

ВСТУП

Підвищення якості, надійності і терміну служби деталей машин є основним завданням при виробництві деталей, особливо схильних до тертя Ковальсько-штампувальне виробництво – один з основних методів отримання заготовок для виготовлення відповідальних деталей машин. Деталі, одержані шляхом оброблення металів тиском, визначають надійність і якість машини. Методами обробки металів тиском виготовляють ковані і штаповані поковки різної конфігурації. Перевагою такого виробництва, в порівнянні з литтям і обробкою різанням, є низькі трудовитрати, більш ефективний витрата металу і більш високі механічні властивості деталей. Найбільш ефективним є застосування обробки металів тиском при масовому і великосерійному виробництві. Високі вимоги, що пред'являються до якості поковок, призводять до того, що на сьогоднішній день це питання є одним з головних, що стоять перед машинобудівної галуззю.

1 АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД ЛІТЕРАТУРНИХ ДАНИХ ЗА ПРОБЛЕМАМИ СТІЙКОСТІ ІНСТРУМЕНТА ДЛЯ ХОЛОДНОЇ ВИСАДКИ І ЗАСТОСУВАННЯ ЛАЗЕРНОГО ЗМІЦНЕННЯ

1.1 Холодновисадковий інструмент для серійного виробництва кріпильних виробів авіаційної техніки та фактори, що впливають на його стійкість

В авіаційній техніці XXI століття, незважаючи на постійно зростаючий обсяг інтегральних конструкцій із полімерних композиційних матеріалів, зварних конструкцій, основним видом з'єднань залишаються з'єднання на основі кріпильних виробів.

Кількість кріпильних елементів, що встановлюються в процесі збирання планера сучасного пасажирського літака, досягає 1,5 млн. штук. Тенденція світового розвитку та цивільного, військового авіабудування підтверджує збереження з'єднань вузлів, панелей, агрегатів літальних апаратів, у тому числі конструкцій з полімерних конструкційних матеріалів, на основі кріпильних з'єднань обсягом до 80%.

Велика номенклатура кріпильних систем включає:

- термозміцнювані та деформаційно-зміцнювані стрижневі деталі та гайки
- стрижні та кільця болт-заклепок з титанових та алюмінієвих сплавів, вуглецевих та корозійностійких сталей;
- різні види заклепок з титанових та алюмінієвих сплавів, вуглецевих та корозійностійких сталей, у тому числі і для композиційних матеріалів;
- кріпильні вироби типу Ni-Lock (застосування тарованої затяжки).

Застосовувані матеріали: деформаційно-зміцнюваний ($\alpha+\beta$) титановий сплав BT-16, титанові сплави BT1-00 і OT4-0, сталі мартенситного класу 13X11H2B2MФ (E1961), сталі аустенітного класу з інтерметалік16 сталі аустенітного класу 12X18H10T, 12X18H9T; мартенситностаріюча сталь 03X11H10M2T (BHC-17), сталі 14X17H2, 30XГСА, 16XCH, алюмінієві сплави B65, B95PC, Д16Т, Д18 та інші матеріали.

В умовах великосерійного та масового виробництва виготовлення кріпильних деталей виготовляють на спеціальних холодновисадкових прес-автоматах методами холодної висадки.

При виготовленні виробів методом холодного висаджування використовується велика номенклатура штампового інструменту (матриці, пуансони, втулки, ножі тощо).

З урахуванням використання при виготовленні кріпильних виробів високопродуктивного обладнання, високих вимог до точності виробів, що виготовляються, а також використання високоміцних металів і сплавів, застосовуваний холодновисадковий інструмент повинен володіти підвищеною зносостійкістю, порівняно, наприклад з інструментальним оснащенням для загального машинобудування.

Відомо, що інструмент у процесі роботи зазнає великої кількості різних за своєю природою механічних навантажень. Він працює на зношування, стиснення, а при складних схемах переходів по позиціях формування виробу інструмент працює в тому числі і на розрив. Таким чином, при виборі матеріалу для холодновисадочного інструменту необхідно враховувати необхідність наявності високої в'язкості матеріалу в поєднанні з високими показниками твердості, міцності та зносостійкості.

Автор у роботі вважає, що на стійкість інструментів для холодновисадкових автоматів впливають три основні фактори, які призводять до виходу інструменту з ладу:

- 1) затуплення ріжучих кромek, це відноситься до відрізних і обрізних матриць, втулок і ножів;
- 2) тертя, що викликає знос каналів та робочих поверхонь висадкових матриць, пуансонів та іншого виду інструменту;
- 3) втома металу інструментів в результаті постійних динамічних знакозмінних навантажень, які призводять до появи в областях ковзання мікроскопічних тріщин, навколо яких відбувається концентрація внутрішніх напруг. Ці тріщини зростають, що в результаті після великого знакозмінного

числа навантажень призводить інструмент до руйнування.

В результаті зносу інструменту кріпильні деталі, що виготовляються, 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.

Ще одним фактором, що впливає на стійкість, є стан устаткування, що використовується, і так зване налагодження інструменту, тобто правильний монтаж інструменту на посадкові місця для отримання необхідної геометрії виробів.

Також має значення стан поверхневого шару матеріалу, що обробляється для холодної висадки. Тертя між матеріалом та інструментом сильно сприяє зносу інструменту. Тому матеріал, який використовується для холодної висадки, повинен бути без іржі та окисного шару, оскільки це може пошкодити матриці та інші деталі інструменту. Також на матеріали наносять технологічне покриття, що забезпечує поряд з полегшенням процесу деформування. Для подовження терміну служби інструменту при холодній висадці наносять плівку масляну на матеріал. Іноді до матриці підводять масло в безперервному режимі, при цьому важливо, щоб між деталлю та інструментом не утворилося масляної щільної плівки, так як інакше метал не повністю зайде в кромки матриці. Для складних деталей також використовують мастило гасом [1].

На думку автора [2] також необхідно враховувати при холодному штампуванні та вплив знеуглерожування шару, так як при висадці прутків або дроту з великим знеуглеродженим шаром стійкість матриць може знизитися в 1,5 рази і більше. Висока міцність дроту, викликана наклепом при волоченні і калібруванні, який завжди позначається негативно на стійкості матриці; більше, іноді спостерігається підвищена стійкість. Однак це стосується лише висадкових матриць, а також, наприклад, стійкість хрестоподібних пуансонів при використанні сильно нагартованого дроту може впасти до 50%.

Нарешті, причинами незадовільної стійкості інструменту можуть бути

геометричні відхилення при виготовленні самого інструменту, у неправильній виборі сталі, помилки при термообробці. Помилки в проектуванні інструменту також відіграють негативну роль, наприклад, надто різкі переходи перерізів або неправильна обробка може спричинити тріщини при шліфуванні.

Помилки при термообробці інструменту, такі як перегрів, занадто різке охолодження, недостатній час прогрівання можуть призвести до термічних тріщин або невідповідної вимоги креслення мікроструктурі і твердості.

Діяльність [3, 4] аналізується впливом стійкості різних деталей інструменту, працюючого на одному й тому устаткуванні. Зазвичай процес виготовлення кріпильних деталей при холодній висадці відбувається за 4-5 технологічних переходів. Інструмент, який використовується при цьому, піддається різним навантаженням (залежно від формоутворення на конкретному переході) та має різну форму. Найменшим навантаженням піддається, як правило, інструмент на початкових переходах: це відрізні втулки, ножі, матриці, чорнові пуансони. На наступних переходах, де відбувається саме формоутворення деталі, стійкість інструменту значно нижче. Найбільш проблемними у цьому плані є просічні та хрестоподібні пуансони.

