

УДК 620.1:669-11, 620.22
№ держреєстрації 0121U113690

Товариство з обмеженою відповідальністю
«ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА»
69008, м. Запоріжжя вул. Південне шосе 80



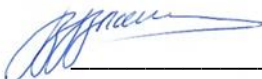
ЗАТВЕРДЖУЮ
проректор з науково-дослідної роботи
ТОВ «ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА»

Кухар В.В.
«29» червня 2023 р.

ЗВІТ ПРО НАУКОВО-ДОСЛІДНУ РОБОТУ

**Розвиток технологічних основ ресурсозберігаючих процесів оптимізації
структури та властивостей сплавів в залежності від умов експлуатації
виробів
(остаточний)**

Науковий керівник
д.т.н., проф.


(Пашинський В.В.)
(підпис)

«24» червня 2023 р.

2023

Рукопис закінчено «24» червня 2023 р

Результати роботи розглянуто Науково-технічною радою
ТОВ «ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА», протокол
№ 10 від «29» червня 2023 р.

СПИСОК АВТОРІВ ЗВІТУ ПРО НДР


Керівник НДР,
д.т.н., доцент



В.В. Пашинський
(вступ, розділи 1,3,
висновки)

(підпис)

Відповідальний
виконавець,



І.О. Бойко
(реферат, розділи 1,,4,
висновки)

(підпис)

Виконавець
д.т.н., с.н.с.



О.Г. Пашинська
(розділи 1,2, висновки)

(підпис)

РЕФЕРАТ

ЗВІТ про НДР: 43 с., 32 джерела.

Ключові слова: МІКРОСТРУКТУРА, МАКРОСТРУКТУРА, ЗНОСОСТІЙКІСТЬ, МЕХАНІЗМ ЗНОШУВАННЯ, МЕЖА МІЦНОСТІ, ВІДНОСНЕ ПОДОВЖЕННЯ, КОМБІНОВАНА ПЛАСТИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ, НАПЛАВЛЕННЯ, ТЕРМІЧНА ОБРОБКА, РЕЛАКСАЦІЯ НАПРУЖЕНЬ, НАГАРТУВАННЯ, ПОРОШКОВИЙ ДРОТ

Об'єкт дослідження — Метали та сплави, що піддаються пластичній деформації та зношуванню внаслідок дії технологічних факторів при експлуатації

Мета роботи — розвиток технологічних основ процесів обробки металів та сплавів з забезпеченням підвищеної результуючої ефективності виробу на протязі всього його життєвого циклу.

Методи дослідження — аналіз літературних даних, побудова теоретичних концепцій формування структури та властивостей, фізичне моделювання процесів в лабораторних умовах, промисловий експеримент.

Результати та їх новизна – Встановлені закономірності механізмів структурних змін при комбінованій пластичній деформації розтягуванням з різноспрямованим крученням, які дозволяють керувати формуванням комплексу механічних властивостей. Запропонована технологічна схема отримання холоднодеформованого мідного дроту з підвищеними механічними властивостями.

Виконано аналіз сучасного стану використання різних видів сталей для виготовлення та (або) відновлення та зміцнення пресового інструменту показано суттєві переваги хромистих сталей та запропоновано підхід до підвищення властивостей наплавленого шару за рахунок використання високовуглецевої оболонки порошкової проволочки. Надані рекомендації щодо вдосконалення режимів термічної обробки наплавлених деталей.

Запропонований принцип формування різноманітних структурних станів у високохромистих сталях за рахунок підвищення вмісту нікелю. В результаті відпалу і загартування з відпуском формуються два варіанти структурного стану з підвищеною зносостійкістю - мартенсит і залишковий аустеніт безпосередньо після гарту і продукти відпуску мартенситу і розпаду залишкового аустеніту при високій відпустці. Визначені параметри термічної обробки, які забезпечують максимальну зносостійкість експериментальних сталей при абразивному зношуванні.

Інформація щодо впровадження – в навчальному процесі при викладанні спеціальних дисциплін.

Рекомендації щодо використання: планується використовувати при розробці технологічних основ процесів обробки металів та сплавів з забезпеченням підвищеної результуючої ефективності виробу на протязі всього його життєвого циклу.

Сфера застосування: виробництво металопродукції методами пластичної деформації, термічна обробка сплавів, ремонт та відновлення деталей устаткування

Економічна та соціально-економічна ефективність роботи: запропоновані теоретичні підходи для ресурсо- та енергозбереження в процесі виробництва та відновлення металопродукції.

Значимість роботи: отримані результати дозволяють перейти до розробки технологічних схем виготовлення металопродукції.

Умови одержання ЗВІТУ: за договором.

ЗМІСТ

	ВСТУП	6
1.	АНАЛІЗ СТАНУ ПИТАННЯ ТА ПОСТАНОВКА ЗАДАЧІ ДОСЛІДЖЕННЯ	8
2.	ДОСЛІДЖЕННЯ МОЖЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ ПІДВИЩЕНОГО КОМПЛЕКСУ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВІВ ШЛЯХОМ КОМБІНОВАНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ «КРУТІННЯ – РОЗТЯГУВАННЯ»	13
3	ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ТА ЗБІЛЬШЕННЯ ВМІСТУ НІКЕЛЮ НА СТРУКТУРУ, ВЛАСТИВОСТІ ТА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ВИСОКОХРОМИСТИХ СПЛАВІВ	16
4	ДОСЛІДЖЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ НАПЛАВЛЕНОГО ШАРУ ЗА РАХУНОК МОДИФІКАЦІЇ СКЛАДУ ПОРОШКОВОГО ДРОТУ ТА РЕЖИМУ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ	27
	ВИСНОВКИ	37
	ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАННЯ	39
	ДОДАТОК	43

ВСТУП

Ресурсо-та енергозбереження при виробництві та відновленні виробів з металів та сплавів може бути забезпечено як за рахунок модифікації процесів їх виробництва, так і за рахунок підвищення комплексу властивостей самих виробів, що збільшить строк їх експлуатації, зменшить собівартість продукції. Окремим напрямком підвищення ефективності може бути розвиток процесів відновлення зношених деталей

Так, зокрема, мідний дріт практично використовується в таких приладах та пристроях, як генератори електростанцій, електродвигуни, лінії електропередач, радіо- та електронна апаратура та ін. як матеріал електропровідних елементів. До основних переваг мідного дроту відносяться: гнучкість та пластичність, висока електро- та теплопровідність. Одним з найбільш проблемних моментів в експлуатації такого дроту є його пориви при експлуатації через недостатню міцність і пластичність. Для збільшення терміну служби виробу потрібно одночасне підвищення міцності та пластичних характеристик.

Характеристики якості і надійності є основними вимогами до зносостійких деталей, для виготовлення яких ливарні зносостійкі сплави зберігають домінуюче значення. Одночасно з ростом потреби, до таких сплавів пред'являються підвищені вимоги до фізико-механічних властивостей, розмірної точності, довговічності та інших якісних показників при збереженні прийнятної ціни сплаву з урахуванням високої вартості легуючих компонентів.

Багаторічна боротьба за високий ресурс металургійного інструменту та обладнання набирає актуальності з кожним днем. В останні роки на підприємствах кольорової металургії, що спеціалізуються на випуску екструдованої продукції, загострилася проблема недостатньої стійкості пресового інструменту (матриць, прес-шайб, шплінтонів та прес-втулок). Вона проявляється, насамперед, у його передчасному зносі.

Однією з проблем є недостатня, за сучасними вимогами, стійкість робочої поверхні інструменту в умовах великих теплових навантажень. Зниження стійкості пов'язане з відомими механізмами зношування металу, на які накладається вплив його забрудненості неметалічними включеннями на ділянці прогріву та високих контактних напруг, утворення хімічної та механічної неоднорідності робочого шару, що підтверджується нерівномірністю зношування інструменту.

Таким чином розвиток теоретичних основ для створення ресурсозберігаючих процесів оптимізації структури та властивостей сплавів в залежності від умов експлуатації виробів є актуальною задачею. Різноманітність умов експлуатації конкретних виробів обумовлює необхідність адаптації базових підходів до конкретних умов експлуатації, що становить самостійну задачу дослідження.

1. АНАЛІЗ СТАНУ ПИТАННЯ ТА ПОСТАНОВКА ЗАДАЧІ ДОСЛІДЖЕННЯ

У застосуванні до мідних сплавів електротехнічного призначення. для збільшення терміну служби виробу потрібно одночасне підвищення міцності та пластичних характеристик. Нормативна документація, зокрема, ДСТУ EN 13602:2010 регламентує не тільки механічні властивості (межа міцності, відносне подовження та звуження), а й технологічні (число перегинів та кількість скручувань до повної руйнації).

Останнім часом для вирішення подібних завдань широко використовуються методи комбінованої пластичної деформації, що полягають у одночасному впливі кількох видів навантаження. Наприклад, такі як: стиск із крученням, розтягування з крученням, волочіння з крученням, прокатка зі зсувом та ін. Так, накладання кручення на волочіння дозволяє створити схему комбінованої деформації зі складнонапруженим станом, що дозволяє реалізувати нові підходи до формування структури та властивостей. Зрештою така обробка дозволяє отримати одночасно міцний та пластичний дріт. Однак налагодження режимів волочіння з крученням є надзвичайно тривалим і дорогим процесом. Тому первинну інформацію про особливі властивості можна отримати, наприклад, застосовуючи просту схему кручення з розтягуванням. Така інформація може виявитися надзвичайно важливою для розробки, налагодження та використання промислових комбінованих схем деформування.

За останні 10 років накопичено широкі знання про вплив комбінованої пластичної деформації на процеси структуроутворення. Показано принципову можливість отримання нових структурних станів, що призводять до одночасного зростання міцності та пластичності [1, 2]. Проте, як зазначено у роботі [1], накопичені дані стосуються переважно схем комбінованої деформації, реалізованих у лабораторних умовах. Це кручення в ковадлах Бріджмена, рівноканально-кутове пресування, гвинтова екструзія [2, 3].

