

ЗАСТОСУВАННЯ ЛАЗЕРНОГО ТЕРМІЧНОГО ЗМІЦНЕННЯ ДЛЯ
ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ СТАЛЕЙ

Зміст

ВСТУП	3
1 ОГЛЯД ЛІТЕРАТУРНИХ ДАНИХ З ПРОБЛЕМ СТІЙКОСТІ ХОЛОДНОВИСАДНОГО ІНСТРУМЕНТУ І ЗАСТОСУВАННЯ ЛАЗЕРНОГО ЗМІЦНЕННЯ	4
1.1 Холодновисадний інструмент для серійного виробництва кріпильних виробів і фактори, що впливають на його стійкість	4
1.2 Методи зміцнення металів і сплавів	7
1.3 Лазерна обробка	9
2 МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ І МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ	11
2.1. Матеріали для дослідження і їх характеристики	11
2.2 Характеристики лабораторного і технологічного устаткування, яке застосовується в роботі	12
2.3 Обладнання для дослідження мікроструктури	13
2.4 Обладнання для вимірювання мікротвердості	14
2.5 Методика приготування мікрошліфів	14
2.6 Методика визначення зносостійкості	14
3 ФОРМУВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ ВИСОКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ПРИ ОБРОБЦІ ЛАЗЕРОМ БЕЗПЕРЕРВНОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ	16
3.1 Вплив технологічних параметрів процесу лазерної обробки на глибину, механічні властивості та мікроструктуру зміцненого шару	16
3.2 Вплив швидкості переміщення лазерного променя і вихідної мікроструктури на мікротвердість і глибину зміцненого шару	21
3.3 Випробування зносостійкості зразків інструментальних сталей X12, P6M5, P18, P6M5K5, зміцнених лазером	23
ВИСНОВКИ	26
ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ	28

ВСТУП

Питання збільшення ресурсу роботи допоміжного інструменту і технологічної оснастки також є актуальним і для виробництва кріпильних деталей методом холодної висадки, де використовується велика номенклатура технологічного інструменту (матриці, пуансони, шпильки, втулки, ножі і т.п.). Втрата працездатності інструменту в основному пов'язана з зносом робочої поверхні технологічного оснащення. В результаті зносу інструменту виготовляються кріпильні деталі перестають відповідати вимогам конструкторсько-технологічної документації. Заміна інструменту, що вийшов з ладу, призводить до тривалих переналагодження обладнання, що негативно позначається на ефективності виробничого процесу, а також на якості виробів, що виготовляються.

Широко поширені на поточний момент способи поверхневого зміцнення матеріалів (індукційний гарт, хіміко-термічна обробка, нанесення покриттів і ін.) Не дають змоги отримати необхідний комплекс експлуатаційних характеристик, що поєднує високі показники твердості та в'язкості.

Якісно новий рівень експлуатаційних характеристик досягається при використанні висококонцентрованих потоків енергії (плазми, іонних пучків, електронного та лазерного променів), що володіють рядом унікальних властивостей і особливостей.

Завдяки високошвидкісного нагрівання створюється можливість отримання дрібнодисперсної структури з великою щільністю дислокацій, більш високих значень твердості, міцності й в'язкості в порівнянні з іншими видами зміцнюючих обробок. Їх усіх сучасних способів зміцнення лазерний гарт є більш економічною, стабільною і найбільш прийнятною для холодновисадного інструменту, з урахуванням його специфіки. Об'єкт дослідження - високолеговані інструментальні сталі P6M5, P6M5K5, P18, X12M.

Предмет дослідження - зміни мікроструктури та механічних властивостей інструментальних сталей в залежності від енергетичних параметрів лазерного випромінювання.

Метою роботи є підвищення ресурсу інструментальних сталей при виготовленні кріпильних виробів з використанням лазерного термічного зміцнення.

Методологія і методи дослідження. При вирішенні завдань, що вирішуються в даній роботі, були використані наступні методи: електронна мікроскопія і металографія для виявлення мікроструктури, рентгеноструктурний аналіз для проведення кількісного аналізу структурних складових, механічні випробування.

1 ОГЛЯД ЛІТЕРАТУРНИХ ДАНИХ З ПРОБЛЕМ СТІЙКОСТІ ХОЛОДНОВИСАДНОГО ІНСТРУМЕНТУ І ЗАСТОСУВАННЯ ЛАЗЕРНОГО ЗМІЦНЕННЯ

1.1 Холодновисадний інструмент для серійного виробництва кріпильних виробів і фактори, що впливають на його стійкість

В умовах великосерійного і масового виробництва виготовлення кріпильних деталей виробляють на спеціальних холодновисадних пресавтоматах методами холодного висадження (рисунок 1.1).



Рисунок 1.1 Холодновисадні прес-автомати

При виготовленні виробів методом холодного висадження використовується велика номенклатура штампового інструменту (матриці, пуансони, втулки, ножі та т.п.) (рис. 1.2). З урахуванням використання при виготовленні кріпильної продукції високопродуктивного обладнання, високих вимог до точності виробів, що виготовляються, а також використання високоміцних металів і сплавів, застосовуваний холодновисадний інструмент повинен мати підвищену зносостійкість, в порівнянні, наприклад з інструментальним оснащенням для загального машинобудування.



Рисунок 1.2 – Комплект інструменту для холодного висадження

Технологічний інструмент (рис. 1.3) характеризується низькою стійкістю формотворного профілю пуансона у вигляді втрати його геометрії при видавлюванні хрестоподібного шліца, а також, в окремих випадках швидкоплинним руйнуванням робочого профілю інструменту при утворенні в ході роботи тріщин [1].



Рисунок 1.3 - Фотографія формотворюючого профілю пуансона видавлювання хрестоподібного шліца

Відомо [2], що інструмент в процесі роботи відчуває велику кількість різних за своєю природою механічних навантажень. Він працює на знос, стиснення, а при складних схемах переходів по позиціях формування виробу інструмент працює в тому числі й на розрив. Таким чином, при виборі матеріалу для холодновисадного інструменту необхідно враховувати необхідність наявності високої в'язкості у матеріалу в поєднанні з високими показниками твердості, міцності та зносостійкості.

Автор в роботі [3] вважає, що на стійкість інструментів для холодновисадних автоматів мають вплив три основні чинники, які призводять до виходу інструменту з ладу:

- 1) затуплення різальних крайок, це відноситься до відрізних і обрізним матрицями, втулкам і ножів;
- 2) тертя, що викликає знос каналів і робочих поверхонь висадних матриць, пуансонів і іншого виду інструменту;
- 3) втома металу інструментів в результаті постійних динамічних знакозмінних навантажень, які приводять до появи в областях ковзання мікроскопічних тріщин, навколо яких відбувається концентрація внутрішньої напруги. Ці тріщини ростуть, що в підсумку після великого знакозмінного числа навантажень призводить інструмент до руйнування.