Таким чином, очевидно, що зносостійкість холодновисадочного оснащення є багатофакторним процесом, що залежить, як від вибору самого матеріалу інструменту, так і від його проектування та виготовлення з урахуванням особливостей технології виробництва високоточного авіаційного кріплення.

1.2 Методи зміцнення металів та сплавів

Існуючі методи зміцнення металів та сплавів можна класифікувати на шість груп:

1. Насичення поверхневих шарів матеріалу іншими хімічними елементами (азотування, нітроцементация, цементация та ін).

2. Отримання плівки на поверхні матеріалу (хімічні та гальванічні види покриттів, напилення електродуговими, лазерними методами, напилення

плазмою матеріалів, отриманих методами порошкової металургії та ін.).

3. Обробка з метою зміни мікроструктури поверхневого шару (електроерозійна обробка, гартування променями лазера або плазми та ін.).

4. Обробка з метою зміни мікроструктури по всьому перерізу матеріалу (об'ємна термічна обробка, обробка холодом та ін.).

5. Модифікація енергетичного запасу поверхневих шарів (обробка у магнітних полях).

6. Отримання поверхні різних класів шорсткості (шліфування, хонінгування та ін.).

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

У кожному разі для ухвалення остаточного рішення про використання того чи іншого методу зміцнення необхідно враховувати специфіку, яка включає всі фактори [5].

Наприклад, холодновисадковий інструмент працює в умовах, що поєднує одночасно дію контактних, динамічних, а також термічних навантажень. Тому, як уже згадувалося раніше, інструментальна оснастка для виробництва кріплення повинна володіти комплексом експлуатаційних властивостей, що включає високі показники зносостійкості, твердості, в'язкості і міцності.

В даний час основним видом підвищення працездатності інструменту є стандартна об'ємна термічна обробка, що включає гартування, відпустку та, при необхідності, обробку холодом для видалення великої кількості залишкового аустеніту. Відбувається зміна мікроструктури та твердості по всьому перерізу деталі, при цьому досягаються стандартні властивості експлуатації інструментальних сталей.

Так, зокрема, для зміцнення інструментального оснащення почала застосовуватися термічна обробка у вакуумі. Така обробка матеріалів у вакуумних печах з охолодженням у потоці аргону або азоту, в порівнянні з нагріванням у розплавах солей, має певні переваги: зведена до мінімуму шкода

навколишньому середовищу та робочому персоналу, підвищення стабільності властивостей, що отримуються після термообробки через більш рівномірне прогрівання деталей по всьому перерізу та можливості програмованого повільного охолодження в інтервалі мартенситного перетворення, відсутність загартованих тріщин, а також велику варіативність у використанні термічного обладнання.

Для підвищення експлуатаційних властивостей інструментальних сталей також використовують методи зміцнення поверхневого шару – хіміко-термічна обробка, гартування ТВЧ, а також нанесення різного виду покриттів та ін.

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

На початку 1980-х років стали застосовуватися і відразу продемонстрували свою ефективність зносостійкі покриття для широкої номенклатури інструменту з нітрид-титану TiN. Наступним етапом розвитку було створення двошарових покриттів, які склалися з шару карбиду TiC або карбонітриду титану TiCN, а зверху наносився тонкий шар оксиду алюмінію Al₂O₃. Також отримали практичне застосування та розроблені багатошарові покриття, що складаються з різних сполук титану: TiN, TiC, TiCN.

Перевагами багатошарових твердих покриттів на основі сполуки титану є висока ударна міцність, хороша адгезія з основою, відносно низька внутрішні напруги, а також відсутність напруги на межі «покриття-основа», що дозволяє підвищити тріщиностійкість.

Проведені дослідження в галузі зміцнення інструментальних сталей та нанесення різних видів покриття показали, що нанесення таких покриттів необхідно виконувати без різких переходів між шаром покриття (зміцненим шаром) та вихідним матеріалом (підкладки).

Було з'ясовано, що досягнення даного результату можливе при використанні плазмо-вакуумної обробки, яка проходила за комбінованою схемою: на першому етапі шляхом іонного азотування в плазмі розряду тліючого утворювався поверхневий дифузійний шар на виробі, а на другому етапі за допомогою вакуумно-дугового розряду - вакуумним осадженням відбувалося осадження даних покриттів.

За результатами проведених досліджень було встановлено, що зазначений дифузійний шар дає можливість отримати плавний перехід меж між фізичними властивостями покриття та основною інструментальною сталлю, така комбінація призводить до підвищення стійкості інструменту в процесі експлуатації. Однак у зв'язку з недостатнім обсягом статистичних даних про стійкий і стабільний результат цих розробок говорити про їх економічну ефективність поки що передчасно [6 - 8].

Іншим застосовуваним у промисловості методом підвищення зносостійкості виробів з інструментальних сталей є хіміко-термічна обробка. Принцип хіміко-термічної обробки полягає в одночасному термічному та хімічному впливі на матеріал з метою зміни складу, структури та властивостей поверхневого шару для підвищення його експлуатаційних властивостей. При такій обробці відбувається насичення поверхні матеріалу певним елементом або декількома елементами (вуглецем, азотом, бором та ін.) шляхом їх дифузії з зовнішнього газового, твердого або рідкого середовища [9 - 11].

На даний момент у промисловості широко використовуються такі методи хіміко-термічної обробки, як азотування, цементация та нітроцементация.

Майже на всіх підприємствах, що займаються машинобудуванням, є необхідне обладнання для насичення вуглецем та азотом у газових середовищах, для невеликих обсягів переважно проводиться цементация у твердому карбюризаторі. Однак, дані процеси застосовують в основному для підвищення зносостійкості поверхневих шарів сталевих виробів, а для отримання необхідного ефекту при цементации і нітроцементации можна використовувати тільки низьковуглецеві (цементовані) сталі з вмістом вуглецю

не більше 0,3% бути леговані як алюмінієм, хромом, молібденом, ванадієм, вольфрамом, титаном.

В той же час такі процеси, як, наприклад, борування або хромування, які значною мірою збільшують зносостійкість, ніж цементация, азотування або нітроцементация, крім того підвищують корозійну стійкість, теплостійкість та ряд інших властивостей поверхневого шару деталей, отримали значно менше поширення.

Це пов'язано в першу чергу з тим, що для даних процесів потрібне застосування складного та дорогого обладнання для розроблених технологій застосування необхідних дифузійно-активних середовищ.

Для досягнення заданої товщини дифузійного шару необхідна висока температура процесу насичення і тривалий час витримки даних температурах. Відомо, що тривалий час витримки при високих температурах негативно позначається на мікроструктурі сталей (зокрема, можливе зростання аустеніту), що негативно позначається на кінцевих властивостях матеріалу, крім того, це може викликати деформацію і короблення виробів.

Крім того, технологія поверхневого зміцнення виробів методами хіміко-термічної обробки включає не тільки процес дифузійного насичення. Цим формується тільки глибина і розподіл елемента, що дифундується, по перерізу деталей. Для надання остаточних властивостей необхідний ще й додатково процес термообробки.