Перспективний варіант вирішення проблеми, запропонований у [4]. Ця робота присвячена обробці кручення під високим тиском (КВД) високочистого алюмінію за декількома схемами: деформування в прямому напрямку при монотонному КВД (м-КВД) і при циклічному КВД (ц-КВД) зі зміною напрямку деформації. Експерименти показують, що розвиток мікроструктури відбувається повільніше при використанні ц-КВД в тому сенсі, що зростання щільності дефектів нижче, ніж у випадку з м-КВД. Зроблено висновок, що реверсування напрямку деформації при обробці КВД дає можливість маніпулювати значеннями твердості, що досягаються при КВД. Однак у роботі до кінця не розкрито: чи можна застосовувати реверсування деформації для зниження напруги у матеріалі при деформуванні з метою збільшення його технологічної пластичності? Крім того, залишилося невирішеним питання оптимального режиму деформації для досягнення комплексу властивостей. Тому безсумнівно цінні дані неможливо використовувати у практичних цілях.

Твердження, що деформація зсуву є ефективним способом інженерії зерен, може бути розглянуто на прикладі більш простої схеми деформації розтягування з крученням. Так, у роботі [5] досліджувалась еволюція мікроструктури та поведінка при руйнуванні аустенітної нержавіючої сталі 316L (ASS), деформованої розтягуванням з крученням при кімнатній температурі. За спостереженнями авторів роботи, під час розтягування з крученням розмір зерна зменшувався зі збільшенням деформації зсуву.

Крім того, з накопиченням деформації зсуву в ході такої комбінованої деформації дислокаційна структура розвивалася і з'являлися субзерна. Результат показав, що деформація крученням відіграє важливу роль у поліпшенні комплексних характеристик та еволюції мікроструктури зразка, що зазнала деформації розтягуванням. Однак залишається питання: до яких ступенів деформації таку обробку треба проводити і як така комбінована деформація позначиться на механічних властивостях сталі?

Таким чином, незважаючи на велику кількість робіт, недостатньо дослідженими виявилися схеми пластичної деформації, за яких можна

отримати масову кількість деформованого матеріалу. Це, перш за все, пов'язано з тим, що експерименти для створення та налагодження процесів комбінованої деформації є досить трудомісткими, дорогими та довготривалими.

З проведеного літературного аналізу випливає, що було б корисним знайти таке рішення, яке могло б бути дешевшим, але одночасно надійним способом проведення модельних експериментів, результати якого можуть бути перенесені в реальне виробництво при застосуванні схем комбінованої деформації.

За даними [6-10] одним із самих поширених видів руйнування поверхні матеріалів в умовах гідровидобутку, гідротранспортування та збагачення вугілля, роботи устаткування гірничорудної, цементної, енергетичної промисловості є абразивне зношування. Абразивностійкий матеріал повинен мати певні механічні і технологічні властивості, а в ряді випадків ще ерозійних і корозійну стійкість. Здатність матеріалу протистояти зносу є структурно-чутливою характеристикою, і залежить від структури, яка визначається хімічним складом і термічною обробкою [6-10]. До структурних особливостей матеріалів, стійких в абразивних середовищах, слід віднести, в першу чергу, необхідність отримання гетерогенної структури, яка складається з твердих включень, розташованих в пластичній основі (матриці), яка має достатні демпфуючі характеристики [11-14]. Важливим фактором, що визначає опір матеріалу до зносу, є характер зв'язку окремих структурних складових. Тверді включення міцно утримуються основою тільки в тому випадку, коли тип і розмір їх кристалічних решіток близькі. Тому велике значення мають дослідження для виявлення особливостей формування структури зносостійких сплавів при термічній обробці.

Високохромисті високовуглецеві сталі широко застосовуються для виробництва зносостійких деталей. Для підвищення експлуатаційних властивостей вони піддаються спеціальній термічній обробці, яка полягає в загартуванні з наступним відпуском.

Так як нікель, при введенні в сталь, підвищує її прогартовуємість, в'язкість, а також стійкість аустеніту, то можна припустити, що додавання його в високохромисту високовуглецеву сталь призведе до поліпшення комплексу властивостей виробів, перш за все за рахунок підвищення в'язкості матриці сплаву. Підвищення енергоємності процесу руйнування при зношуванні може бути досягнуто формуванням структурно-нестабільного стану в матриці (сталі з метастабільним аустенітом) або формування аустеніту з високою здатністю до нагартування при ударно-абразивному зношуванні (як це відбувається у високомарганцевих сталях типу сталі Гадфільда). Дискусійним питанням є можливість використання ефекту утворення мартенситу деформації в процесі переважно абразивного зношування, коли питома частка механічної енергії, яка прикладається до поверхні зношування, є відносно невеликою [15-18].

З огляду на недостатність інформації про вплив нікелю на властивості інструментальних сталей, необхідно вивчити його вплив на процеси структурних перетворень в сталях.

Окремим напрямком у ресурсозбереженні є розвиток процесів відновлення зношених деталей, зокрема, шляхом наплавлення. Дослідження випадків виходу пресового інструменту з ладу, виявлення причин низької стійкості інструменту потрібні для вдосконалення технології відновлення методом наплавлення робочої поверхні. Ефективним способом підвищення її стійкості є наплавлення самозахисним порошковим дротом (СПД). Існуючі порошкові дроти до певного етапу задовольняли вимогам виробництва, проте у зв'язку з необхідністю пресування міцніших сплавів, розширення температурного інтервалу пресування, з'являється необхідність подальшого підвищення стійкості наплавленого металу з одночасним поліпшенням зварювально-технологічних властивостей порошкового дроту. Одним з напрямів підвищення якості наплавленого металу і варіювання його хімічного складу є застосування самозахисного порошкового дроту з оболонкою з вуглецевої термічно поліпшеної стрічки. [19]

У роботах Фрумина І. І, Юзвенко Ю. А, Карпенко В. М., Кошового А. Д, Горіна М. В розглянуті питання стійкості інструменту гарячого пресування, приведені рекомендації по вибору складу наплавленого металу [20]. Визначено, що при обробці металів в гарячому стані розрізняють наступні специфічні види зносу: мікрорізання, глибинне виривання за рахунок схоплювання, атомарний знос, змяття робочої поверхні, окислювальний знос і сітка розгарних тріщин.

У зв'язку з наведеним, є актуальним проведення комплексу теоретичних і експериментальних досліджень, спрямованих на розробку і вивчення нової композиції самозахисного порошкового дроту, що забезпечує жароміцний метал наплавлення з механічною і структурною однорідністю і низьким вмістом неметалічних включень. Для правильного підбору хімічного складу наплавленого металу, здатного задовольнити сучасні вимоги до інструменту гарячої обробки кольорових металів і сплавів, необхідно переглянути прийняті погляди на процеси його зносу, що відбуваються при роботі інструменту. Також необхідно виділити найважливіші властивості матеріалу інструменту, що дають здатність протистояти зносу (висока твердість, підвищений опір схоплюванню, а також розгаростійкість).

2. ДОСЛІДЖЕННЯ МОЖЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ ПІДВИЩЕНОГО КОМПЛЕКСУ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВІВ ШЛЯХОМ КОМБІНОВАНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ «КРУТІННЯ – РОЗТЯГУВАННЯ»

Об'єктом дослідження були механічні властивості мідного дроту М1 електротехнічного призначення, підданого комбінованої деформації крученням з розтягуванням. Довжина зразків становила $l = 150$ мм, діаметр $d=3,0$ мм. Оскільки зразки спочатку не задовольняли вимогам споживачів за рівнем міцності та пластичних характеристик, то ці зразки піддавалися рекристалізаційному відпалу при температурі 500 °С протягом 1 год, а потім деформувалися крученням з розтягуванням. З технічної точки зору кручення дає великі можливості щодо зміни ступеня деформації і по знаку навантаження, що надається, тому виконували експерименти двох типів:

1) розтягування та односпрямоване кручення за годинниковою стрілкою (далі РОК);

2) розтяг з різноспрямованим крученням (далі РРК).

Що стосується РОК спочатку проводилося кручення за годинниковою стрілкою, зупинка без розвантаження, кручення різне кількість обертів у тому напрямі. При РРК спочатку проводилося: розтягування та кручення за годинниковою стрілкою, зупинка без розвантаження, кручення проти годинникової стрілки. Таким чином, режими РОК та РРК обробки складалися з двох етапів:

1. Для РОК: $N=N_1+N_2=50$, де $N_1=25$ і $N_2=1 \square 25$, в обох випадках це число обертів за годинниковою стрілкою.

2. Для схеми РРК: $N=N_1+N_2=50$, але $N_1=25$ – число обертів за годинниковою стрілкою, а $N_2=1 \square 25$ – число обертів проти годинникової стрілки.

Метою цієї частини роботи було розробити схему комбінованої деформації дроту з міді М1 крученням з розтягуванням, що дозволяє підвищити комплекс механічних та службових характеристик дроту.

Для досягнення мети заплановано вивчити взаємозв'язок механічних властивостей із режимом комбінованої деформації за схемами РОК та РРК.

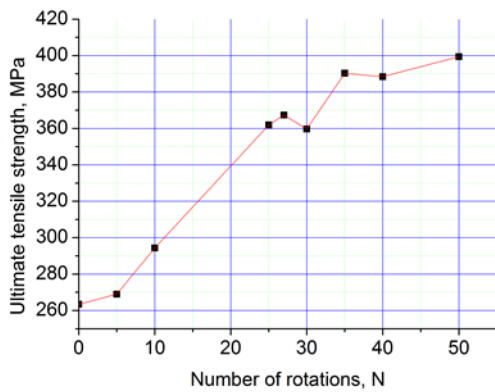
Результати проведених експериментів подано на рис. 2.1, 2.2 На рис. 2.1 показано межу міцності, на рис. 2.2 - істинну деформацію при руйнуванні при РОК та РРК кручення.

Аналіз змін при зростанні кількості оборотів показує зростання межі міцності і у випадку РОК та у разі РРК обробки. При схемі РОК (рис. 2.1, а) спостерігається поступове зростання значень межі міцності відповідно до теорії Тейлора. Це обумовлено тим, що на початковому етапі деформації зростає густина хаотично розташованих дислокацій. Однак швидкість приросту межі міцності починає зменшуватися приблизно $N_1=25$. Зниження зміцнення на цій стадії можна пояснити взаємодією рухомих дислокацій, що формуються при одновісному розтягуванні, та дислокацій на межах слаблорозорієнтованих осередків, що виникли під час кручення.