В результаті зносу інструменту виготовляються кріпильні деталі перестають відповідати вимогам конструкторсько-технологічної

документації. Заміна інструменту призводить до тривалих переналагодження обладнання, що негативно позначається на ефективності виробничого процесу, а також на якості виробів, що виготовляються.

Також має значення стан поверхневого шару оброблюваного матеріалу для холодного висадження. Тертя між матеріалом і інструментом в сильній мірі сприяє зносу інструменту. Тому матеріал, який використовується для холодного висадження, повинен бути без іржі й окисного шару, оскільки це може пошкодити матриці та інші деталі інструменту. Також на матеріали наносять технологічне покриття, що забезпечують, поряд з полегшенням процесу деформування. Для подовження терміну служби інструменту при холодній висадці наносять масляну плівку на матеріал. Іноді до матриці підводять масло в безперервному режимі, при цьому важливо, щоб між деталлю та інструментом не утворилося масляної щільної плівки, бо інакше метал не повністю зайде в крайки матриці. Для складних деталей також використовують мастило гасом.

Таким чином, очевидно, що зносостійкість холодновисадочної оснастки є багатофакторним процесом, залежним, як від вибору самого матеріалу інструменту, так і від його проектування і виготовлення з урахуванням особливостей технології виробництва кріплення.

1.2 Методи зміцнення металів і сплавів

Чинні методи зміцнення металів і сплавів можна класифікувати на шість груп:

1. насичення поверхневих шарів матеріалу іншими хімічними елементами (азотування, нітроцементация, цементация, і ін.);
2. отримання плівки на поверхні матеріалу (хімічні та гальванічні види покриттів, напилення електродуговими, лазерними методами, напилення плазмою матеріалів, отриманих методами порошкової металургії і ін.)

3. обробка з метою зміни мікроструктури поверхневого шару (електроерозійна обробка, загартування променями лазера або плазми і ін.);
4. обробка з метою зміни мікроструктури по всьому перетину матеріалу (об'ємна термічна обробка, обробка холодом і ін.);
5. модифікація енергетичного запасу поверхневих шарів (обробка в магнітних полях);
6. отримання на поверхні різних класів шорсткості (шліфування, хонінгування і ін.);

Вибір того чи іншого методу залежить в першу чергу від умов експлуатації виробу, а також від можливості застосування даних методів, виходячи з номенклатури застосовуваних матеріалів, що підлягають зміцненню.

Зараз основним видом підвищення працездатності інструменту є стандартна об'ємна термічна обробка, що охоплює загартування, відпуск і, при необхідності, обробку холодом для видалення великої кількості залишкового аустеніту. Відбувається зміна мікроструктури і твердості по всьому перетину деталі, при цьому досягаються стандартні властивості для експлуатації інструментальних сталей.

Для підвищення експлуатаційних властивостей інструментальних сталей також використовують методи зміцнення поверхневого шару - хіміко-термічна обробка, гарт СВЧ, а також нанесення різного виду покриттів і ін.

Основною перевагою таких методів в порівнянні з об'ємною термічною обробкою є можливість отримання високої твердості заданої товщини тільки на поверхні виробу, серцевина виробу в той же самий час залишиться на колишньому рівні твердості. Це дає можливість отримання інструментального матеріалу з в'язкою серцевиною, що позначається позитивним чином на експлуатаційний комплекс властивостей інструментального оснащення.

Якісно новий рівень експлуатаційних характеристик досягається при використанні таких нових методів обробки, як плазма, іонні пучки,

електронні та лазерні промені для поверхневої обробки металів і сплавів з метою підвищення ресурсу виробів.

Одним з перспективних методів такої обробки є лазерні технології. Основними пріоритетами лазерного випромінювання є відсутність повідці виробів, можливість обробки локальних поверхонь, висока продуктивність обробки, отримання підвищеної твердості виробів в порівнянні з іншими методами, розширення номенклатури оброблюваних сталей.

1.3 Лазерна обробка

В основі принципу лазерної обробки матеріалів лежить його можливість створення високої щільності температурних потоків в поверхневих зонах. Це дає можливість проведення високошвидкісного нагрівання, аж до розплавлення оброблюваних матеріалів.

У порівнянні зі звичайними методами термічної і хіміко-термічної обробок у лазерної обробки є ряд переваг, такі як, можливість локальної обробки певних ділянок поверхні виробу і можливості надвисоких швидкостей нагріву і охолодження. При цих умовах можливе отримання різних метастабільних і неоднорідних структур (в тому числі аморфних і напівкристалічних станів), які неможливі при проведенні стандартних термічних обробок.

З точки зору використання лазерного випромінювання для поверхневої обробки з метою зміцнення матеріалів мають особливе значення три основних протікають процеси:

- нагрівання поверхні матеріалу до температури вище температури критичних точок, але не вище, ніж температура плавлення, витримка при заданій температурі і подальше охолодження матеріалу;

- нагрів матеріалу до температур вище, ніж температура плавлення, його подальшої кристалізації і охолодження розплаву;

- нагрів матеріалу понад температури його випаровування, пластична деформація внаслідок ударної хвилі, нагрів поверхневого шару плазмою, що утворюється при взаємодії лазерного випромінювання з матеріалом.

Ці три основні режими лазерного нагріву і супроводжуючі їх фізико-хімічні явища в матеріалі є основою для дослідження методів поверхневого зміцнення.

В роботі [4] автори вказують, що лазерне термічне зміцнення полягає в тому, що при впливі лазерного променя відбувається високошвидкісне нагрівання поверхні матеріалу і його подальше охолодження зі суперкритичною швидкістю при закінченні теплового впливу. Надкритична швидкість охолодження досягається тепловиводом в навколишній матеріал.

При лазерному зміцненні на поверхні опроміненого матеріалу формуються три зони:

- перший зона - зона оплавлення - формується при загартуванні з розплавленого стану. Будова в основному ячеїсто-дендритна, кристали виходять витягнуті у напрямку відводу тепла. Основна структура - мартенсит, причому мартенсит відрізняється більшою дисперсністю в порівнянні зі зміцненням об'ємним загартуванням. Якщо лазерне зміцнення відбувається без оплавлення, то дана зона відсутня.

- друга зона - зона гарту з твердого розчину - утворюється при загартуванні без оплавлення. У даній зоні є структура як повної, так і неповної гарту - нижня межа зони визначена нагріванням до критичної точки АС1. У цьому шарі спостерігається неоднорідність по глибині: ближче до поверхні є мартенсит і залишковий аустеніт, а ближче до основного матеріалу - мартенсит і фази вихідної мікроструктури: ферит в доєвтектоїдній сталі і цементит в заєвтектоїдній сталі.