На сьогодні найбільш перспективним методом хіміко-термічної обробки з метою підвищення довговічності виробів з інструментальних сталей є борування. Борування цих сталей дає можливість отримати поверхневі дифузійні шари, що мають високий комплекс експлуатаційних властивостей. Так при дифузійному насиченні бором у поверхневих шарах оброблюваних сталей йде формування боридів заліза FeB і Fe_2B , які мають високу твердість, що дає можливість підвищити зносостійкість і теплостійкість деталей, що експлуатуються при високих температурах і при знакозмінних або ударних навантаженнях [12].

Ще одним поширеним способом поверхневого зміцнення є індукційне гартування. При поверхневому гартуванні СВЧ нагрівання відбувається до більших температур, ніж при об'ємній термічній обробці.

Якщо швидкість нагрівання до температури критичної точки буде високою, перехід перліту аустеніт підвищиться; важливо, щоб при поверхневому гартуванні перліт швидше перейшов в аустеніт, тому швидкість обробки підвищується, отже, підвищується температура обробки. Нагрів до вищих температур не призводить до перегріву структури, так як нагрівання СВЧ вимагає меншого часу для обробки, тому критичного зростання зерна в сталі не відбувається.

Гартування СВЧ порівняно з об'ємною термічною обробкою дає показання твердості виробів на 2-3 одиниці HRC вище. Крім того, індукційна піч дає можливість нагріти виріб досить швидко до необхідної температури, і внаслідок цього на її поверхні з'являються напруги, що стискають, через утворення мартенситу, а це значно підвищує міцність виробу і збільшує термін його роботи.

Гартування ТВЧ має велику кількість переваг у порівнянні з іншими видами зміцнювальних термічних обробок: висока продуктивність процесу, просте варіювання товщини шару, що прожарюється, низький ступінь отримання повідця виробу, мінімізація отримання окисної плівки через високу швидкість процесу, автоматизація технологічного процесу.

Однак, в ній присутні певні недоліки, такі як необхідність застосування відносного складного електричного обладнання, і обмеження по номенклатурі оброблюваних деталей - на виробих з глибокими западинами, виступами, гострими краями і різкими переходами отримання рівномірної товщини шару, що гартується практично неможливо. Усе це обмежує застосування гарту ТВЧ для зміцнення холодновисаджувального інструменту [13].

Останнім часом підвищення зносостійкості інструментальних сталей отримав такий напрямок термообробки, як ТЦО (термоциклическая обробка). Принцип цієї обробки полягає у використанні циклічних теплових впливів на

матеріал, при цьому формування мікроструктури та фазові перетворення відбуваються багаторазово при зміні температури циклів «нагрівання-охолодження».

Основною метою багатоциклового процесу з нагрівання та подальшого охолодження є накопичити ті зміни в мікроструктурі, які позитивно вплинуть на комплекс фізико-механічних властивостей інструментальних сталей, недосяжних при разовій термічній обробці.

Зміни в матеріалі під впливом пластичної деформації впливають на циклічні зміни, що з'являються. На даних змінах, сформованих в результаті нагартовки, засновані й багато інших методів зміцнення металів та сплавів, зокрема метод механіко-термічної обробки (МТО) [14]. Відмінність у тому, що з механіко-термічної обробці першому етапі проводять попередню механічну нагартовку, але в другому виробі піддають безпосередньо вже самої термічній обробці.

Було проведено низку досліджень впливу термоциклічної обробки високолегованих інструментальних сталей 4X5MΦC, X12Φ1 та 5XHM як остаточної термічної обробки [15].

За результатами проведених досліджень було з'ясовано, що найбільші значення ударної в'язкості термоциклічної обробки були отримані після двох гарт на масло і наступної відпуску. Перше гартування відбувалося при температурі витримки на 100°C вище A_{c3} , друге гартування на 500°C нижче даної температури. В результаті такої обробки були отримані значення твердості, порівняні зі значеннями твердості після звичайної термічної обробки. Однак, значення ударної в'язкості були вищими, так після такої обробки в мікроструктурі сталей був отриманий вельми дрібноголковий мартенсит 1-2 бали, що і дало можливість поліпшити в'язкість сталей, що обробляються.

Автори [16] проводили дослідження для підвищення міцності та в'язкості з термоциклічної обробки вуглецевих інструментальних сталей У8 і У12. Метою проведення ТЦО було зруйнувати цементитну сітку в структурі сталі, для цього було проведено шість циклів термоциклічної обробки, яка включала

нагрівання до температури 760-780 °С і подальшим охолодженням на повітрі до температури 670-690°С. В результаті проведених робіт карбідна сітка була зруйнована, мікроструктура була окремими карбідами округлої форми.

Останнім часом проводиться досить багато досліджень, пов'язаних з вивченням впливу термоциклічної обробки на підвищення комплексу технологічних властивостей інструментальних сталей. Було розроблено технологічні процеси з ТЦО, які отримали практичне застосування на підприємствах машинобудівної галузі.

Однак, незважаючи на досягнуті успіхи в даному напрямку, вибір режимів термоциклічної обробки проводиться в основному експериментальним шляхом, немає конкретизованих і сформульованих прикладних рішень. Основним мінусом даної технології, крім високої трудомісткості та тривалості процесу, є часто неможливість отримати високі характеристики міцності при підвищених пластичних властивостях інструментальних сталей, що різко знижує практичну значущість термоциклічної обробки для підвищення зносостійкості.

Якісно новий рівень експлуатаційних характеристик досягається при використанні таких нових методів обробки, як плазма, іонні пучки, електронні та лазерні промені для поверхневої обробки металів та сплавів з метою підвищення ресурсу виробів.

Одним із перспективних методів такої обробки є лазерні технології. Основними перевагами лазерного випромінювання є відсутність поведіння виробів, можливість обробки локальних поверхонь, висока продуктивність обробки, отримання підвищеної твердості виробів у порівнянні з іншими методами, розширення номенклатури сталей, що обробляються.

1.3 Лазерна обробка

В основі принципу лазерної обробки матеріалів лежить можливість створення високих щільностей температурних потоків у поверхневих зонах. Це дає можливість проведення високошвидкісного нагріву, аж до розплавлення

оброблюваних матеріалів.

Широкі можливості використання лазерних технологій для обробки матеріалів веде до інтенсивного розвитку даного напрямку, появи нових технологій та видів обладнання для такої обробки.

Лазерне випромінювання є вимушеним монохроматичним випромінюванням з широким інтервалом довжин хвиль, що використовуються.

Технологічні лазери використовують випромінювання з діапазоном довжин хвиль від 03 до 10 мкм. Основною енергетичною характеристикою лазерного випромінювання є енергія фотона.

У порівнянні з іншими джерелами енергії у лазерного випромінювання є низка істотних плюсів:

- лазери – це найпотужніші джерела світла, у ряду лазерів пікова потужність може сягати 1000 Вт/см^2 ;

- лазери здатні створювати пучки світла з дуже малими кутами розбіжності (до 5-10 рад.)

- монохроматичність лазерного випромінювання. Відомо, зазвичай атоми джерела світла створюють пучки світла незалежно друг від друга, своєю чергою лазерні джерела випромінюють світло узгоджено. Через цю унікальну здатність немає регулярних коливань фаз хвиль [17].

Відомо [18], що при взаємодії лазерного променя з поверхнею матеріалу призводить до нагрівання, при великих потужності випромінювання можливе розплавлення або навіть випаровування матеріалу. У порівнянні зі звичайними методами термічної та хіміко-термічної обробки у лазерної обробки є ряд переваг, такі як можливість локальної обробки певних ділянок поверхні виробу та можливості надвисоких швидкостей нагріву та охолодження. За цих умов можливе отримання різних метастабільних та неоднорідних структур (у тому числі аморфних та напівкристалічних станів), які не можливі при проведенні стандартних термічних обробок.