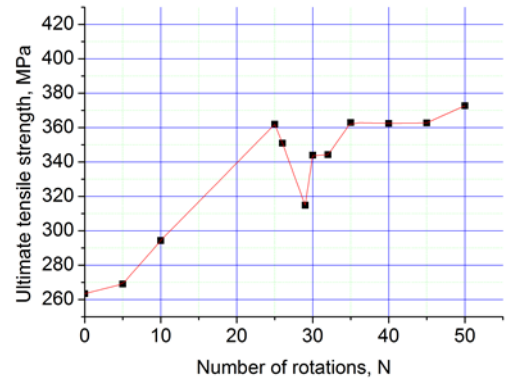
На рис. 2.2 а показана залежність істинної деформації при руйнуванні при РОК обробці, яка показує картину, за характером аналогічну змінам межі міцності. Спочатку бачимо різке зменшення істинної деформації до $N_1=25$, та крива стає пологою і значення параметра коливаються у невеликих межах до $N_2=50$.

Така поведінка межі міцності та істинної деформації при руйнуванні при малій кількості зворотних оборотів можуть бути викликані генерацією нових дислокацій у структурі при зміні схеми навантаження. Свіжі дислокації, на їхню думку, взаємодіють із слаблорозорієтованими осередками, що призводить до зміни розмірів осередків. У стінках відбувається часткова анігіляція дислокацій та, як наслідок, знеміцнення матеріалу. Наслідком такої взаємодії може бути деяке падіння межі плинності та суттєве підвищення

тріщиностійкості. На рис. 1 та рис. 2 чітко видно суттєві відмінності змін межі міцності та істинної деформації при зростанні N для різних схем деформації..

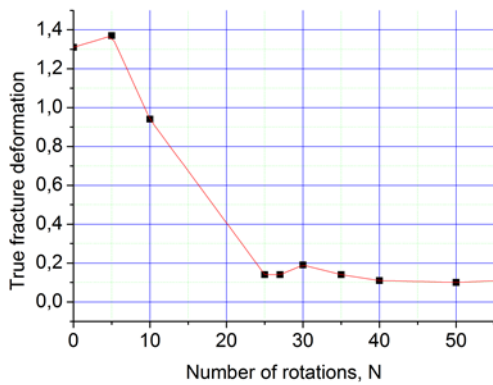


а

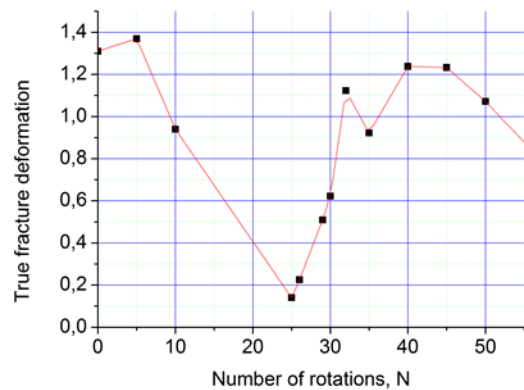


б

Рис. 2.1. Вплив кількості та напрямів оборотів обертання на межу міцності: а – РОК; б – РРК



а



б

Рис. 2.2. Вплив кількості та напрямів оборотів обертання на істину деформацію при руйнуванні: а – РОК; б – РРК

Виявлений ефект може бути покладений в основу для розробки енергозберігаючої технології виготовлення мідного дроту.

3. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ТА ЗБІЛЬШЕННЯ ВМІСТУ НІКЕЛЮ НА СТРУКТУРУ, ВЛАСТИВОСТІ ТА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ВИСОКОХРОМИСТИХ СПЛАВІВ

Як об'єкт дослідження була взята лита сталь 150X15H5BM (1,46...1,54 % C, 14,5...15,5 % Cr, 4,6...5,4 % Ni, 0,4...0,8% Mo, W). В литому стані сталь 150X15H5BM має структуру, утворену аустенітною матрицею з виділеннями евтектичних карбідів. Типова мікроструктура приведена на рис. 3.1.

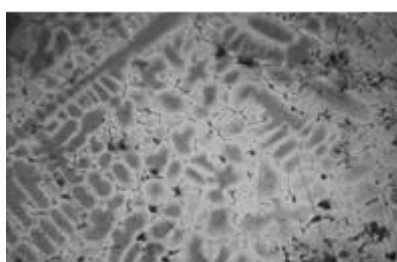


Рис. 3.1. Структура литої сталі 150X15H5BM, $\times 100$

При нагріванні зразків литої сталі до температур 550...650 °C і витримці 1...2 години видимих структурних змін не відбувається, аустенітна матриця залишається стабільною.

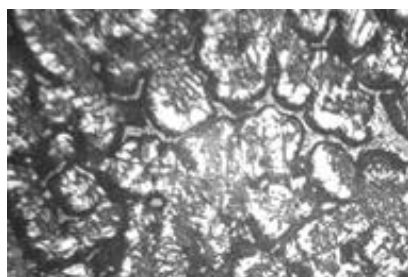
Помітні зміни в структурі спостерігаються при підвищенні температури нагріву до 750...790 °C. Основним процесом є розпад аустеніту з утворенням голчастих структур. Отримана структура являє собою результат зсувного перетворення аустенітної матриці в феритну з одночасним виділенням карбідів, тому її можна віднести до структури бейнітного типу.

Ступінь протікання перетворення залежить від часу витримки. При витримці протягом однієї години візуально процес розпаду не фіксується, зі збільшенням витримки до двох годин відзначається поява голчастих виділень в центральній частині аустенітних зерен, при подальшому зростанні часу витримки процес розпаду починає охоплювати області, близькі до границь зерен.

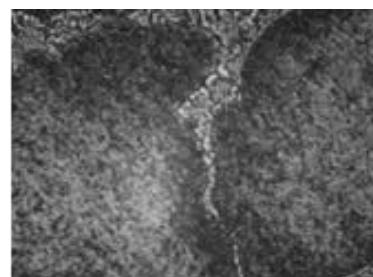
Подальше підвищення температури нагріву до 790 °C не призводить до зміни типу структури, вона утворена аустенітно-бейнітною матрицею з

виділеннями великих евтектичних карбідів по границях зерен. Усередині зерен формуються дисперсні карбіди, що виділяються при розпаді аустеніту (рис. 3.2 а).

Однак подальше підвищення температури витримки до 830 °С призводить до якісної зміни морфології. Навіть після відносно коротких витримок (1 година) голчаста морфологія в матриці сплаву зникає (рис. 3.2 б). Це може бути пов'язано з розвитком процесів рекристалізації в фериті, що утворився після розпаду аустеніту.



а, x200



б, x1000

Рис. 3.2. Морфологія матриці сталі після термічної обробки

а – витримка при температурі 790 °С 4 години;

б - витримка при температурі 830 °С 1 година;

Структурні зміни при термічній обробці супроводжуються також зміною твердості сталі. У таблиці 3.1 наведені значення мікротвердості структурних складових, а в таблиці 3.2 - твердості сталі після різних режимів обробки.

З наведених даних видно, що процес розпаду аустеніту супроводжується зростанням твердості сталі, при цьому мікротвердість евтектичною складовою залишається майже незмінною, а зміна загальної твердості пов'язано з процесами, що відбуваються в матриці.

Аналіз впливу нагріву сталі у литому стані показав, що для неї характерна досить висока стабільність залишкового аустеніту і твердість сталі у всьому діапазоні температур залишається досить низкою для застосування в якості матеріалу, стійкого до абразивного зношування. Тому на наступному етапі досліджень зразки піддавалися високотемпературному гомогенізуючому

відпалу з подальшим гартуванням в маслі. Проведення високотемпературного відпалу впливає на характер зміни твердості при подальшій загартуванні і відпустці. Це пов'язано з гомогенізацією твердого розчину і зменшенням ступеня дендритних ліквіації. Залежність твердості від режиму термічної обробки приведена в таблиці 3.3.

Таблиця 3.1. - Мікротвердість структурних складових досліджуваної сталі, Н/мм²

Структурна складова	Температура нагріву, °С	
	750	790
Центр зерна матриці	3210±230	3032±308
Приграничні ділянки зерен матриці	4315±264	4720±361
Ділянки евтектики	4220±176	4290±324

Таблиця 3.2. - Твердість сталі після різних режимів обробки

Температура нагріву, °С	Твердість, HRC	
	Витримка 1 година	Витримка 4 години
550	34...38	--
650	37...39	--
750	36...38	46...48
790	37...40	44...46
830	36...39	39...43
900	32...33	--

Дані свідчать, що гомогенізація призводить до зростання твердості при подальшому гартуванні від температур 950 і 1025 °С. Це пов'язано з тим, що при даних температурах не відбувається повного розчинення карбідних фаз, сформованих в процесі попереднього гомогенізаційного відпалу. Ступінь легування твердого розчину при температурі нагріву під гартування порівняно

невисока, що призводить до досить повного мартенситному перетворення. Підвищення температури гартування до 1100 °С інтенсифікує процеси розчинення карбідів, що підвищує стійкість аустеніту і збільшує його вміст у структурі після гарту. Це призводить до зниження твердості.

Таблиця 3.3. - Твердість сталі після гомогенізації і подальшого гартування і відпуску, HRC

Температура відпуску, °С	Температура гартування, °С		
	950	1025	1100
Без відпуску	59	59	49
550	36	38	38
650	31	30	31
750	40	39	44
850	50	47	46

Досліджений в роботі інтервал температур відпуску загартованої сталі був обраний на підставі даних, отриманих при дослідженні впливу температури нагріву на структуру сталі в литому стані. Дані з табл. 3.2 і табл. 3.3 свідчать, що тенденція до підвищення твердості при нагріванні зразків після гартування в інтервалі температур 750...850 °С, виявлена в литій сталі, зберігається. При цьому, чим вище температура гартування, тим нижче твердість, що може бути пов'язано зі збільшенням стійкості аустеніту і уповільненням його розпаду в процесі обробки.

