.

Мікроструктура сталі 50Г після гартування від 1000°C та відпуску при 200°C - це мартенсит + цементит + метастабільний залишковий аустеніт ($A_{\text{зал}}$) (рис.3 б).

Після цементації як у поверхневому шарі, так і по глибині зміцненого шару, має місце підвищений вміст вуглецю, що викликає зниження мартенситних точок $M_{\text{п}}$ та $M_{\text{к}}$ та утворення приблизно 30-50% залишкового аустеніту $A_{\text{зал}}$.

Температурі гартування від 1000°C відповідають мінімальні значення середніх висот профілю R_a – 6,8 и 5,7 мкм, отже, зношування проходило більш плавно і рівномірно. В процесі абразивного впливу $A_{\text{зал}}$, можливо, зазнає мартенситне перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$ і в тонкому поверхневому шарі частково перетворюється в мартенсит деформації. Мартенсит деформації в міру зношування цього шару поширюється на наступні шари.

Можна припустити, що найбільш висока абразивна зносостійкість досягається не за рахунок досягнення максимальної твердості, а отриманням у структурі, поряд з мартенситом відпуску і карбідами, метастабільного аустеніту, що зазнає динамічне деформаційне мартенситне перетворення.

Аналізуючи співвідношення відносної абразивної зносостійкості ϵ_a та показників профілю поверхні зносу R_a , R_z , R_{max} цементованої сталі 50Г можна відмітити, що зі збільшенням зносостійкості шорсткість поверхні зменшується.

Таким чином, шорсткість зношеної поверхні, мікроструктура і відносна зносостійкість деталей мають між собою тісний зв'язок.

Висновки

1. Досліджено характеристики шорсткості R_a , R_z , R_{max} поверхні зношених зразків конструкційної сталі 50Г після цементації та термообробки.

2. Отримано залежності відносної абразивної зносостійкості ϵ_a і середньої шорсткості R_a модифікованої цементацією поверхні сталевих зразків від температури загартування

3. Встановлено взаємозв'язок зносостійкості і шорсткості зношеної поверхні: зі збільшенням зносостійкості досліджених сталей характеристики шорсткості знижуються.

4. Показано, що мінімальні значення шорсткості зношеної поверхні спостерігаються після цементації і гарту сталі 50Г від 1000°C та відпуску при 200°C.

5. Зношування зміцненої поверхні відбувається більш рівномірно за рахунок присутності в цементованій структурі підвищеного вмісту залишкового аустеніту $A_{\text{зал}}$, здатного до мартенситного перетворення.

Література

1. Гаркунов Д.Н. Триботехника: Учебник. – М.: «Издательство МСХА», 2002. –632 с.
2. Мак-Мак Н. Е., Рябикина М. А., Чейлях А. П. Влияние цементации и закалки от различных температур на износостойкость и шероховатость конструкционных сталей. –Problems of friction and wear, № 4, в. 69, 2015. - С.75-82
3. Alisina Toloei, Vesselin Stoilov, Derek Northwood. The relationship between surface roughness and corrosion. Proceedings of the ASME 2013 International Mechanical Engineering Congress & Exposition IMECE2013 November 13-21, 2013, San Diego, California, USA, IMECE2013-65498
4. Фик М.І. Аспекти застосування сучасних гладких покриттів у вітчизняній ГТС високого тиску. // Виробничий досвід ISSN 1993—9973. Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. № 1, 2009. –С.30.