Одним з важливих показників лазерного випромінювання, яке необхідно враховувати при розрахунку технологічних процесів, є коефіцієнт

відображення. Цей параметр залежить від матеріалу, а також від довжини хвилі, що випромінюється лазером. Таким чином, необхідно враховувати специфіку взаємодії лазерного променя з характеристиками поверхневого шару матеріалу, що опромінюється.

При теплових розрахунках лазерного випромінювання є важливим той факт, що при зростанні температури опроміненого матеріалу його поглинальна здатність також зростає. Поглинальна здатність залежить навіть від якості поверхневого шару матеріалу. Наприклад, з збільшенням окисної плівки коефіцієнт поглинання може збільшитись у кілька разів.

На думку автора [17] збільшення шорсткості оброблюваної поверхні та зміна її хімічного складу може значно підвищити енергетичну ефективність лазерного випромінювання. Але все ж таки, наприклад, при лазерному гартуванні, більш доцільним є нанесення покриттів для збільшення поглинальної здатності лазерного випромінювання.

На даний момент використовуються такі типи покриттів: гальванічні та хімічні покриття (фосфатування, вороніння, анодне окислення) покриття; лаки, фарби, гуаші; вуглецеві покриття - графіт, сажа [17].

При дії потужного лазерного випромінювання в матеріалах можливе протікання різних фізико-хімічних процесів (рис. 1.1). Ці процеси, а також характер їх протікання, визначають температура, швидкість і час нагрівання, швидкість охолодження матеріалу, які в свою чергу залежать від енергетичних параметрів випромінювання і геометрії лазерного пучка, властивостей оброблюваного матеріалу, геометрії та маси виробу, що опромінюється, технологічних схем обробки [18].

На думку авторів [19] з точки зору використання лазерного випромінювання для поверхневої обробки з метою зміцнення матеріалів мають особливе значення три основні процеси, що протікають:

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

- нагрівання матеріалу до температур вище, ніж температура плавлення, його подальша кристалізація та охолодження розплаву;

- нагрівання матеріалу понад температуру його випаровування, пластична деформація за рахунок ударної хвилі, нагрівання поверхневого шару плазмою, що утворюється при взаємодії лазерного випромінювання з матеріалом.

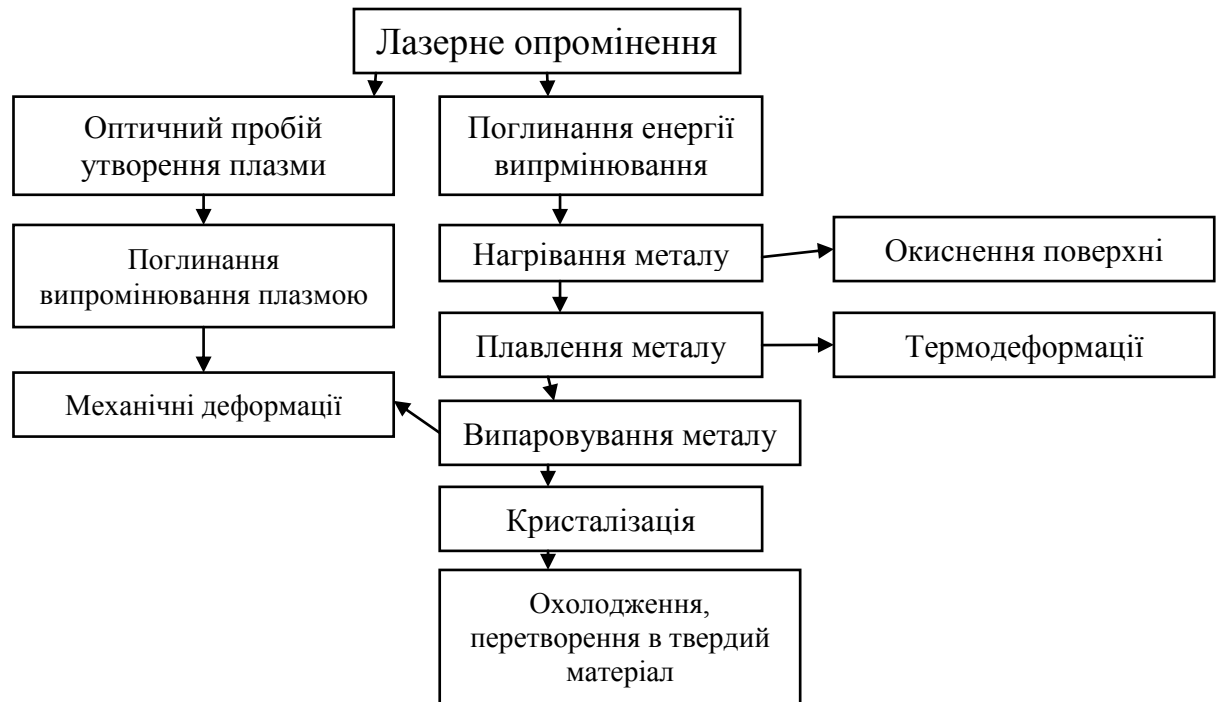


Рисунок 1.1 – Фізико-хімічні процеси, що протікають у матеріалах при лазерному опроміненні

Ці три основні режими лазерного нагріву та фізико-хімічні явища, що їх супроводжують, у матеріалі є основою для дослідження методів поверхневого зміцнення. Головною характеристикою, що визначає той чи інший процес є температурне поле в зоні лазерного випромінювання. За цією характеристикою можна провести оцінку поточної температури в різних точках зони термічного впливу (ЗТВ) у різні моменти часу, швидкості нагрівання та охолодження, а в кінцевому підсумку мікроструктурний стан та фазовий склад поверхневого шару опроміненого матеріалу. Для оцінки теплового стану матеріалу за умов лазерного опромінення нині широко застосовуються методи математичного

моделювання процесу теплопередачі.

Ефективність використання цих методів при проектуванні та особливо при управлінні технологічними процесами лазерного зміцнення можна істотно збільшити, підвищивши точність визначення вхідних параметрів: потужності лазерного випромінювання, що безпосередньо падає на оброблюваний матеріал, площі та форми плями фокусування, через яке вводиться енергія в матеріал, закону розподілу інтенсивності випромінювання по плямі фокусування, поглинальній здатності поверхні, що опромінюється.

У роботі [20] автори вказують, що лазерне термічне зміцнення полягає в тому, що при впливі лазерного променя відбувається високошвидкісне нагрівання поверхні матеріалу та його подальше охолодження з надкритичною швидкістю після закінчення теплового впливу. Надкритична швидкість охолодження досягається тепловідведенням у навколишній матеріал.

На відміну від звичайних процесів термозміцнення таких, як гартування струмами високої частоти, електронагрів, об'ємне гартування та інші стандартні способи, нагрівання та охолодження при лазерному гартуванні є надшвидкісними, час витримки при температурі під нагрівання також мало. Ці чинники визначають свої відмінні риси на процеси освіти та формування структур.

За своєю суттю лазерне термозміцнення сталей, як і при звичайних видах гартування, полягає у формуванні на етапі нагрівання структури аустеніту та подальше її перетворення на мартенситну структуру на етапі охолодження.