Таким чином, змінюючи температуру гарту і відпуску, можна змінювати твердість і структурний стан сталі в широких межах. Це відкриває шлях до пошуку ефективних режимів обробки

В якості критерію ефективності термічної обробки вирішено було використовувати зносостійкість сталі при абразивному зношуванні. Для цього були проведені наступні дослідження.

Як об'єкт дослідження була взята лита сталь 150X15H5BM (1,46...1,54 % C, 14,5...15,5 % Cr, 4,6...5,4 % Ni, 0,4...0,8% Mo, W). Діаметр виливки становив 300 мм. Для досліджень були вирізані зразки діаметром 20 мм та висотою 30 мм методом електроерозійної обробки. Потім зразки піддавали нагріванню до температур 550, 650, 750, 790, 830, 900 °C і витримками одну, дві та чотири години в електричних печах опору типу СНОЛ. На другому етапі досліджень ця ж сталь піддавалась термічній обробці в стані після попереднього високотемпературного відпалу при 1100 °C. Для формування різного структурного стану було виконано гартування від температур 950, 1025, 1100 °C з охолодженням у воді з наступним відпуском при температурах 550, 650, 750 і 850 °C.

Вивчення мікроструктури проводили на мікроскопі «Neophot 21» при збільшеннях $\times 100$, $\times 200$, $\times 500$, $\times 1000$. Знімки отримували цифровою камерою з роздільною здатністю 5 Мп, цифрове зображення обробляли з використанням програмного забезпечення ScopePhoto. Вимірювання твердості проводили за методом Роквела на приладі ТК-2, мікротвердість вимірювали на мікротвердомірі ПМТ-3 з навантаженням 0,5 Н. Зносостійкість сплавів при абразивному зношуванні досліджували методом тертя об закріпленій абразив з використанням кінематичної схеми «палець-вал» при питомих навантаженнях 3,66 Н/см², 7,3 Н/см², 14,5 Н/см². Схема установки для випробувань на абразивне зношування приведена на рис. 3.3.

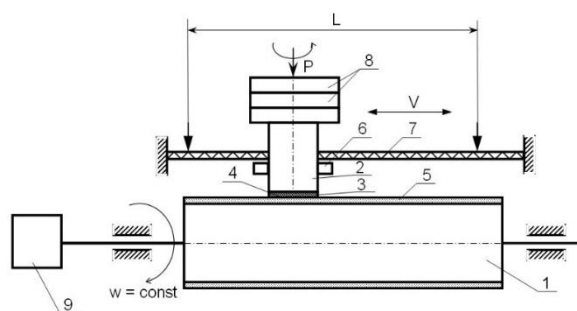


Рис.3.3. Схема установки для випробувань на абразивне зношування

Вертикальний циліндричний зразок (2) матеріалу, що випробовується, контактної поверхнею (4) стикається з абразивним матеріалом (5), закріпленим на горизонтальному валу (1), який обертається з постійною кутовою швидкістю.

Зразок (2) закріплений на навантажувальній голівці (6), пружне кріплення якої забезпечує адаптацію зразка (2) по відношенню до абразивної поверхні (5) вала (1), що забезпечує збереження номінальної площі контакту зразка. Пристрій (7) забезпечує переміщення зразка паралельно утворюючій вала (1). Осьове нормальне навантаження забезпечується вантажами 8.

Кількісна характеристика зносостійкості кожного зразка була визначена зі співвідношення

$$I_m = \frac{L_f}{m}$$

де I_m - масова зносостійкість, L_f - довжина шляху тертя при випробуваннях, m - зменшення маси зразка при терті на шляху L_f .

Для зручності аналізу визначали також відносну зносостійкість $\psi_{i,0}$ за формулою

$$\psi_{i,0} = \frac{I_m^i - I_m^o}{I_m^o} \cdot 100, \%$$

де I_m^i - зносостійкість досліджуваного зразка, I_m^o - зносостійкість еталонного зразка, в якості якого використовували зразок після гомогенізуючого (високотемпературного) відпалу.

Таким чином, змінюючи температуру гарту і відпуску, можна змінювати твердість і структурний стан сталі в широких межах. Однак змінюється не тільки фазовий і структурний склад, а й властивості самих структурних складових. Тому в високолегованих сталях з підвищеною стійкістю аустеніту взаємозв'язок між твердістю і зносостійкістю має складний характер. Значення

відносної зносостійкості зразків, загартованих від температури 950, 1025 і 1100 °С при різному питомому навантаженні наведені в таблицях 3.4...3.6 відповідно. З таблиці видно, що максимальна зносостійкість спостерігається не тільки після гарту, але і після відпуску при 850 °С, при цьому ступінь прояву ефекту залежить від питомого навантаження. Ще більш яскраво ця тенденція проявляється при збільшенні температури гарту до 1100 °С. З таблиці 5 видно, що відносна зносостійкість з ростом температури відпуску спочатку зменшується, а потім починає зростати. Вона також зменшується з ростом питомого навантаження.

Таблиця 3.4 - Відносна зносостійкість стали після гомогенізації і гартування від 950 °С

Температура відпуску, °С	$\psi_{i,0}$	3,66 Н/см ²	7,3 Н/см ²	14,5 Н/см ²
		$\psi = (I_m^i - I_m^0)100/I_m^0$		
Без відпуску	$\psi_{1,0}$	+44%	+12%	+17%
550	$\psi_{11,0}$	+70%	0%	-32%
650	$\psi_{12,0}$	-56%	-64%	-60%
750	$\psi_{13,0}$	-47%	-56%	-51%
850	$\psi_{14,0}$	-33%	-44%	-38%

Таблиця 3.5 - Відносна зносостійкість стали після гомогенізації і гартування від 1025 °С

Температура відпуску, °С	$\psi_{i,0}$	3,66 Н/см ²	7,3 Н/см ²	14,5 Н/см ²
		$\psi = (I_m^i - I_m^0)100/I_m^0$		
Без відпуску	$\psi_{2,0}$	+181%	+41%	+15%
550	$\psi_{21,0}$	-16%	-33%	-36%
650	$\psi_{22,0}$	-56%	-65%	-60%
750	$\psi_{23,0}$	-48%	-57%	-53%
850	$\psi_{24,0}$	+301%	+7%	-1%

Таблиця 3.6 - Відносна зносостійкість сталі після гомогенізації і гартування від 1100 °С

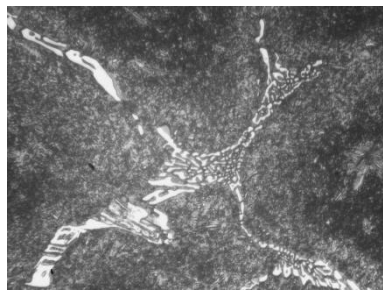
Температура отпуска, °С	$\psi_{i,0}$	3,66 Н/см ²	7,3 Н/см ²	14,5 Н/см ²
		$\psi = (I_m^i - I_m^0)100/I_m^0$		
Без отпуска	$\psi_{3,0}$	+230%	+49%	+28%
550	$\psi_{31,0}$	+60%	-10%	-22%
650	$\psi_{32,0}$	-40%	-54%	-51%
750	$\psi_{33,0}$	+181%	+22%	-11%
850	$\psi_{34,0}$	+125%	+19%	-36%

Додаткова інформація щодо особливостей впливу структурного стану може бути отримана з аналізу морфології поверхні зношування. Дослідження були проведені на поверхні зразків, які пройшли тест на абразивне зношування з максимальним питомим навантаженням. Мікроструктура зразків, які піддавалися випробуванням, приведена на рис. 3.4.

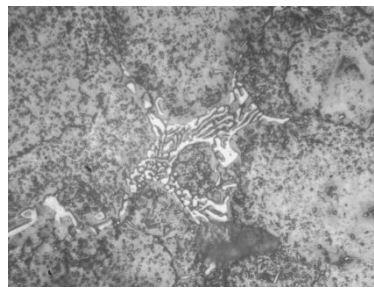
Морфологія поверхонь зношування приведена на рис 3.5. Дослідження проводилися методом растрової електронної мікроскопії на мікроскопі JEOL 640 у режимі зворотньорозсіяних електронів, в якому контраст створюється як за рахунок рельєфу, так і за рахунок в різниці атомних номерів елементів, які утворюють матеріал.

Із співставлення рис. 3.4 та 3.5 видно, що незважаючи на значну різницю в мікроструктурі зразків, не існує прямого зв'язку між типом мікроструктури та будовою поверхні зношування. Прослідковується зв'язок між твердістю та зносостійкістю, що є досить тривіальним. При великих питомих навантаженнях основним механізмом руйнування є мікрорізання поверхні зразка абразивними частками. Сліди різання проходять без зміни геометрії як через відносно м'яку матрицю, так і через більш тверду карбідну евтектику. Тому збільшення твердості приводить до утруднення процесу різання та

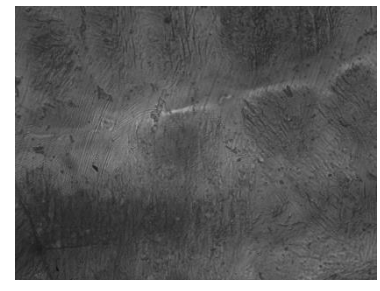
збільшення зносостійкості. Але, порівнюючи вид поверхні зразків з максимальною (рис. 3.5 а, б, в) та мінімальною (рис. 3.5 г, д, є) зносостійкістю можна зробити висновок, що при зниженні стійкості крім відносно рівномірного різання матеріалу збільшується глибина врізання абразивних часток та починається утворення осередків руйнування (рис 3.6).