- третій шар - зона відпустки (перехідна зона) - при нагріванні нижче критичних температур. Якщо матеріал пройшов попереднє об'ємну термообробку, то в цьому шарі спостерігається зниження мікротвердості через розпад мартенситу (на троостит або сорбіт) і коагуляції карбідів.

При лазерному загартуванню відбувається високошвидкісний нагрів, що веде за собою підвищення температури критичної точки AC_1 , яка визначає нижню межу зони зміцнення. Зі зменшенням дисперсності вихідного матеріалу відбувається збільшення температури критичної точки AC_1 [5].

Основною метою лазерного поверхневого зміцнення, пов'язаного з підвищенням твердості, є отримання високої зносостійкості, перш за все, при терті ковзання і кочення.

Збільшення зносостійкості в результаті лазерного гарту пов'язано не тільки з високою твердістю поверхні, але і з отриманням дрібнодисперсної структури, збільшенням носійних властивостей поверхні й зменшенням коефіцієнта тертя [6].

2 МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ І МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1. Матеріали для дослідження і їх характеристики

Інструментальні сталі - це велика група сталей, властивості яких мають високу твердість і зносостійкість, в поєднанні з хорошою в'язкістю, цей комплекс властивостей необхідний для обробки металів тиском або різанням.

Були досліджені високолеговані інструментальні штампові та швидкорізальні сталі, які застосовуються на поточний момент для технологічного оснащення для виробництва кріплення: X12M, P6M5, P6M5K5, P18.

Хімічний склад сталей досліджуваних сталей зазначений в таблицях 2.1-2.2.

Таблиця 2.1

Хімічний склад сталі X12M, %

C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	V
1,45-1,65	0,15-0,35	0,15-0,4	до 0,03	до 0,03	11-12,5	0,4-0,6	0,15-0,3

Таблиця 2.2

Хімічний склад досліджуваних швидкорізальних сталей, %

Марка сталі	C	Cr	W	V	Mo	Co
P6M5	0,8-0,88	3,8-4,4	5,5-6,5	1,7-2,1	5,0-5,5	-
P18	0,7-0,8	3,8-4,4	17,0-18,5	1,0-1,4	1,0	-
P6M5K5	0,8-0,88	3,8-4,4	5,5-6,5	1,7-2,1	5,0-5,5	4,7-5,2

2.2 Характеристики лабораторного і технологічного устаткування, яке застосовується в роботі

На базі компактного конвективного лазера з поздовжнім прокачуванням газової суміші була використана технологічна установка «Латус - 31» з максимальною потужністю випромінювання до 2кВт. Лазерна установка може працювати за двома схемами: імпульсна і безперервне випромінювання.

На цій установці можна проводити лазерне зміцнення, легування, а також зварювання швів. До складу лазерної установки входить електромеханічний привід для переміщення виробів і сам лазерний модуль.

Регулювання і установка потужності відбувається за рахунок трифазного високовольтного регулятора зі змінним напругою переривчастої дії. Відмінною особливістю цієї установки є те, що після переповнення випромінювача газовою сумішшю (~ 2 хв) лазер може працювати в відпаяному режимі не менше однієї зміни.

2.3 Обладнання для дослідження мікроструктури

Дослідження мікроструктури проводилося на оптичному мікроскопі KEYENCE VHX-1000 з довгофокусною оптичною системою. Він також має можливість цифрової обробки зображень. До складу комплексу входить оптичний мікроскоп з відеокамерою високої роздільної здатності та контролер-персональний комп'ютер, який обробляє отримані зображення. До складу контролера входить високопродуктивний процесор з потужною відеокартою, які дозволяють забезпечити швидку і якісну роботу з отриманим графічним контентом.

Зовнішній вигляд оптичного мікроскопа зображений на рис. 2.1.



Рисунок 2.1 Зовнішній вигляд оптичного мікроскопа
KEYENCE VHX-1000

На даному мікроскопі можна аналізувати корозію на поверхні матеріалів, проводити металографічні дослідження мікроструктур кольорових і чорних сплавів, аналізувати структуру порошкових і композиційних матеріалів, вивчати різні дефекти металопрокату і готових виробів, виробляти фотографування отриманих зображень з подальшим виведенням на друк.

2.4 Обладнання для вимірювання мікротвердості

Вимірювання мікротвердості зразків проводилося на Мікротвердомірі ПМТ-3. Цей прилад використовується для визначення мікротвердості різних сплавів металів і інших матеріалів. Виміри проводяться методом вдавнення в випробовуваний матеріал алмазного наконечника Віккерса з квадратною основою чотиригранної піраміди, що забезпечує геометричне і механічну подібність відбитків в міру заглиблення індентора під дією навантаження.

Вимірювання твердості проводять відповідно до ГОСТ 2999-75.

2.5 Методика приготування мікрошліфів

Для підготовки мікрошліфів використовувалися шліфувальні паперові шкурки по ГОСТ 6456-82 з зеленого карбиду кремнію зернистістю 25-М40.

Безпосередньо перед вивченням мікроструктур поверхню зразка піддавалася травленню в універсальному реактиві для травлення сталей - свіжо приготований насичений при кімнатній температурі водний розчин пікринової кислоти з додаванням 1% -10% поверхнево-активних речовин (ПАР) типу Сінтонол, а також інших алкілсульфонатних з'єднань відповідно до рекомендацій ГОСТ 19265-73.

2.6 Методика визначення зносостійкості

Для проведення випробувань на зносостійкість використовувався прилад ЕХО-1. Впроваджуване тіло було виготовлено у вигляді фрези з твердого сплаву ВК20, конструкція важеля використовувалася для плоских зразків.

На станині (1) приладу ЕХО-1 знаходяться привід обертання (2) впроваджуваного тіла (3) з обертовими задніми центрами (5). Через опору (7) на станині (1) поміщені 2 напрямні (8), за якими відбувається переміщення

каретки (9.) На ній закріплено двосторонній важіль (11), на одній стороні якого знаходиться прикладається вантаж (12), а на іншій державка для впроваджуваного тіла (13), форма якої виконана у вигляді плоскої площадки (14). На державці є фіксаційне кріплення (15) для закріплення тіл впровадження.