При лазерному гартуванні в поверхневих шарах матеріалу нагрівання відбувається до різних температур, таким чином, зона лазерного впливу (ЗЛВ) має шарувату будову (рис. 1.2).

При лазерному зміцненні на поверхні опроміненого матеріалу формуються три зони:

- Перша зона – зона оплавлення – формується при гартуванні з розплавленого стану. Будова переважно комірчасто-дендритна, кристали виходять витягнуті в напрямку тепловідведення. Основна структура –

мартенсит, причому мартенсит відрізняється більшою дисперсністю порівняно з зміцненням об'ємним гартуванням. Якщо лазерне зміцнення відбувається без оплавлення, то ця зона відсутня.

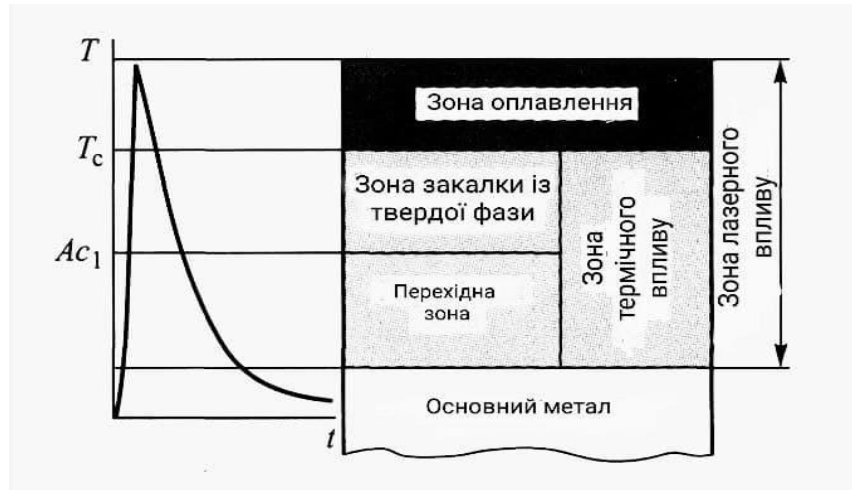


Рисунок 1.2 – Будова зони лазерного впливу після лазерного гартування

- Друга зона – зона гарту з твердого розчину - утворюється при гартуванні без оплавлення. У цій зоні є структура як повного, і неповного гарту – нижня межа зони визначена нагріванням до критичної точки A_{c1} . У цьому шарі спостерігається неоднорідність по глибині: ближче до поверхні є мартенсит і залишковий аустеніт, а ближче до основного матеріалу – мартенсит та фази вихідної мікроструктури: ферит у доевтектоїдній сталі та цементит у заевтектоїдній сталі.

- Третій шар – зона відпуску (перехідна зона) – при нагріванні нижче за критичні температури. Якщо матеріал пройшов попередню об'ємну термообробку, то в цьому шарі спостерігається зниження мікротвердості через розпад мартенситу (тростит або сорбіт) і коагуляції карбідів.

При лазерному гартуванні відбувається високошвидкісне нагрівання, що веде за собою підвищення температури критичної точки A_{c1} , яка визначає нижню межу зони зміцнення. Зі зменшенням дисперсності вихідного матеріалу відбувається збільшення температури критичної точки A_{c1} [20].

У лазерного поверхневого зміцнення є дві різні схеми, це

випромінювання імпульсами або серіями імпульсів (імпульсне гартування) і гартування шляхом безперервного випромінювання [21].

При імпульсному гартуванні йде послідовне зміцнення поверхневого шару деталі пучками з діаметром 2 - 5 мм. При роботі з твердотільних імпульсно-періодичними лазерами з довжинами хвиль випромінювання 0,69 і 1,06 мкм можна проводити обробку виробів без використання світлопоглинаючих покриттів. Щоб отримати рівномірну обробку, зміцнення виробів проводять, зазвичай, з коефіцієнтом перекриття плям 0,5. Продуктивність процесу імпульсного гарту на сучасних установках відносно невелика і становить приблизно від 100 до 1000 мм²/хв.

Для отримання найбільшої глибини зміцнення для збереження вихідної чистоти поверхні імпульсне гартування проводять на щільності потужності трохи нижче критичної, при якій відбувається легке оплавлення. У цьому середня глибина зміцненого шару на сталях сягає 0,08 - 0,15 мм.

Імпульсне гартування з оплавленням виконують випромінюванням із щільністю потужності від $2 \cdot 10^4$ до $2 \cdot 10^5$ Вт/см². При цьому глибина лазерного зміцнення збільшується у сталях до 1 мм. Але в цьому випадку одночасно суттєво збільшується шорсткість поверхні, що призводить до необхідності призначення припусків на подальшу механічну обробку.

При використанні схеми безперервного випромінювання досягається значно більша продуктивність процесу. При даній схемі йде переміщення деталі, що опромінюється щодо променя з постійною лінійною швидкістю. При цьому на виробі виходять поверхневі зони у вигляді смуг завширшки від 0,5 до 10 мм. У цьому максимальна глибина зміцненого шару при випромінюванні без оплавлення на сталях сягає 0,5 - 2,0 мм. При обробці з оплавленням глибина стає більшою, але помітно погіршується якість поверхні, але в деяких марках сталей відбувається зниження твердості.

Автор роботи [22] вважає, що гартування лазером з безперервним випромінюванням забезпечує більшу рівномірність зміцнення поверхні на відміну від імпульсного впливу, так як за довжиною зміцненої смуги розподіл

твердості відбувається більш рівномірно. При обробці габаритних поверхонь зміцнені смуги накладають із перекриттям.

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

Збільшення зносостійкості в результаті лазерного гартування пов'язане не тільки з високою твердістю поверхні, але і з отриманням дрібнодисперсної структури, збільшенням властивостей поверхні, що несуть, і зменшенням коефіцієнта тертя [23].

У роботі [24] викладаються результати підвищення лазерної обробки деталей із залізовуглецевих сплавів та її вплив на перерозподіл легуючих елементів. Для дослідження було обрано маловуглецеву сталь 20ГМЛ, нержавіючу сталь 12Х18Н9Т, конструкційну сталь 35Г, швидкорізальну сталь Р6М5. Обробка лазерним випромінюванням проводилася за двома схемами: імпульсне гартування на установці «Квант» і гартування безперервним випромінюванням на установці «Комета». Робота проводилася з робіт А.Г. Григор'янця, О.М. Сафонова, В.С Коваленко та ін. Варіювалися такі параметри лазерного випромінювання як тривалість імпульсу і потужність випромінювання, це призвело до зміни енергетичних параметрів процесу обробки.

У роботі [25] наведено результати підвищення зносостійкості інструментальних сталей методами лазерної обробки. Автор розробив ефективну технологію зміцнення робочих крайок штампів координатно-револьверних пресів з наплавленням із швидкорізальних сталей. При цьому використовувалася газолазерна різання, кріогенна обробка та лазерна відпустка. Було встановлено закономірності формування мікроструктури у зоні термічного впливу. Кріогенна обробка та подальша лазерна відпустка дали можливість отримати значення мікротвердості до 10000-10500 МПа, при цьому вміст залишкового аустеніту було до 7-9%. Дана технологія лазерної обробки дозволила збільшити стійкість оброблених штампів у 1,5 - 1,6 рази порівняно із

звичайною технологією.