а) гартування 950 °С



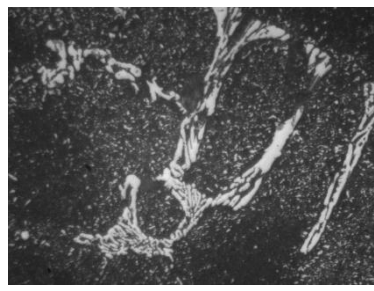
б) гартування 1025 °С



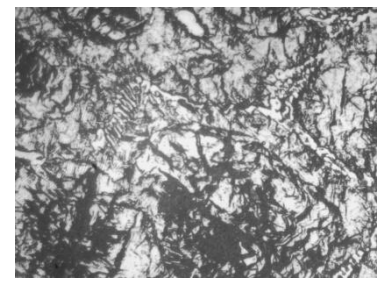
в) гартування 1100 °С



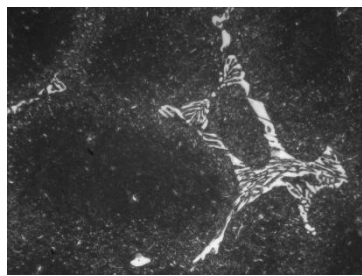
г) гартування 950 °С,
відпуск 650 °С



д) гартування 1025 °С,
відпуск 650 °С



є) гартування 1100 °С,
відпуск 650 °С



ж) гартування 950 °С,
відпуск 850 °С

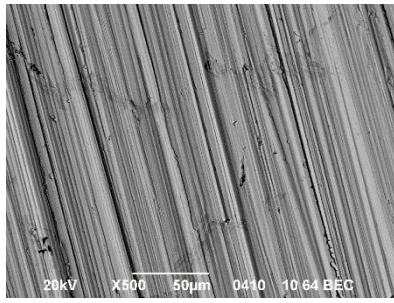


з) гартування 1025 °С,
відпуск 850 °С

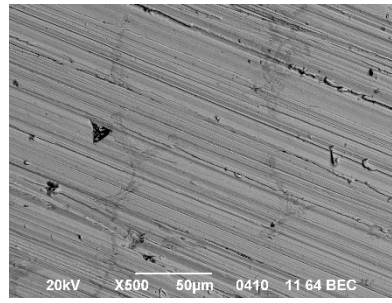


і) гартування 1100 °С,
відпуск 850 °С

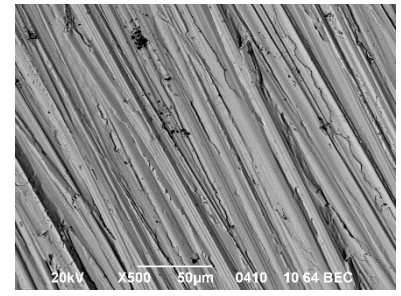
Рис. 3.4. Вплив гартування та відпуску на структуру сталі
150X15H5BM, × 1000



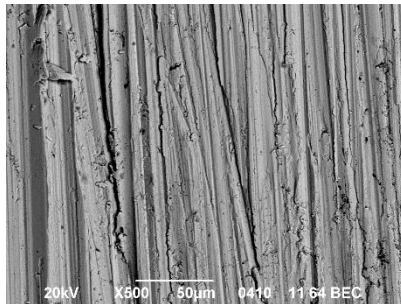
а) гартування 950 °С,
відносна стійкість +17%
твердість 59 HRC



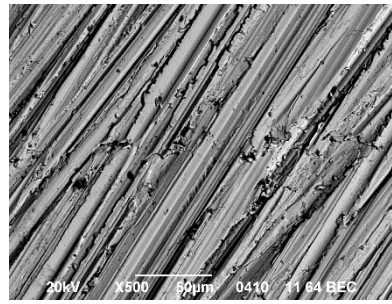
б) гартування 1025 °С
відносна стійкість +15%
твердість 59 HRC



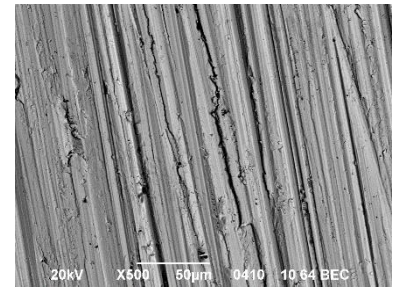
в) гартування 1100 °С
відносна стійкість +28%
твердість 49 HRC



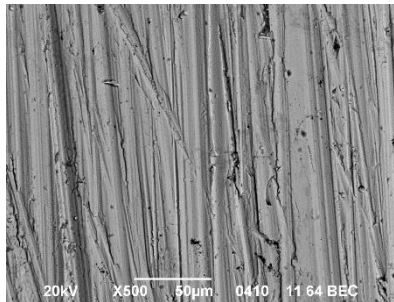
г) гартування 950 °С,
відпуск 650 °С відносна
стійкість -60%
твердість 31 HRC



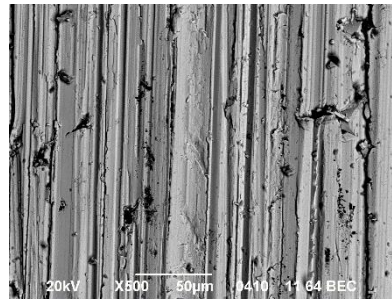
д) гартування 1025 °С,
відпуск 650 °С відносна
стійкість -60%
твердість 30 HRC



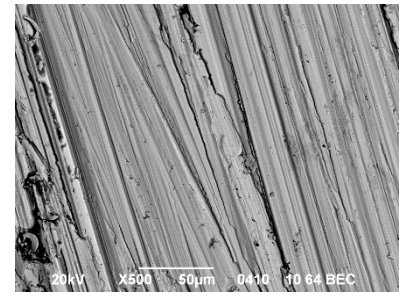
е) гартування 1100 °С,
відпуск 650 °С відносна
стійкість -51%
твердість 31 HRC



ж) гартування 950 °С,
відпуск 850 °С відносна
стійкість -38%
твердість 50 HRC

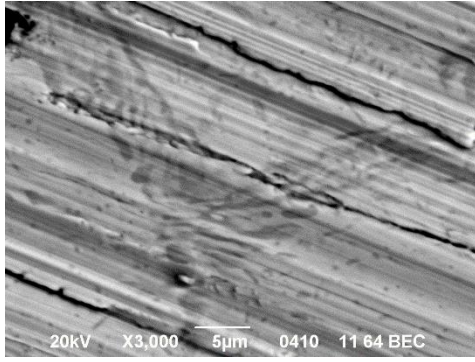


з) гартування 1025 °С,
відпуск 850 °С відносна
стійкість -1%
твердість 47 HRC

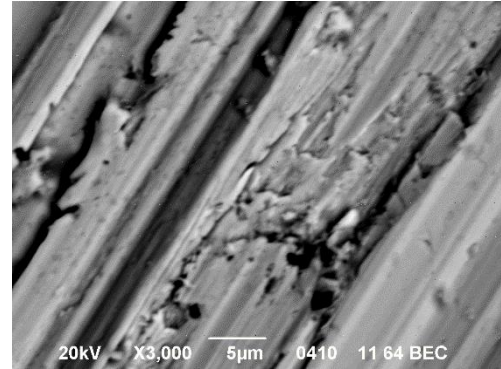


і) гартування 1100 °С,
відпуск 850 °С відносна
стійкість -36%
твердість 46 HRC

Рис.3.5. Вплив гартування та відпуску на морфологію поверхні зношування сталі 150X15H5BM, $\times 500$



а) гартування 1025 °С відносна стійкість +15% твердість 59 HRC



б) гартування 1025 °С, відпуск 650 °С відносна стійкість -60% твердість 30 HRC

Рис. 3.6. Зміни у морфології поверхні зношування сталі 150X15H5BM при зниженні твердості та зносостійкості, $\times 3000$

На рис 3.6, а видно, що при мікрорізанні при переході від матриці до ділянки карбідної евтектики матеріал зберігає суцільність., тоді як у більш м'якомку стані на слідах різання утворюються численні осередки руйнування (рис. 3.6, б). Механізм появи ділянок руйнування в матеріалі з меншою твердістю, тоді як структурний стан з більшою твердістю не приводить до появи осередків локального руйнування, потребує подальших досліджень. Однак можна припустити, що це пов'язано з різким зниженням межі міцності матеріалу матриці внаслідок розпаду структур гартування при відпуску.

4. ДОСЛІДЖЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ НАПЛАВЛЕНОГО ШАРУ ЗА РАХУНОК МОДИФІКАЦІЇ СКЛАДУ ПОРОШКОВОГО ДРОТУ ТА РЕЖИМУ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Середньолеговані мартенситні середньовуглецеві сталі з карбідним зміцненням вже більше 50-ти років займають лідируючі позиції у виробництві і ремонті інструменту для гарячої обробки кольорових сплавів зважаючи на відносно високу технологічність, низьку вартість і найбільш прийнятний баланс властивостей сталі, здатної протистояти основним видам зносу. Такі сталі (5ХМФ, 3Х3М3Ф, 3Х5ВМФ, 38ХН3МФА, 4Х5МФ1С та ін.) застосовуються для виробництва матриць, прес-втулок і прес-шайб. Проте, наприклад, матриця із сталі 3Х3М3Ф розміром 160x107, 3x40 мм здатна витримати в середньому всього 10.12 пресувань при виробництві круглої заготовлі з латуні марки Л63 до збереження початкового розміру калібруючої частини матриці.

Високолеговані сорбідні та мартенситні низьковуглецеві сталі з карбідним і нітридним зміцненням (3Х3В8Ф, 20Х4В10Н4ФТ та ін.) успішно застосовуються для виготовлення інструменту, за умови помірних термоударів і невисокої температури пресування латуні практично усіх марок, олов'янистих і свинцевих бронз, а також мельхіору марки МНЖ-5-1. В усіх випадках високий вміст карбідів в низьковуглецевій матриці сталі дозволяє зберігати її твердість на рівні 32.35 HRC при температурах 500.600 С. На практиці такі сталі мають підвищену схоплюваність з оброблюваним матеріалом зважаючи на малу кількість хрому, розчиненого в матриці та підвищену схильність до тріщиноутворення при термоциклюванні, пов'язану як з підвищеним вмістом шкідливих домішок і неметалевих включень, так і з не завжди сприятливою формою карбідів вольфраму.

Середньовуглецеві високохромисті сталі в середині 80-х років склали вагому конкуренцію середньолегованим мартенситним середньовуглецевим сталями з карбідним зміцненням за рядом переваг :

- підвищена стійкість до термоциклічних навантажень при збереженні культури виробництва;

- поліпшена технологічність, пов'язана з можливістю керування внутрішніми напруженнями в наплавленому металі через регулювання термічного циклу;

- висока стійкість до схоплювання інструменту, виготовленого із застосуванням сталей цього класу, з матеріалом заготовки.