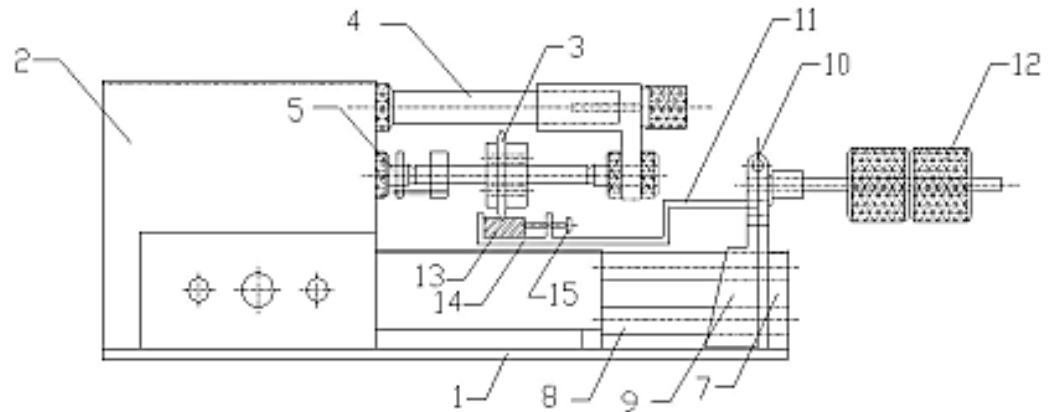


Рисунок 2.2 – Схема прибору ЭХО-1

Принцип роботи пристрою полягає в моделюванні процесу реального зносу шляхом притиснення впроваджуваного зразка до поверхні випробуваного зразка під навантаженням протягом заданого часу. Після цього проміжку часу зразок знімають з установки та визначають площу отриманого відбитка від контакту з впровадженим тілом.

3 ФОРМУВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ ВИСОКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ПРИ ОБРОБЦІ ЛАЗЕРОМ БЕЗПЕРЕРВНОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ

3.1 Вплив технологічних параметрів процесу лазерної обробки на глибину, механічні властивості та мікроструктуру зміцненого шару

Експериментальні зразки з інструментальних сталей Р6М5, Р6М5К5, Р18 і Х12М були оброблені при щільності потужності лазерного випромінювання від $0,4 \cdot 10^4$ до $1,4 \cdot 10^4$ Вт / см².

На рис. 3.1 відображені залежності мікротвердості досліджуваних сталей від різних режимів потужності лазерного опромінення.

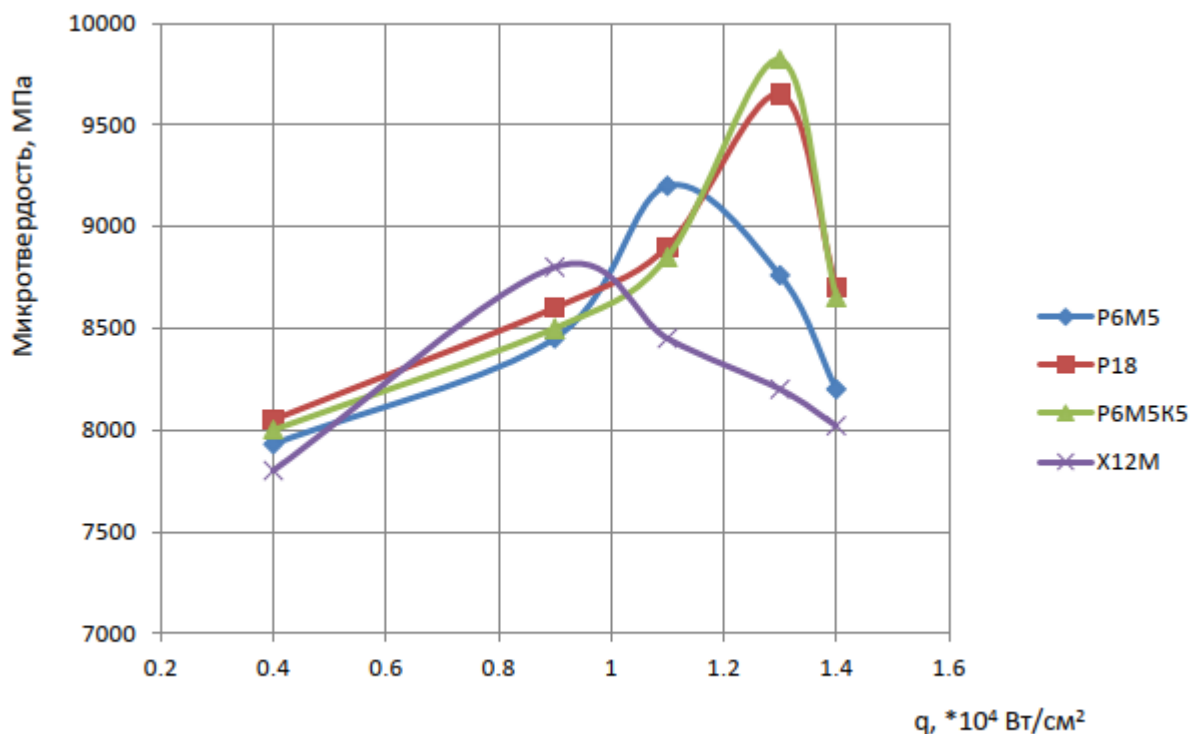


Рисунок 3.1. Вплив щільності потужності лазерного випромінювання на максимальні значення мікротвердості досліджуваних сталей (ПТО - гарт + 3-х кратна відпуска; $V = 8$ мм / с)

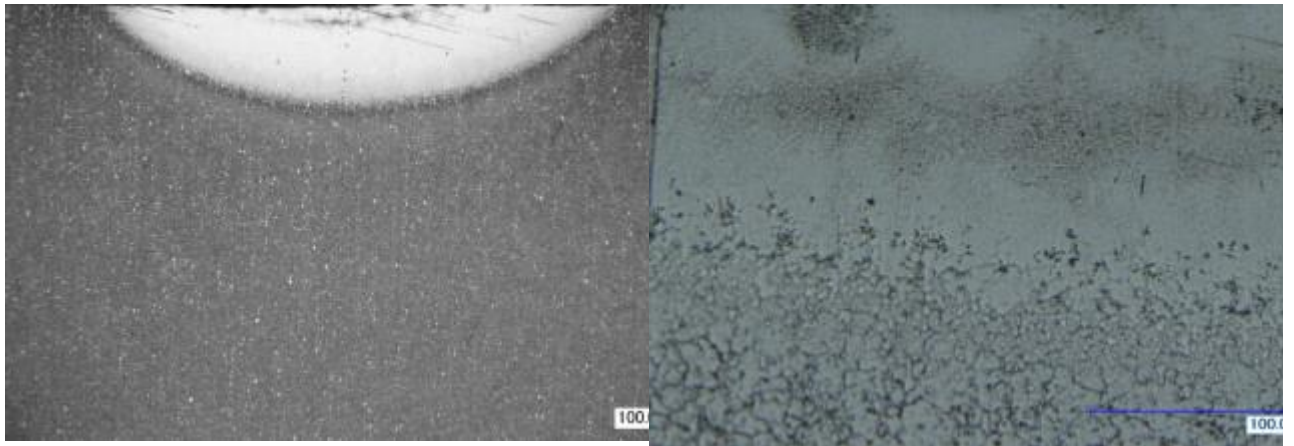
Виходячи з отриманих даних впливає:

- при лазерній обробці сталі Р6М5 максимальні значення мікротвердості (≈ 9195 МПа) досягаються при значенні щільності потужності випромінювання $1,1 * 10^4$ Вт / см^2 Вт, при щільності потужності випромінювання $0,4 * 10^4$ Вт / см^2 мікротвердість склала 7830 МПа, при щільності потужності випромінювання $0,9 * 10^4$ Вт / см^2 - мікротвердість склала 8450 МПа. Подальше збільшення щільності потужності випромінювання до $1,3 * 10^4$ Вт / см^2 і далі привело до зниження значень мікротвердості до 8200 МПа;

- при лазерній обробці сталі Р6М5К5 і Р18 максимальні значення мікротвердості (9650-9820 МПа) досягаються при значенні щільності потужності випромінювання $1,3 * 10^4$ Вт / см^2 , при щільності потужності випромінювання $0,4 * 10^4$ Вт / см^2 - мікротвердість склала 8050 МПа, при щільності потужності випромінювання $0,9 * 10^4$ Вт / см^2 - мікротвердість склала 8500 МПа, при щільності потужності випромінювання $1,1 * 10^4$ Вт / см^2 - мікротвердість склала 8850 МПа. Подальше збільшення щільності потужності випромінювання до $1,4 * 10^4$ Вт / см^2 призвело до зниження значень мікротвердості до 8020 -8100 МПа;

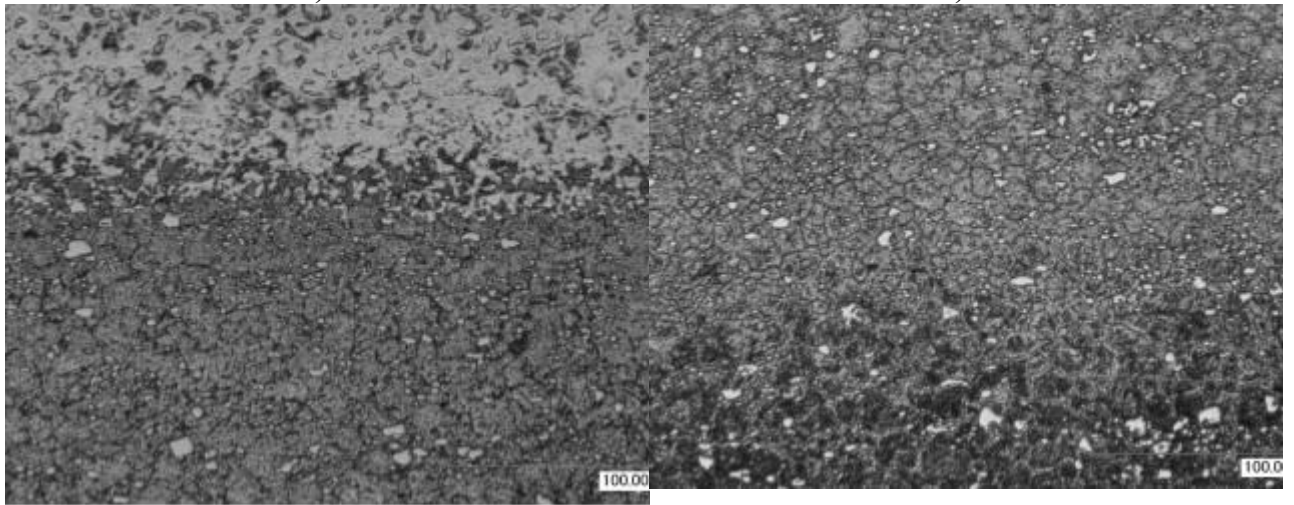
- при лазерній обробці сталі Х12М максимальні значення мікротвердості (8800 МПа) досягаються при значенні щільності потужності випромінювання $0,9 * 10^4$ Вт / см^2 , при щільності потужності випромінювання $0,4 * 10^4$ Вт / см^2 мікротвердість склала 7850 МПа, Подальше збільшення щільності потужності випромінювання до $1,1 * 10^4$ Вт / см^2 і далі привело до зниження значень мікротвердості до 8020 -8100 МПа.

Структура зони зміцнення (рисунки 3.2-3.4) становить собою мартенсит і карбіди, тобто практично таку ж, як і після звичайної об'ємного гарту.



а)

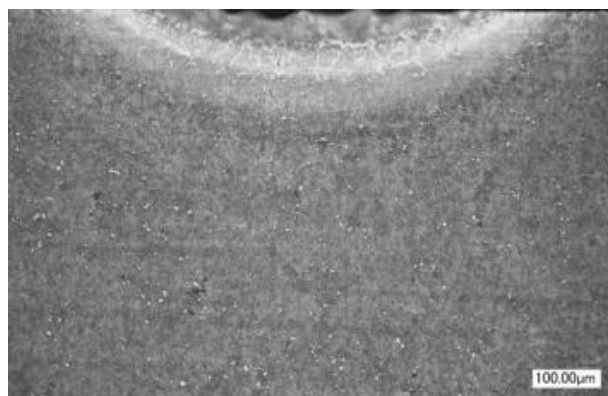
б)



в)

г)

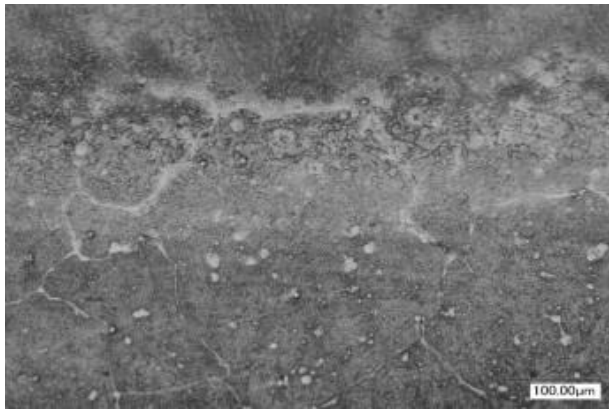
Рисунок 3.2 - Мікроструктура сталі Р6М5К5 після лазерного опромінення при $q = 1,3 \cdot 10^4 \text{ Вт / см}^2$, $V = 10 \text{ мм / с}$: а) ЗЛВ, $\times 100$; б) зона оплавлення поверхневого шару, $\times 1000$; в) зміцнена зона, $\times 1000$; г) перехідна зона, $\times 1000$



а)



б)

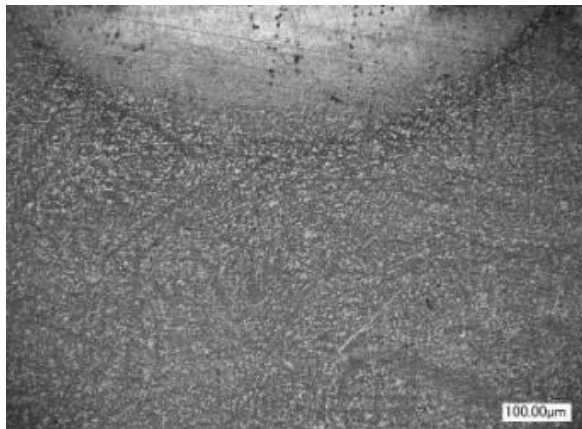


в)