У роботі [26] автором була розроблена технологія використання лазерного випромінювання для легування швидкорізальних та штампових сталей через рідку фазу, для цього оброблювані деталі нагрівалися до оплавлення поверхневого шару. За результатами експериментів було зроблено припущення, що при лазерному поверхневому легуванні такими матеріалами як вуглець, титан, ніобій сталей ХВГ та У10 відбувається значне підвищення червоностійкості цих матеріалів. Було запропоновано ефективні режими лазерного легування, визначено залежність мікротвердості від енергетичних параметрів лазерного випромінювання. Також була розроблена математична модель на підставі теоретичних даних лазерного легування досліджуваних матеріалів одно-, дво- та трикомпонентними системами для збільшення зносостійкості ріжучого інструменту.

У роботі [27] були проведені дослідження щодо підвищення стійкості металорізального інструменту шляхом лазерного гартування імпульсним випромінюванням. Проведені дослідження дали можливість підтвердити, що зміцнюючі режими лазерної обробки необхідно задавати з урахуванням специфіки різального інструменту. Отримані експериментальні дані щодо збільшення середньої стійкості дискових фрез зі сталей Р18, Р6М5, розгорток зі сталі Р9К5 та свердлів зі сталі Р6М5 у 1,5 - 2,0 разів після лазерної обробки свідчать про дві виявлені вимоги до режимів даної обробки, а саме: лазерна термообробка повинна відбуватися на повітрі передніми кутами робочої поверхні, призначені режими різання для підвищення ефективності лазерного зміцнення повинні перевищувати нормативні як по глибині, так і швидкості різання.

У роботі [28] досліджуються інструментальні та корозійностійкі сталі У12, 12Х18Н9Т, Х12М та ін та вплив на їх властивості та структуру лазерного гартування з оплавленням. Тип лазера – лазер «Квант-18» зі схемою імпульсного випромінювання. Обробка проводилася при варіюванні густини потужності від 80 до 200 МВт/м². В результаті проведених робіт був зроблений

висновок, що гартування рідкої фази даних сталей дозволяє отримати значення мікротвердості до 9000 HV.

Автор у роботі [29] займається дослідженням впливу лазерного випромінювання на структуру та властивості інструментальних сталей марок У8А, У10А, ХВГ та ін. Використовуваний тип лазера – лазер «Іглан» (ЛН-2, 5-НМ-І2) зі схемою постійного випромінювання. На підставі проведених експериментів було обрано оптимальні режими лазерної обробки для підвищення зносостійкості інструменту. За результатами роботи було розроблено технологічний процес лазерного гартування штампів для вирубки з подальшим контролем якості проведеного зміцнення.

У роботі [30] автором наведені результати дослідження сталі Р6М7Ф6К10, підданій лазерному гартуванню з оплавленням поверхневого шару та легуванням досліджуваного матеріалу хромом. Лазерне гартування проводили з використанням твердотільного неодимового лазера в імпульсному режимі випромінювання. Максимальні значення мікротвердості на рівні 15570 МПа були отримані при енергії випромінювання 14-15 Дж. Наступне проведення високої відпуску дало можливість збільшити значення мікротвердості до 20000 МПа.

1.4 Висновки за розділом 1

У першому розділі було виконано огляд літературних даних щодо стану теми дослідження. Були розглянуті умови та характер роботи холодновисаджувального інструменту для авіаційного кріплення, проблеми пов'язані з його використанням та основні причини виходу інструменту ладу. Описано існуючі методи зміцнення металів та сплавів, розглянуто їх переваги та недоліки.

Наведено основні наукові уявлення про фізико-хімічні процеси, що відбуваються у матеріалах при впливі на них лазерного випромінювання, про механізм лазерного зміцнення, а також вивчено останній досвід застосування лазерних технологій для обробки інструментальних сталей у науці та

промисловості.

В результаті аналізу літературних даних було встановлено, що:

1. З урахуванням використання при виготовленні кріпильної продукції високопродуктивного обладнання, високих вимог до точності виробів, що виготовляються, а також використання високоміцних металів і сплавів, застосовуваний холодновисаджувальний інструмент повинен мати підвищену зносостійкість, порівняно, наприклад з інструментальним оснащенням для загального машинобудування.

Основними видами виходу з ладу холодновисаджувального інструменту є: знос робочої поверхні інструментального оснащення та швидкоплинна руйнація інструменту через появу на його поверхні мікроскопічних тріщин.

2. Широко поширені на даний момент способи поверхневого зміцнення матеріалів (індукційне гартування, хіміко-термічна обробка, нанесення покриттів) не дають можливість 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 мають низку унікальних властивостей та особливостей.

Завдяки високошвидкісному нагріванню створюється можливість отримання дрібнодисперсної структури з великою щільністю дислокацій, вищих значень твердості, міцності та в'язкості порівняно з іншими видами зміцнювальних обробок. Їх усіх сучасних способів зміцнення лазерне гартування є більш економічним, стабільним і найбільш застосовним для холодновисаджувального інструменту, з урахуванням його специфіки.

3. Незважаючи на досягнуті успіхи у вивченні процесів лазерної обробки на стійкість інструментальних сталей, на даний момент сучасна промисловість не має обґрунтованих та конкретних рішень щодо прикладного використання лазерних технологій зміцнення матеріалів та комплексними методиками вибору

режимів зміцнюючої обробки висококонцентрованими потоками енергії.

4. Відсутні систематизовані дані з лазерного зміцнення в безперервному режимі та зміни фізико-механічних властивостей інструментальних швидкорізальних сталей стосовно технологічного оснащення для виробництва авіаційного кріплення.

У зв'язку з цим для досягнення поставленої мети підвищення зносостійкості інструментальних сталей для виробництва авіаційного кріплення з використанням лазерного термічного зміцнення необхідно:

- Встановити причини низької стійкості холодновисаджувального інструменту на технологічних операціях виготовлення авіаційних кріпильних виробів.

- Виявити закономірності впливу лазерного випромінювання на формування мікроструктури та властивості швидкорізальних та штампових сталей Р6М5, Р6М5К5, Р18 та Х12М, що застосовуються при виготовленні інструментального оснащення для виробництва кріпильних виробів.

- На підставі проведених досліджень з вивчення закономірності змін у досліджуваних сталях гартування визначити режими, що забезпечують максимальну мікротвердість при найбільшій глибині зміцненого шару.

- З метою підтвердження ефективності запропонованих режимів лазерного гарту провести лабораторні випробування зразків сталей на зносостійкість.

- Провести випробування холодновисаджувального інструменту, зміцненого лазером, за умов діючого виробництва авіаційного кріплення.

2 МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ

Для дослідження були обрані високолеговані інструментальні штампові та швидкорізальні сталі, які застосовуються на поточний момент для обробки кріпильних елементів в авіаційній промисловості: X12M, P6M5, P6M5K5, P18.

Інструментальна легована штампова марка X12M відноситься до групи сталей, що використовуються при холодному висадженні. Сталь X12M відрізняється високою прожарюваністю, стійкістю проти стирання, високою зносостійкістю при задовільному рівні пластичності та в'язкості. Інструментальна сталь X12M використовується для виготовлення накатних та обкатних роликів, розгорток, різноманітних видів штампів, просічних матриць та пуансонів, накатних плашок, волочильних волок, профільних роликів різних форм та інших видів штампового інструменту з високою стійкістю проти стирання.

До основних технологічних властивостей сталі P6M5 відносять гарне поєднання твердості, в'язкості та опірності зносу, так само матеріал добре шліфується. Даний комплекс властивостей незамінний при виготовленні різьбонарізного інструменту, а також інструменту, що працює на удар, наприклад, холодновисадкові пуансони.