Сталі з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації (РАПЕ) дозволяють вводити в роботу інструмент після виготовлення або наплавлення минувши термообробку. Крім того, підвищений вміст аустенизатора дозволяє понизити точку A_{c1} на $30...50$ °C та підвищити прогартовуємість, що сприятливо позначається на гарячій твердості сталі. Проте на практиці, матриці із сталі 5X3H5M3Ф при заявленій 2,5...3 рази більш високої стійкості показували просадку робочої поверхні при перших 10...15 штампоударах аж до виведення матриці з виробничого процесу. Такі сталі не готові для введення в експлуатацію на існуючі виробничі потужності підприємств по обробці кольорових металів і вимагають ретельного опрацювання технології їх інтеграції в існуючі технологічні процеси.

Мартенситно-старіючі сталі отримали широке поширення на початку 2000-х років для виробництва штампового інструменту складної форми зважаючи на найбільшу технологічність в "сирому" стані. Проте, багаторазово збільшена в останні часи ціна на термообробку у поєднанні з вартістю високолегованої сталі з підвищеним вмістом кобальту і молібдену роблять її застосування не завжди виправданим для виготовлення і зміцнення інструменту простої форми (матриць, втулок, шплинтонов та ін.).

В рамках даної роботи запропоновано використати наплавочну сталь 50X6B2ГСМФА для відновлення і зміцнення інструменту гарячої обробки

кольорових металів. Способом наплавлення виступає механізоване наплавлення самозахисним порошковим дротом. Легуюча частина цієї сталі зможе забезпечити підвищену твердість при підвищених робочих температурах пресування завдяки комплексному зміцненню мартенситної матриці карбідами вольфраму, хрому і інших елементів, а також додатковому зміцненню нітридом ванадію у разі наплавлення самозахисним порошковим дротом. Стійкість до схоплювання з оброблюваним металом забезпечується за рахунок легування хромом на рівні 5,5...6 %, що при підвищеній гарячій твердості цієї сталі дозволить збільшити ресурс інструменту. Розгаростійкість або термовтомна міцність істотним чином залежить від якості сталі, тому одним з напрямів оптимізації є зниження шкідливих домішок. Це питання передбачається вирішити шляхом підбору і оптимізації газо-шлакоутворюючих компонентів для глибокої металургійної дії шлаку на метал краплі і ванни. Зниження витрат на термообробку (відпал перед механічною обробкою і загартування після неї) може бути досягнуте регулюванням термічного циклу наплавлення : режимами і попереднім та супутнім підігрівом.

Для розробки складу самозахисного порошкового дроту був зроблений критичний аналіз вітчизняних і світових практик в області проектування і експлуатації наплавочних матеріалів для інструменту гарячої обробки металів. Розглянуті методи боротьби з підвищеним вмістом неметалічних включень в металі, наплавленому самозахисним порошковим дротом. Попри те, що постійно удосконалюються технології виготовлення порошкових дротів, складу наповнювачів, технології наплавлення, зміст неметалевих включень в металі наплавлення зазвичай залишається досить високим. Сумарна кількість неметалевих включень в металі наплавленому порошковими дротами рутилового типу складає 0,25...0,35 %, а в металі зносостійкого наплавлення, виконаним порошковим дротом з фтористо-кальцієвою основою - 0,2...0,25 %. Окрім цього, включення можуть коагулювати, утворюючи великі концентратори

напружень, які істотно знижують термовтомну міцність матеріалу і можуть призводити до утворення тріщин (рис .4.1)

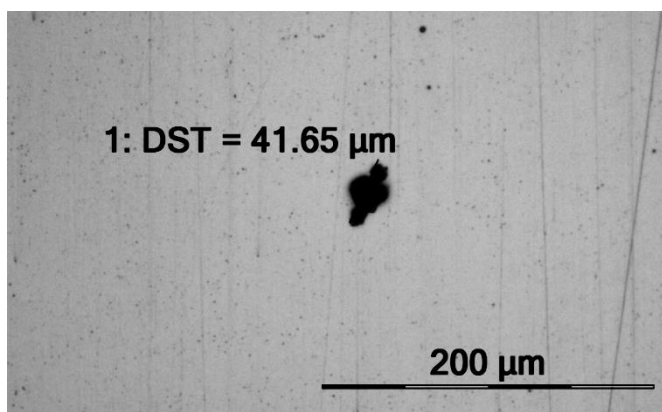


Рис. 4.1. Скупчення (коагуляція) великих неметалевих включень в наплавленому металі типу 4X12B5

Для виготовлення самозахисного порошкового дроту типу ПП-50X6B2ГСМФА застосовується стрічка із сталі 65Г у відпаленому стані. Легування наплавленого металу вуглецем здійснюється через оболонку порошкового дроту, виконану із сталі 65Г. Коефіцієнт маси оболонки складає 0,65...0,7, що забезпечує перехід вуглецю в наплавлений метал з оболонки в межах 0,4...0,45 %. Додаткове легування вуглецем до рівня 0,48...0,52 % здійснюється через феросплави, в яких, в даному випадку, вуглець є корисною домішкою. Вищеперелічені заходи дозволяють не використати найбільш тугоплавкий компонент шихти - графіт, який істотно знижує швидкість плавлення сердечника порошкового дроту і призводить до осипання неоплавленої його частини в зварювальну ванну. Окрім підвищення рівня неметалевих включень, цей процес погіршує гомогенність наплавленого металу, а також знижує стійкість до тріщиноутворення, тому виключення графіту, як головного вуглець утворюючого компонента порошкового дроту, є дуже важливим напрямом в розвитку наплавочних матеріалів.

Для експериментальної перевірки викладених вище положень були виконані дослідження ефективності наплавлення .

Шихта самозахисного порошкового дроту типу ПП-50Х6В2ГСМФА в оболонці зі сталі 65Г складається з газошлакоутворюючої, легуючої та розкислюючої частини, та баластного компоненту – залізного порошку. Основні компоненти газошлакоутворюючої частини шихти це: плавиковий шпат, рутиловий концентрат, карбонат кальція, які взяті в пропорції 5-4-2. Для покращення віддільності шлакової корки до складу шихти додатково вводиться диоксид цирконію, маса якого дорівнює масі карбонату кальцію. Розкислення металу зварювальної ванни відбувається за рахунок феротитану, а також ферокремнію та феромарганцю. Основне легування наплавленого металу здійснюється за рахунок введення до складу шихти металевого хрому, порошку вольфрама, ферованадію та молібдену.

Самозахисний порошковий дріт діаметром 2,0 мм. перед наплавленням прокалюється при температурі 200...220 С протягом 1,5..2 годин для зневоднювання та нейтралізації волоочильного мастила. Даний процес відбувається в муфельній електропічі попереднього підігріву разом з деталями, які будуть наплавлятися, що суттєво економить електричну енергію.

Наплавлення матриці для пресування круга зі сплаву CuZn42 виконувалось в три шари. В якості основи виробу використовувалася зношена матриця із сталі 3Х3М3Ф, заздалегідь розточена під наплавлення, яка пройшла ультразвуковий контроль. Перед наплавленням проводилося попереднє підігрівання до температури 230...250 С, а після нього виріб поміщався в муфельну електропіч для зняття внутрішніх напружень і подальшого гомогенізуючого відпалу при 650...680 С. Зовнішній вигляд наплавленої матриці представлений на рис. 4.2.

Промислові випробування наплавленої середньохромистої високоякісної сталі 50Х6В2ГСМФА, уперше застосованою для відновлення і зміцнення матриць для гарячого пресування проходили на ПАО "ЗЦМ"(м. Бахмут). Порівняно з новими матрицями із сталі 3Х3М3Ф, відновлені

наплавленням матриці показали стійкість в 2,4...2,5 разу вище, а просадка робочого діаметру після 5 циклів пресування зменшилася втричі. Повна вартість відновлення матриці наплавленням в 1,5...2 разу нижче вартості нової матриці із сталі 3Х3М3Ф.



Рис. 4.2. Загальний вигляд напавленої матриці для пресування

Ефективність процесу наплавлення залежить не тільки від складу матеріалу, що наплавлюється та режиму наплавлення. Велике значення має також режим термічної обробки виробу після наплавлення.

Для дослідження впливу різних режимів термічної обробки на властивості напавленого і основного металу наплавлення проводилися самозахисними порошковими дротами на пластини розміром 20x60x250 мм зі сталі 45 і 38ХН3МФА. Щоб уникнути утворення гарячих (кристалізаційних) і холодних (гартівних) тріщин пластини перед напавленням попередньо підігрівали в камерної електропечі до температури 350 °С. Всі зразки після напавлення 4...5 шарів охолоджувалися до кімнатної температури разом з піччю.

Для замірів мікротвердості, дослідження макро- і мікроструктури, а також рентгеноструктурного аналізу виготовлялися зразки товщиною 10...12 мм шляхом порізки напавлених пластин перпендикулярно лінії напавлення.

Порізка зразків виконувалася абразивної різкою з охолодженням по режимах, що дозволяють уникнути перегріву металу в зоні різку не вище 150..200 °С. Травлення поверхні зразків для дослідження мікроструктури проходило в спиртовому розчині соляної кислоти з додаванням хлорної міді, а також виконувалось теплове травлення зразків при температурі 480 ... 500 °С з витримкою в печі 1...1,2 години. Дослідження мікроструктур здійснювалося на мікроскопі МІМ-8. Заміри мікротвердості проводилися на приладі ПТМ-3 з навантаженням 1 Н.

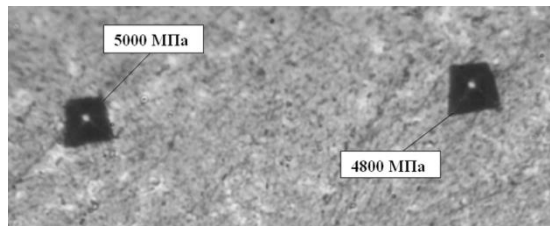
Оптимальна температура нагріву сталі під загартування встановлювалась по її впливу на твердість, структуру і механічні властивості цієї сталі, з урахуванням технології попереднього підігріву.