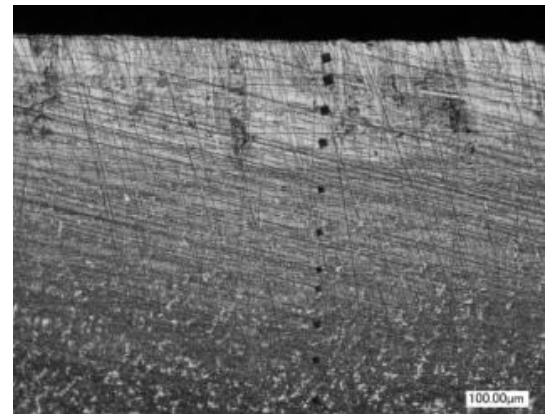


г)

Рисунок 3.3 - Мікроструктура сталі P18 після лазерного опромінення при $q = 1,4 \cdot 10^4 \text{ Вт / см}^2$, $V = 8 \text{ мм / с}$: а) ЗЛВ, $\times 100$; б) зона оплавлення поверхневого шару, $\times 1000$; в) зміцнена зона, $\times 1000$; г) перехідна зона, $\times 1000$



а)



б)



в)

Рисунок 3.4 - Мікроструктура сталі X12M після лазерного опромінення при $q = 0,9 \cdot 10^4 \text{ Вт / см}^2$, $V = 8 \text{ мм / с}$: а) ЗЛВ, $\times 100$; б) зміцнена зона, $\times 1000$; в) перехідна зона, $\times 1000$

Однак відмінною характеристикою лазерного випромінювання є надзвичайно малий час теплового впливу. За даний проміжок часу процес дифузійного перерозподілу вуглецю, а також процеси, пов'язані з

рекристалізацією і розчиненням карбідів, відбуваються не повністю. Утворений при гартівних температурах неоднорідний аустеніт переходить в процесі охолодження в мартенсит, який має спадкову неоднорідність, а також відбувається збільшення кількості пластинчастого мартенситу і підвищення значень твердості через що утворюється високого рівня мікронапруг.

Мікроструктура зони оплавлення має грубозернисту структуру, характеризується дендритною будовою, кристаліти мають витягнуту форму в сторону тепловідведення. Однак після лазерної обробки дисперсність мартенситу вище, ніж після об'ємної термічної обробки. Від основного металу, зону зміцнення відокремлює вузька перехідна зона. Підвищена переслідувані перехідної зони обумовлена дифузійним концентраційним розшаруванням мікроструктури з підвищенням карбідоутворюючих елементів в прикордонних областях зерен.

Таким чином, для отримання високої мікротвердості досліджуваних сталей необхідно, щоб після лазерного гарту в зоні лазерного впливу були присутні такі фази як дрібнодисперсний мартенсит, карбіди та невелика кількість залишкового аустеніту.

Проведені експерименти по варіюваній потужності випромінювання і вимірів мікротвердості дозволяють стверджувати, що при лазерній обробці швидкорізальних сталей дана умова виконується при обробці з мінімальною опалювальною поверхнею ($q = 1,1-1,3 \cdot 10^4 \text{ Вт / см}^2$). При обробці безперервним випромінюванням в разі оплавлення на невелику глибину (до 0,1 мм) в перших частинах розплаву буде високий вміст вуглецю. І це служить причиною утворення при охолодженні дрібнодисперсних карбідів типу MC і MC_6 . При цьому мікротвердість досягає високих значень на рівні 9000- 10000 МПа. Якщо оплавлення відбувається на велику глибину, то відбувається розчинення карбідів, вирівнювання хімічного складу і утворення аустеніту з низькою мікротвердістю.

3.2 Вплив швидкості переміщення лазерного променя і вихідної мікроструктури на мікротвердість і глибину зміцненого шару

На другому етапі дослідження була проведена лазерна обробка зразків при швидкостях переміщення лазерного променя 8, 10 і 12 мм / с з вихідною структурою після відпалу і об'ємної зміцнюючою термообробкою при оптимальних режимах щільності потужності випромінювання встановлених раніше в ході експериментів.

На рисунку 3.5-3.7 відображені показання мікротвердості досліджуваних сталей при різних вихідних структурах зразків і швидкостях переміщення лазерного променя. З малюнків видно, що на всіх сталях простежується зміна мікротвердості по глибині зони лазерного впливу в залежності від швидкості переміщення лазерного променя і вихідної мікроструктури.

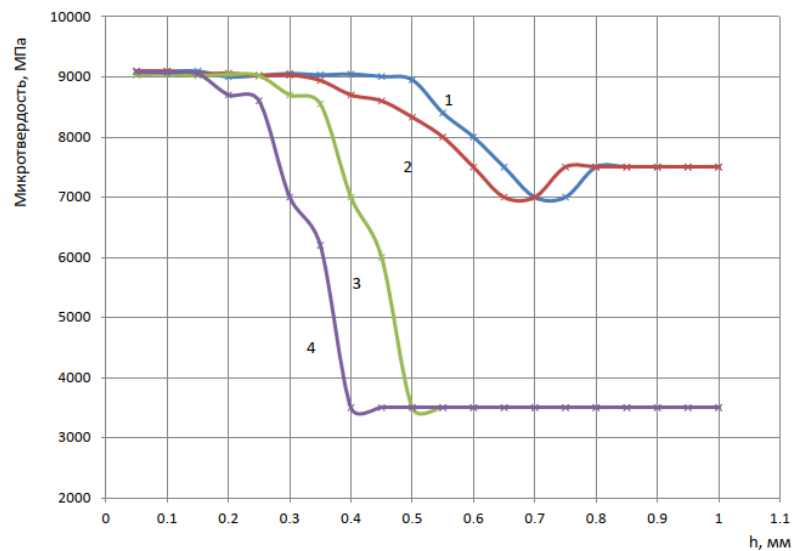


Рисунок 3.5. Вплив швидкості переміщення лазерного променя і вихідної мікроструктури на мікротвердість і глибину зміцненого шару сталі Р6М5 при $q = 1,1 \cdot 10^4$ Вт / см² (1 ПТО - гарт + 3-х кратна відпуска, $V = 8$ мм / с; 2 ПТО - гарт + 3-х кратна відпуска, $V = 10$ мм / с; 3 ПТО - відпал, $V = 8$ мм / с; 4 ПТО - відпал, $V = 10$ мм / с)