Після термообробки твердість становить 63-65 HRC, що можна порівняти зі сталлю P18, а її міцність на вигин може досягати 4700 МПа. Це зумовило її застосування у промисловості для різання за умов підвищених температур. Сталь P6M5K5 має високу схильність до знеуглецювання, задовільну шліфування, підвищену зносостійкість і червоностійкість. Дану сталь використовують для виготовлення мітчиків, розгорток, різьбофрез, штамповий інструмент для холодної висадки.

Сталь P18 це швидкорізальна сталь нормальної теплостійкості. Саме такі сталі найчастіше використовуються для виготовлення різальних інструментів. Їх технологічний комплекс властивостей включає високу теплостійкість (500-650°C) за наявності високих показників твердості і зносостійкості при високих

температурах при великих навантаженнях, що утворюються при пластичній деформації.

Ці сталі дозволяють підвищити швидкість різання вдвічі порівняно з інструментами з вуглецевих і легованих інструментальних сталей, що застосовуються з тим же призначенням. Сталь Р18 знайшла масове застосування для ріжучих інструментів, які працюють в умовах значного навантаження та високих температур.

Лазерна обробка інструменту здійснювалась на установці «ЛАТУС - 31» з максимальною потужністю випромінювання до 2 кВт (рис. 2.1). Лазерна установка може працювати за двома схемами: імпульсне та безперервне випромінювання.

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

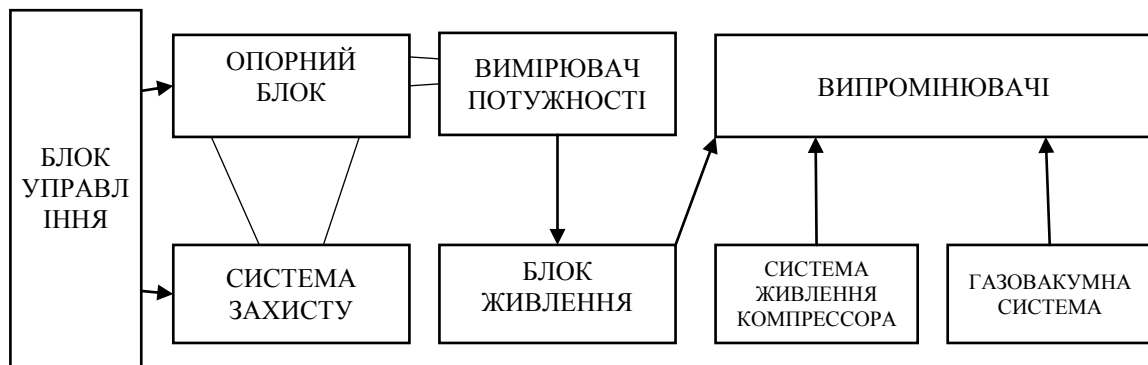


Рисунок 2.1 – Структурна схема установки «ЛАТУС-31»

Регулювання та встановлення потужності відбувається за рахунок трифазного високовольтного регулятора зі змінною напругою уривчастої дії. Відмінною особливістю цієї установки є те, що після переповнення випромінювача газовою сумішшю (~ 2 хв) лазер може працювати у відпаяному режимі не менше однієї зміни.

Фокусування лазерного променя на оброблювану деталь з поворотного дзеркала, що виходить із випромінювача, відбувається за рахунок об'єктива. Вимірювач потужність також піддається випромінюванню за рахунок світлоділні пластили, що відводять на нього частину лазерного променя.

Таблиця 2.1 – Технічні характеристики установки “Латус - 31”:

Номинальна потужність випромінювання, Вт	1500
Діапазон регулювання потужності випромінювання, Вт	200-2000
Тривалість лазерного імпульсу, с	0,1-100 паузи
Між імпульсами, с	0,1-100
Мінімальний діаметр сфокусованого променя, мм	0,4
Діаметр несфокусованого променя, мм	45
Витрата газової суміші, л/год	2,5 л/год
Потужність, кВт	5
Габарити, м	2,9x1,2x1,7
Маса, кг	1500

Дослідження мікроструктури проводилося на оптичному мікроскопі МІМ-8М. Вимірювання мікротвердості зразків проводилося на мікротвердомір ПМТ-3. Цей пристрій використовується для визначення мікротвердості різних сплавів металів та інших матеріалів. Заміри проводяться методом вдавлювання в матеріал, що випробовується, алмазного наконечника Віккерса з квадратною основою чотиригранної піраміди, що забезпечує геометричну і механічну подібність відбитків у міру поглиблення індентора під дією навантаження.

Вимірювання твердості проводилось відповідно до ГОСТ 2999-75.

Для того, щоб виявити усі структурні складові металів і сплавів, вивчити їхню мікроструктуру, необхідно провести підготовку поверхні матеріалу, що вивчається. Це необхідно підвищення інтенсивності відбиття світла від поверхні зразка.

Для підготовки мікрошліфів використовувалися шліфувальні паперові

шкірки за ГОСТ 6456-82 із зеленого карбіду кремнію зернистістю 25-M40.

Безпосередньо перед вивченням мікроструктур поверхню зразка піддавалася травленню в універсальному реактиві для травлення сталей - свіжоприготовлений насичений при кімнатній температурі водний розчин пікринової кислоти з додаванням до 10% поверхнево-активних речовин (ПАВ) типу Синтонол, а також інших алкілсульфонатних сполук ГОСТ 19265-73.

Зносостійкість визначалась шляхом вдавлення обертового тіла в досліджуваний зразок (рис. 2.2).

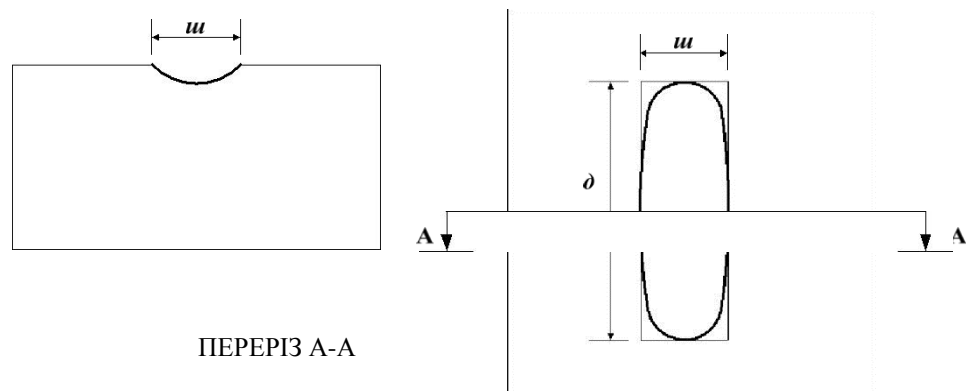


Рисунок 2.2 – Ділянка вимірюваної площі зносу

Спочатку проводилось випробування-моделювання процесу зносу до лазерної обробки з наступним виміром площі зносу, а потім після лазерної обробки. Далі визначають коефіцієнт зносостійкості за формулою:

$$K = \frac{S_{до\ л.о.}}{S_{піс.\ л.о.}} \quad (2.1)$$

де $S_{до\ л.о.}$ - площа до лазерної обробки;

$S_{піс.\ л.о.}$ – площа після лазерної обробки.

Для проведення випробувань на зносостійкість використовувався прилад ЕХО-1 (рис. 2.3). Тіло, що впроваджується, було виготовлено у вигляді фрези з

твердого сплаву ВК20, конструкція важеля використовувалася для плоских зразків.