Твердість, що перевищує 50 HRC забезпечується при гартуванні в маслі починаючи з температур 1000... 1050 °С. З ростом температури нагріву до 1050 °С твердість наплавлення збільшується на 3...4 HRC, а при подальшому підвищенні температури гарту понад 1050 °С - твердість наплавлення знижується. Це пояснюється по перше - збільшенням кількості залишкового аустеніту, що викликано наявністю кобальту в складі наплавленого металу, а по друге - можливо в аустеніті розчиняються надлишкові карбіди. Введення 2% кобальту в сталь 40X12B4Ф призводить до підвищення кількості залишкового аустеніту. Проте мікротвердості окремих ділянок структури сталі з кобальтом вище, ніж у безкобальтової сталі. Це пов'язано з більш дрібними включеннями карбідів і більш рівномірним їх розподілом (рис. 4.3).

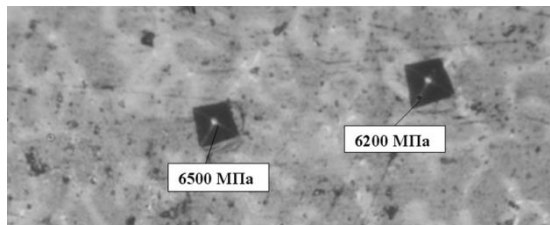
Твердість сталі, загартованої з температури 1050 °С, становить 50 ... 52 HRC. Тому цю температуру загартування можна вважати оптимальною.

З'ясувавши оптимальну температуру гартування, необхідно визначити вплив швидкості охолодження на твердість наплавлення. Для експерименту були обрані три середовища охолодження: масло, вода та повітря. Результати випробувань показали, що найбільша твердість наплавленого металу досягається при загартуванні у воді - 56 HRC. При загартуванні в маслі забезпечується твердість нижче - до 52 HRC, однак при відпуску цього

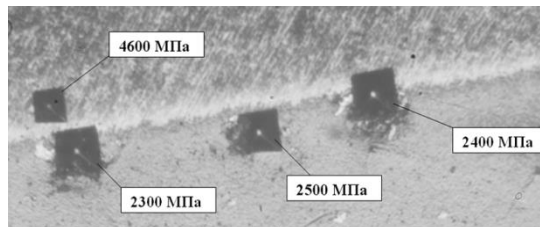
загартованого металу з температури 600 °С його твердість зберігається в необхідних межах 48...51 HRC. При загартуванні на повітрі твердість наплавленого металу становить 47 HRC, що з урахуванням подальшого її зниження після відпуску при високій чи середній температурі не задовольняє вимогам до металу наплавленого шару по твердості.



а)



б)



в)

а) 40X12B4K2Ф; б) 40X12B4Ф; в) границя сплаву основа 38ХН3МФА

Рис. 4.3. Заміри мікротвердості наплавленого шару після гартування в масло з температури 1050 °С і відпалу 400 °С: x100, травлення при 450 °С - 1 годину.

У зв'язку з тим, що при загартуванні у воді швидкість охолодження металу більш висока, ніж при загартуванні в маслі, підвищується схильність наплавленого металу до утворення тріщин при загартуванні, тому при

подальших дослідженнях в якості середовища для гартування використовувалося масло.

Час витримки становив при температурі гартування 30...40 хв. При меншій витримці структурні перетворення неповні, що пов'язано з тим, що сталь сильно модифікована, при більшій - може збільшуватися кількість окалини на поверхні сталі, що знижує швидкість охолодження робочого шару.

Проведені дослідження структури наплавленого металу показали, що після гарту з температури 1050 °С структура представляє собою дрібногочастий мартенсит, дисперсні частинки карбідів і залишковий аустеніт.

Метал, загартований в маслі з температури 950 °С, має структуру дрібногочастого мартенситу із значним вмістом надлишкових карбідів і залишкового аустеніту, що свідчить про неповноту структурних перетворень внаслідок стабільності переохолодженого аустеніту. Твердість металу в такому варіанті обробки становить 45...48 HRC.

Загартування в маслі з температурі 1100 °С призводить до виникнення в наплавленому металі великогогочастого мартенситу з явно вираженими включеннями карбідів, рівномірно розподілених по всій поверхні. Твердість цього металу становить 48...52 HRC.

Загартування наплавленого металу в маслі з температури 1150 °С не забезпечує отримання необхідної твердості металу через його перегрів, твердість металу при цій схемі термообробки досягала рівня 38 ... 46 HRC.

При визначенні режиму термічної обробки необхідно також брати до уваги необхідність запобігання утворенню дефектів. Одним з найважливіших технологічних властивостей інструментальних сталей, що обумовлюють режим термообробки, є їх чутливість до холодних тріщин. Приклад такого дефекту наведено на рис. 4.4. Тому це потребує встановлення закономірностей впливу обробки на формування холодних тріщин.

Перед загартуванням зразки попередньо підігрівалися в камерній печі до температури 6000 С, а потім поміщалися в піч, нагріту до температури гарту. Загартування зразків виробляли з температури нагріву 950, 1000, 1050, 1100,

1150 °С в маслі. Для перерахованих вище температур гарту виготовлено по 5 зразків.



Рис. 4.4. Наскрізна гартівна тріщина в наплавленому металі

Критерієм чутливості до холодних (гартівних) тріщин брали кількість зразків в процентному співвідношенні, на яких виявлялися тріщини. Для визначення чутливості наплавленого металу типу 40X12B4K2Ф до утворення тріщин при загартуванні з різних температур проводилася наплавка на пластини зі сталі 45 в 8 ... 10 шарів. Вона виконувалась з попереднім підігрівом, який попереджає утворення тріщин при наплавленні.

Наявність тріщин визначалась візуально після травлення в 40% - водному розчині азотної кислоти протягом 0,3...0,4 години.

Як показали результати досліджень, зі збільшенням температури гарту з 950 °С до 1150 °С схильність до утворення тріщин зростає. При температурах гарту 1100 і 1150 °С кількість зразків з холодними тріщинами становить 10 ... 20% від загальної кількості зразків, загартованих при даній температурі.

Встановлено, що для забезпечення необхідних властивостей наплавленого металу необхідно виконати термічну обробку по наступному режиму: нагрів до 1050 °С, витримка 30 ... 40 хв., охолодження в маслі, відпуск 350 ... 400 °С з витримкою тривалістю 1 ... 2 години. Розроблена технологія термообробки сталі 40X12B4K2Ф дозволяє підвищити механічні властивості зі значним зниженням частоти формування холодних тріщин після гартування.

Результати досліджень опубліковані в роботах [21-32].

ВИСНОВКИ

1. Показано, що деякі режими комбінованої деформації РРК дозволяють отримати дрiт високої мiцностi та достатньої пластичностi, що дає можливiсть продовжити деформацiю дроту без зупинки виробництва та виконання вiдпалiв. Це особливо важливо у разi потреби отримання дроту малих дiаметрiв. Виявлений ефект може дозволити виконувати волочiння дроту до менших дiаметрiв без вiдпалу у виробничих умовах.

2. Високохромиста сталь з добавкою нiкелю в литому станi має підвищену стiйкiсть залишкового аустенiту. Для отримання максимальної твердостi литу сталь слiд надавати нагрiванню в iнтервалi температур 740 ...790 °C протягом 2...4 годин. В результатi вiдпалу i загартування з вiдпуском формуються два варiанти структурного стану з підвищеною зносостiйкiстю - мартенсит i залишковий аустенiт безпосередньо пiсля гарту i продукти вiдпуску мартенситу i розпаду залишкового аустенiту при високому вiдпуску.

3. Пiсля високотемпературного вiдпалу та гартування вiд температур в iнтервалi 950...1100 °C пiдвищується твердiсть сталi порiвняно з литим станом. Зносостiйкiсть зростає з пiдвищенням температури гартування, але зi збiльшенням питомого навантаження ступiнь зростання зносостiйкостi зменшується.

4. Вiдпуск сталi в дiапазонi температур 550...650 °C приводить до рiзкого падiння зносостiйкостi, що супроводжується змiнами у мiкромеханiзми руйнування поверхнi зношування – появі осередкiв руйнування. При цьому ступiнь впливу структурного стану на зносостiйкiсть збiльшується зi зменшенням питомого навантаження при абразивному зношуванні.

5. Значне зростання зносостiйкостi при подальшому пiдвищеннi температури вiдпуску, особливо при невеликих питомих навантаженнях може пояснюватися формуванням в матрицi спеціальних карбiдiв легуючих елементiв, але цей механiзм потребує подальших дослiджень.

6. Аналіз сучасного стану питання використання різних видів сталей для виготовлення та (або) відновлення та зміцнення пресового інструменту показав суттєві переваги хромистих сталей.

7. Подальше вдосконалення наплавочних матеріалів для інструменту гарячої обробки мідних сплавів дозволило визначити склад порошкового дроту ПП-50Х6В2ГСМФА.

8. Встановлено, що для забезпечення необхідних властивостей наплавленого металу необхідно виконати термічну обробку по наступному режиму: нагрів до 1050 0С, витримка 30 ... 40 хв., охолодження в маслі, відпуск 350 ... 400 0С з витримкою тривалістю 1...2 години. Розроблена технологія термообробки сталі 40Х12В4К2Ф дозволяє підвищити механічні властивості зі значним зниженням частоти формування холодних тріщин після гартування.