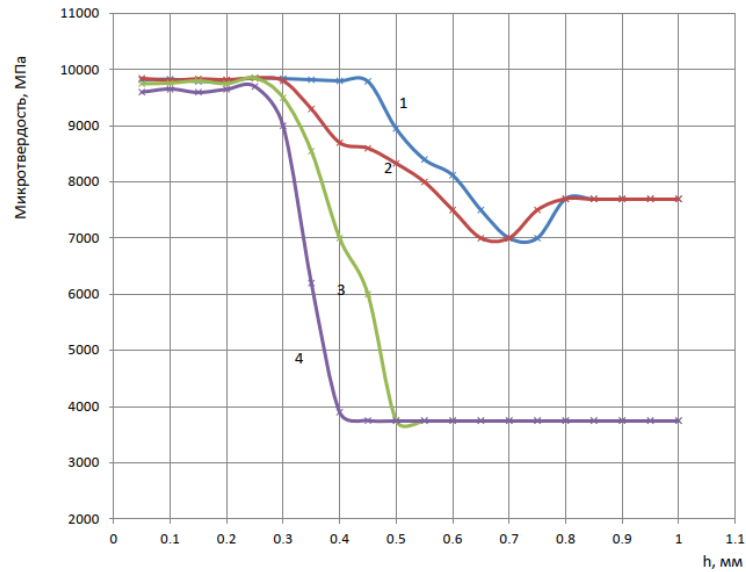


Рисунок 3.6. Вплив швидкості переміщення лазерного променя і вихідної мікроструктури на мікротвердість і глибину зміцненого шару сталі Р6М5К5 $q = 1,3 \cdot 10^4$ Вт / см² (1 ПТО - гарт + 3-х кратна відпуска, $V = 8$ мм / с; 2 ПТО - гарт + 3-х кратна відпуска, $V = 10$ мм / с; 3 ПТО - відпал, $V = 8$ мм / с; 4 ПТО - відпал, $V = 10$ мм / с)

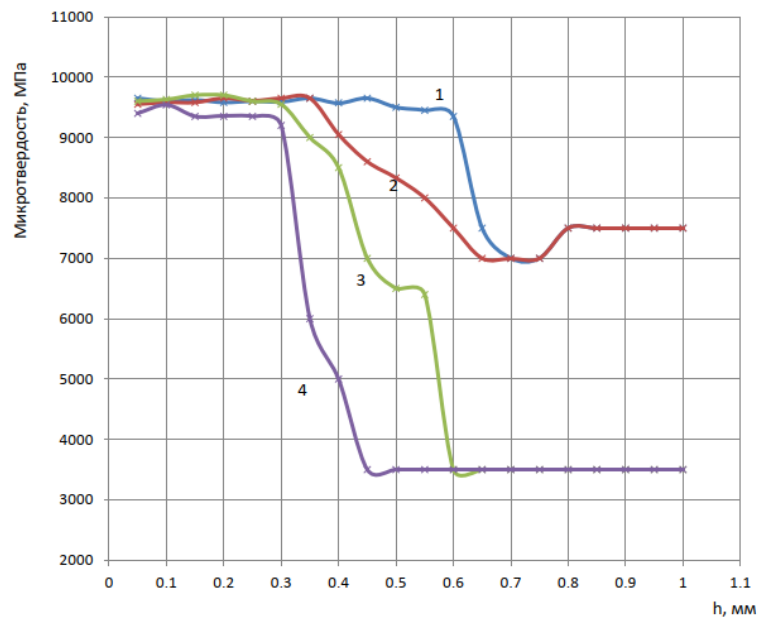


Рисунок 3.7 Вплив швидкості переміщення лазерного променя і вихідної мікроструктури на мікротвердість і глибину зміцненого шару сталі Р18 $q = 1,3 \cdot 10^4$ Вт / см² (1 ПТО - гарт + 3-х кратна відпуска, $V = 8$ мм / с; 2 ПТО - гарт + 3-х кратна відпуска, $V = 10$ мм / с; 3 ПТО - відпал, $V = 8$ мм / с; 4 ПТО - відпал, $V = 10$ мм / с)

Встановлено, що зі збільшенням швидкості обробки досліджуваних сталей до 12 мм / с глибина зміцненої зони з максимальною мікротвердістю зменшується з $\approx 0,5$ мм до 0,3 мм. Це пов'язано з тим, що на досягнення високої мікротвердості в зоні лазерного впливу основний вплив має достатня насиченість твердого розчину, яка зі зменшенням швидкості зростає. При використанні швидкостей менше ніж 8 мм / с відбулося значне оплавлення зразків, що призвело до зниження мікротвердості. Таким чином, при обробці досліджуваних сталей швидкість переміщення лазерного променя повинна знаходитися в діапазоні 8-10 мм / с.

З результатів, показаних на малюнках 3.5-3.7, слід, що при лазерній обробці зразків з вихідною відпаленою структурою глибина зміцненої зони з максимальною мікротвердістю досягає значень 0,2-0,3 мм, далі відбувається плавне зниження мікротвердості до значень основи матеріалу. А вихідна структура мартенситу дозволяє отримати більш глибокий шар з максимальною мікротвердістю (до 0,5-0,6 мм).

Таким чином, до лазерної обробки досліджуваних сталей слід провести їм попередню зміцнюючу об'ємну термообробку (гарт + відпустку), яка дозволяє отримати структуру з меншою теплопровідністю і як наслідок більш глибокий зміцнений лазером поверхневий шар.

3.3 Випробування зносостійкості зразків інструментальних сталей X12, P6M5, P18, P6M5K5, зміцнених лазером

Зміцнення поверхні деталей лазерним випромінюванням направлено на підвищення зносостійкості пар тертя, що працюють в умовах підвищених навантажень.

Зменшення зносу деталей після лазерної обробки пов'язано не тільки зі збільшенням твердості поверхневого шару, бо процес деформації та зносу робочої частини інструменту істотно відрізняється від процесу впровадження алмазного індентора при вимірі твердості. Дія абразивного зерна можна

умовно розділити на 2 процесу: процес впровадження на певну глибину і процес мікроруйнування, яке і визначає знос матеріалу.

Перший процес в кількісному відношенні характеризується твердістю, а другий визначається мікроструктурою матеріалу. Зміни в структурі при впливі лазерної обробки, які впливають на підвищення мікротвердості, можуть привести до поліпшення опору зносу [7].

З метою підтвердження ефективності лазерного гарту були проведені випробування на зносостійкість. Коефіцієнт зносостійкості оцінювався по співвідношенню приблизних площ відбитків, отриманих на зразку до і після лазерної обробки. Для досліджень в порівнянні зносостійкості використовувалися зразки інструментальних сталей з різними вихідними мікроструктурами, піддані лазерному загартуванню по різних режимах. За вихідну точку для порівняння була структура після об'ємної термічної обробки (загартування + 3-х кратну відпуску).