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАННЯ

1. Fernandez-Zelaia, P., & Melkote, S. N. (2019). Process-Structure-Property Modeling for Severe Plastic Deformation Processes Using Orientation Imaging Microscopy and Data-Driven Techniques. *Integrating Materials and Manufacturing Innovation*, 8(1), 17–36.
2. Li, X., Lu, L., Li, J., et al. Mechanical properties and deformation mechanisms of gradient nanostructured metals and alloys. *Nature Reviews Materials*, 2020, vol. 5, no. 9, pp. 706–723.
3. Segal V. M. Materials processing by simple shear. *Materials Science and Engineering: A*, 2002, 197, P. 157—164.
4. M. Kawasaki and T.G. Langdon, The Significance of Strain Reversals During Processing by High-Pressure Torsion, *Mater. Sci. Eng. A*, 2008, 498(1), p 341–348.
5. Jidong Zhang, Zhenyi Huang's, Wenliang Rui's, Jiaying Li's, Yuyu Tian's, Jinghui Li, Effect of Combined Torsion and Tension on the Microstructure and Fracture Behavior of 316L Austenitic Stainless Steel, *Journal of Materials Engineering and Performance* 28, 2019, p. 5691–5701, DOI:10.1007/s11665-019-04316-4.
6. Kostryzhev, A.G., Killmore, C.R., Yu, D., & Pereloma, E.V. Martensitic wear resistant steels alloyed with titanium // *Wear*. 2020. Vols. 446–447, 15 April. Article 203203. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203203>.
7. Wang, Y.P., Li, D.Y., Parent, L., & Tian, H. Improving the wear resistance of white cast iron using a new concept – High-entropy microstructure // *Wear*. 2011. Vol. 271, Issues 9–10, pp. 1623–1628. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2010.12.029>.
8. Jian, Y., Ning, H., Huang, Z., Wang, Y., & Xing, J. Three-body abrasive wear behaviors and mechanism analysis of Fe–B–C cast alloys with various Mn contents // *Journal of Materials Research and Technology*. 2021. Vol. 14, September–October, pp. 1301–1311. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.07.035>.
9. Ki Chang Baea, Dohyung Kim, Yong Hwan Kim and oth. Effect of heat treatment, building direction, and sliding velocity on wear behavior of selectively laser-melted maraging 18Ni-300 steel against bearing steel. *Wear*. Available online

5 June 2021, 203962.

10. Yanliang Yia, Qiang Li, Shaolei Long and oth. Effect of matrix microstructure on the matrix/M2B wear interaction and its quantitative characterization in an Fe-2wt%B alloy. *Wear*. Volumes 472–473, 15 May 2021, 203608.

11. Xincheng Yan, Jun Hu, Hao Yu and oth. Unraveling the significant role of retained austenite on the dry sliding wear behavior of medium manganese steel. *Wear*. Available online 20 February 2021, 203745.

12. Sunil Kumar, Saikat Ranjan Maity, Lokeswar Patnaik. A comparative study on wear behaviors of hot work and cold work tool steel with same hardness under dry sliding tribological test. *Materials Today: Proceedings*, Volume 44, Part 1, 2021, Pages 949-954.

13. Ibrahim Orhun Tugaya, Ali Hosseinzadeha, Guney GuvenYapici. Hardness and wear resistance of roller burnished 316L stainless steel. *Materials Today: Proceedings*, Available online 17 May 2021.

14. JayantaMondal, Karabi Das, Siddhartha Das. An investigation of mechanical property and sliding wear behaviour of 400HV grade martensitic steels. *Wear*. Volumes 458–459, 15 October 2020, 203436.

15. Oscar Ríos-Dieza, Ricardo Aristizábal-Sierra, Claudia Serna-Giraldoa. Wear behavior of nanostructured carbo-austempered cast steels under rolling-sliding conditions. *Journal of Materials Research and Technology*. Volume 11, March–April 2021, Pages 1343-1355.

16. D. Fernández-Valdésa, A. Meneses-Amador, A. López-Liévano, A. Ocampo-Ramírez. Sliding wear analysis in borided AISI 316L steels. *Journal of Materials Research and Technology*. Volume 11, March–April 2021, Pages 1343-1355.

17. Quanshun Luo, Jianbin Li, QintaiYan. Sliding wear of medium-carbon bainitic/martensitic/austenitic steel treated by short-term low-temperature austempering. *Wear*. Available online 22 February 2021, 203732.

18. N. B. Dhokey, S. S. Maske, P. Ghosh. Effect of tempering and cryogenic treatment on wear and mechanical properties of hot work tool steel (H13) *Materials Today: Proceedings* 23 February 2021 Volume 43, Part 5 (Cover date: 2021). Pages 3006-3013.

19. Warneke, P., Bohlen, A., & Seefeld, T. Improving the wear resistance

of copper tools for pressure die casting by laser melt injection // *Production Engineering Research and Development*. 2023. Vol. 17, pp. 453–462. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11740-022-01164-5>.

20. Pant, P., Chatterjee, D., Nandi, T., Samanta, S.K., Lohar, A.K., & Changdar, A. Statistical modelling and optimization of clad characteristics in laser metal deposition of austenitic stainless steel // *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*. 2019. № 7. Springer Science and Business Media LLC. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40430-019-1784-x>.

21. I. Boyko., V. Pashynskiy. Study of the influence of the increased carbon content in electrodes on structure and properties of the welding seam during welding of 110G13 steel. *Technology Audit and Production Reserves* — № 4/3(60), 2021, p. 14-17, DOI: <https://doi.org/10.15587/2706-5448.2021.237358>

22. V. Pashynskiy, I. Boyko. Development of quality control and structure parameters determination methods for large size products from sintered hard alloys Wc-(Co+Ni+Cr) based on analysis of the ultrasonic oscillations spreading parameters *Technology Audit and Production Reserves*, № 4/2(60), 2021, p. 33-38 DOI: <https://doi.org/10.15587/706-5448.2021.237447>

23. Olena Pashynska, Volodymyr Pashynskiy, Maryna Kraliuk, Igor Boyko . Forming of properties complex of copper wire by the method of combined deformation by torsion and tension. *Technology Audit and Production Reserves*, 1 (63)), 2022. P. 16–22. DOI: <http://doi.org/10.15587/2706-5448.2022.252282>

24. Бойко І.О., Пашинський В.В., Пашинська О.Г., Паровішник М.М. Наплавлення пресового інструмента для обробки кольорових металів самозахисним порошковим дротом ПП-50Х6В2ГСМФА. *Автоматичне зварювання*, 2022, №7, с 37 – 42

25. Білоус В.Ю., Пашинський В.В., Березос В.О., Селін Р.В., Вржижевський Е.Л. Структура і властивості зварних з'єднань сталі 20, модифікованої наночастинками на основі карбиду вольфраму. *Сучасна електromеталургія*, №1, 2022, с. 47 – 55 DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2022.01.06>

26. Пашинський В.В., Гадзіра М.П., Ахонін С.В., Тимошенко Я.Г., Березос В.О. Особливості формування мікроструктури та механічних властивостей модифікованої наночастинками сталі 20, отриманої способом

електронно-променевої плавки Сучасна електрометалургія, 2022, №2, С. 50-57. <http://doi.org/10.37434/sem2022.02.07>

27. Pashynskiy V.V., Pashynska O.G., Boyko I.O. Influence of heat treatment on the structure and wear resistance at abrasive wearing of high-carbon chromonickel steel of type 150H15N5VM. *Метал та лиття України*, 2023, №1, с41 – 50. <https://doi.org/10.15407/scin15.04.005>

28. Бойко І. О., Пашинський В.В., Єрьомкін Є.А. Наплавлення роликів накопичувача в умовах ММКІ. Пріоритетні напрями розвитку наук. LXIV Міжнародна науково-практична інтернет-конференція, м. Вінниця, 5 квітня 2021 року. Ч.1, 2021. С. 40–43. URL: el-conf.com.

29. Пашинський В. В., Єрьомкін Є. А., Бойко І. О. Експериментальні дослідження регульованих втулок-ущільнень Сучасні тенденції розвитку науки й освіти в умовах євроінтеграції. I Всеукраїнська мультидисциплінарна науково-практична Інтернет-конференція, 5 квітня 2021, Україна. Київ : Яроченко Я. В., 2021.С. 110-114.

30. Пашинський В. В., Єрьомкін Є. А., Бойко І. О. Особливості структурних перетворень при термічній обробці високохромистих високовуглецевих сталей з додаванням нікелю. *Conference Proceedings of the 1st International Conference on Controversial Issues in Science and Education. London, UK, 16 April 2021.* pp. 10-13.

31. Бойко І.О., Пашинський В.В., Єрьомкін Є.А. Електроди для ручного дугового зварювання сталі 110Г13 з вуглецевими стрижнями. Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем (КЗЯТПС –2021): матеріали тез доповідей XI Міжнародної науко-во-практичної конференції, м. Чернігів, 26–27 травня 2021 р.: у 2 т. Чернігів: НУ «Чернігівська політехніка», 2021. Т. 2. с. 44.

32. Бойко І.О., Пашинський В.В., Пашинська О.Г. Зміцнення та відновлення пресових шайб наплавленням. Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем (КЗЯТПС –2022) : матеріали тез доповідей XII Міжнародної науково-практичної конференції (м.Чернігів, 26–27 травня 2022 р.): у 2 т. / Чернігів :НУ «Чернігівська політехніка», 2022. – Т. 2. – с.59 – 61.

ДОДАТОК

ЗАТВЕРДЖУЮ

Перший проректор — проректор з
навчальної роботи
ТОВ «ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
«МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА»



Наталія РЕКОВА
«01» червня 2023 року

ДОВІДКА ПРО ВИКОРИСТАННЯ

Результати виконання науково-дослідної роботи «Розвиток технологічних основ реурсозберігаючих процесів оптимізації структури та властивостей сплавів в залежності від умов експлуатації виробів» (№ держреєстрації 0121U113690), що містять:

- концепції вибору складу матеріалів для наплавлення пресового інструменту для обробки кольорових сплавів
- методи комбінованої пластичної деформації крутінням та розтягуванням для підвищення комплексу механічних характеристик сплавів
- механізм зміцнення сталей при введенні в них на стадії електронно-променевої плавки дисперсних карбідних часток.,

використовуються на кафедрі металургії, матеріалознавства та організації виробництва ТОВ «ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА» в рамках викладання дисциплін професійного ядра «Інноваційні технології та організація процесів формування заданих структури та властивостей матеріалів в металургії та машинобудуванні» та «Технології підвищення зносостійкості та стійкості в агресивних середовищах матеріалів та виробів» за спеціальністю 132 Матеріалознавство ОПП «Інноваційна діяльність у матеріалознавстві».

В.о. завідуючого кафедрою металургії,
матеріалознавства та
організації виробництва,
д.т.н., проф.

Володимир ПАШИНСЬКИЙ