Результати вимірювання коефіцієнта зносостійкості K представлені на рисунку 3.8. Для кожного режиму все марок досліджуваних сталей було виконано 10 вимірювань.

З проведених досліджень випливає, що зносостійкість зразків виростає від 1,1 до 1,58 в залежності від режимів лазерного зміцнення, в порівнянні зі зразками, які пройшли звичайну зміцнюючу термообробку.

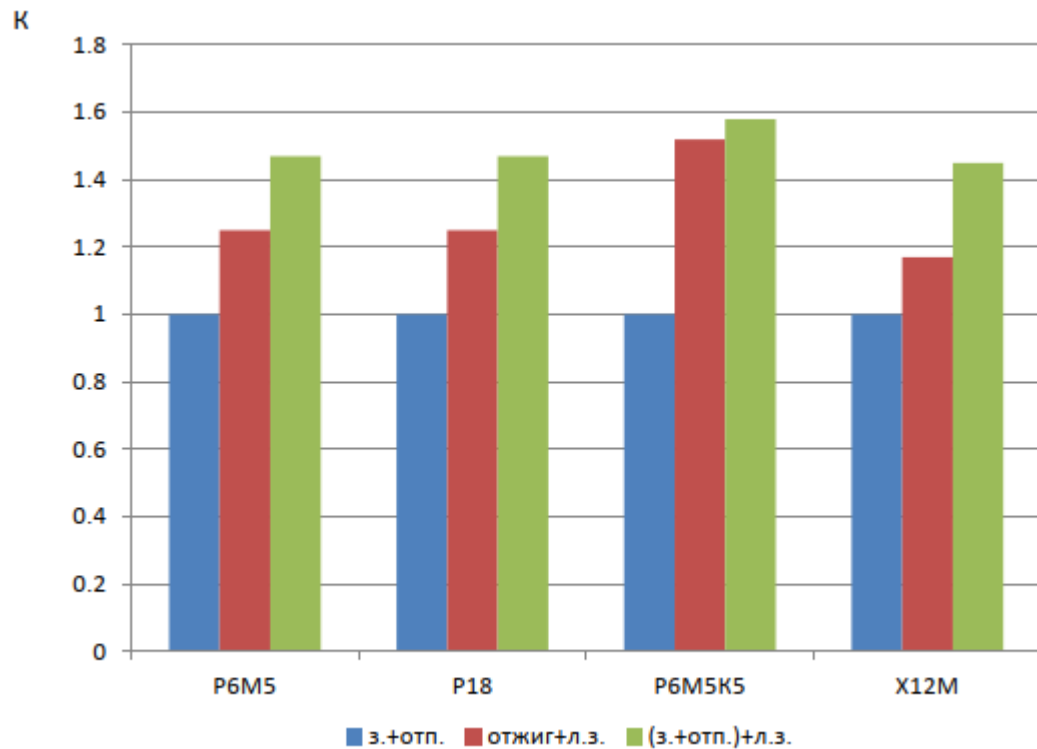


Рисунок 3.8 – Результати випробувань на зносостійкість

Отримані результати випробувань на зносостійкість корелюють з отриманими результатами оптимальних режимів лазерної обробки для отримання максимальної мікротвердості, а саме, що обробка досліджуваних сталей повинна проводитися або без оплавлення (в разі штампового стали X12M), або з невеликими оплавленнями при невеликих швидкостях (в разі швидкорізальних сталей).

ВИСНОВКИ

1. На підставі проведеного аналітичного огляду літературних даних були зроблені висновки за умовами і характером роботи холодновисадного інструменту для виробництва авіаційного кріплення, були виявлені проблеми, пов'язані з його використанням, і основні причини виходу інструменту з ладу. Як шлях підвищення його зносостійкості був обраний лазерний гарт, що є одним з найбільш перспективних і стабільних методів поверхневого зміцнення металів і сплавів.

2. За результатами проведеного дослідження мікроструктури інструментальних сталей було встановлено, що причиною крихкого руйнування робочого профілю інструменту в ході роботи є наявність в його мікроструктурі не віддаленій карбідної ліквіації.

3. Встановлено, що при лазерній обробці швидкорізальних сталей Р6М5, Р6М5К5, Р18 для отримання максимальної мікротвердості обробку лазерним випромінюванням слід проводити з мінімальним оплавленням поверхні при щільності потужності випромінювання $q = 1,1-1,3 \cdot 10^4$ Вт / см², в разі обробки штампової сталі Х12М гарт повинен відбуватися з твердого розчину без оплавлення при щільності потужності випромінювання $q = 0,9 \cdot 10^4$ Вт / см². Лазерну обробку досліджуваних сталей необхідно проводити зі швидкістю переміщення лазерного променя в інтервалі 8-10 мм / с.

4. Виявлено вплив вихідної мікроструктури на глибину і будову зони лазерного впливу досліджуваних сталей. Встановлено, що попередня зміцнююча об'ємна термічна обробка, що забезпечує структуру мартенситу, дозволяє отримати більш глибокий зміцнений шар після лазерного гарту, в порівнянні зі структурою після відпалу, через різницю в теплопровідності оброблюваних сталей.

5. Випробування зносостійкості зразків інструментальних сталей Х12, Р6М5, Р18, Р6М5К5, підданих лазерному загартуванню, доводять

ефективність застосування даного виду зміцнення для досліджуваних інструментальних сталей.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Галкин, В.В. К вопросу низкой стойкости пуансонов при выдавливании крестообразного шлица в винтах с потайной головкой из стали 14X17H2 / В.В. Галкин, А.А.Дербенев, А.В. Братухин, Г.Н. Гаврилов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2017. – №4. – С. 6-12.

3 Ворошнин, Л.Г. Теория и технология химико-термической обработки / Л.Г. Ворошнин, О.Л. Менделеева, В.А. Сметкин - М.: «Новое знание», 2010. - 305 с.

4. Петриков, В.Г. Прогрессивные крепежные изделия / В.Г. Петриков, А.П. Власов – М.: Машиностроение, 1991. – 256 с.

6. Чудина, О.В. Механизмы упрочнения железа при лазерном легировании и азотировании / О.В. Чудина, Л.Г. Петрова // Металловедение и термическая обработка металлов - 2002. - № 4. - С. 21-26.

7. Гаврилов, Г.Н. Значимость лазерного упрочнения конструкционных и инструментальных сталей при создании высокоэффективных изделий машиностроения / Г. Н. Гаврилов, А.В. Братухин // Наука и технологии в промышленности. – 2012.- №4. – С. 48-52

8. Ким, Е.И. Теоретическое исследование кинетики аустенитизации в сталях при нагреве непрерывным лазерным излучением / Е.И. Ким, А.Г. Григорьянц, А.Н. Сафонов и др. // Инженерно-физический журнал. – 1987, Т.52, №3. - С. 444-492