На станині (1) приладу ЕХО-1 знаходяться привод обертання (2) тіла, що вдавлюється (3) з задніми центрами, що обертаються (5). Через опору (7) на станині (1) поміщені 2 напрямні (8), по яких відбувається переміщення каретки (9.) На ній закріплений двосторонній важіль (11), на одній стороні якого знаходиться вантаж (12), а на іншій державка для тіла, що впроваджується (13), форма якої виконана у вигляді плоского майданчика (14). На державці є фіксує кріплення (15) для закріплення тіл застосування.

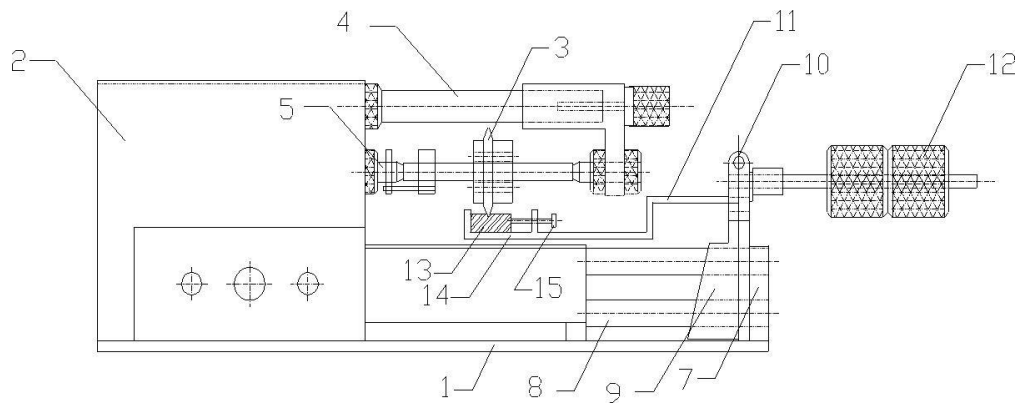


Рисунок 2.3 – Схема приладу ЕХО-1

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

Цю операцію повторюють до тих пір, поки не буде набрано достатньо результатів для статистичної обробки.

Для математичного моделювання процесу формоутворення хрестоподібного шліцю під час дослідження застосовувався програмний комплекс DEFORM. Цей програмний продукт, розроблений спеціально для вирішення серйозних інженерних завдань, дозволяє проводити глибокий аналіз

поведінки металів та сплавів при їх обробці тиском, обробці різанням та впливу на них температурних та світлових джерел.

У даній роботі безпосередньо використовувався додатковий модуль цієї програми DEFORM–3D. З його допомогою стало можливим провести моделювання процесу холодної висадки авіаційного кріплення з подальшим аналізом поведінки матеріалу, його перебігом по оснащенню, визначити характер та чисельні розподіли напруг за обсягом заготовлі. У основі методу закладено метод кінцевих елементів, як найнадійніший і застосовуваний метод під час вирішення подібних завдань.

У цьому дослідженні використовували статистичні методи обробки експериментальних даних, отриманих на 5-ти зразках. Виходячи з рекомендацій з літературних джерел [10] довірчу ймовірність визначили рівною 0,95. Статистична обробка результатів проводилася за такою схемою:

1. Розрахунок точкових оцінок математичного очікування X , дисперсії S^2 та середнього квадратичного відхилення S_x :

$$\bar{X} = \frac{1}{N} \sum X_i. \quad (2.2)$$

$$S_x^2 = \frac{1}{N-1} \sum (X_i - \bar{X}). \quad (2.3)$$

$$S_x = +\sqrt{S_x^2}, \quad (2.4)$$

де X – середнє значення випадкової величини або точкова оцінка математичного очікування M ;

S_x^2 – вибіркова оцінка дисперсії σ_2 ;

S_x – точкова оцінка середнього квадратичного відхилення σ .

2. Аналіз низки визначення присутності помилок вимірів промахів.

Для цього використовувався метод трьох сигм, який полягає в аналізі

відхилень випадкових величин від середнього значення. Цей розкид не повинен бути більше трьох середньоквадратичних відхилень:

$$X_{max,min} = \bar{x} \pm 3\sigma = \bar{x} \pm 3S_x. \quad (2.5)$$

3. Визначення точкових оцінок з урахуванням вже очищеного ряду за п.2

4. Визначення за допомогою довірчої ймовірності значень інтервальних оцінок математичного очікування та дисперсії.

Довірча ймовірність Р_d описується наступним виразом:

$$P_d = P[a \leq X_d \leq b] = \frac{1}{2 \left[\frac{\varphi(b - \bar{X})}{S_x} - \frac{\varphi(a - \bar{X})}{S_x} \right]}, \quad (2.6)$$

де X_d – дійсне значення випадкової величини;

$\varphi(t)$ – інтегральна функція Лапласа, яка визначається виразом:

$$\varphi(t) = \frac{2}{\sqrt{2\pi}} \int_0^t e^{-t^2/2} dt. \quad (2.7)$$

$$t = \frac{\mu\sqrt{N}}{S_x} \quad \mu = b - \bar{X} \quad \mu = -(a - \bar{X}). \quad (2.8)$$

$$\mu = \frac{S_x t}{\sqrt{N}}, \quad (2.9)$$

де t – аргумент функції Лапласа (при $N > 30$) або функції Стьюдента (при $N < 30$).

Необхідну точність вимірювань можна визначити для різних рівнів вірогідності.

Визначення інтервальної оцінки математичного очікування:

$$\bar{X} - \mu < M < \bar{X} + \mu \quad \text{або} \quad X_d = \bar{X} \pm \mu \quad (2.10)$$

5. Оцінка відносної похибки результатів вимірювань при заданій вірогідності:

$$E = \frac{\mu}{X} \cdot 100\% \quad (2.11)$$

Зазначені розрахунки виконувались за допомогою програми Microsoft Excel 2013, що входить до пакета Microsoft Office.

3 АНАЛІЗ МІКРОСТРУКТУРИ І НАПРУЖНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЛАЗЕРНОЇ ОБРОБКИ

3.1 Види виходу з ладу хрестоподібних пуансонів при виготовленні авіаційних кріпильних виробів

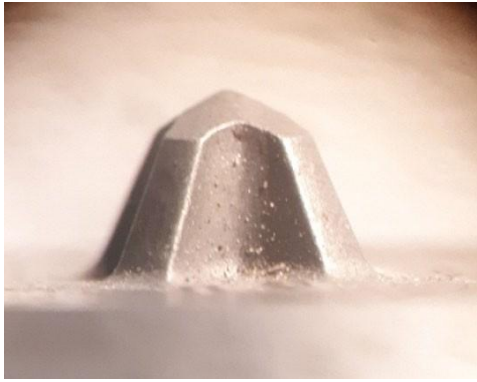
Для того щоб лазерне зміцнюючу дію на об'єкт дослідження було максимально ефективним з точки зору підвищення його зносостійкості, необхідно з'ясувати механізм і причини виходу з ладу інструменту.

Для цього був проведений комплекс досліджень, пов'язаний з вивченням мікроструктури інструментального матеріалу, з якого виготовляється холодновисадкова оснастка, та аналізом напружено-деформованого стану інструменту, сформованого в процесі холодної висадки, на прикладі виготовлення авіаційного болта з потайною головкою 5-ОСТ1-110574 (рис. 3.1).

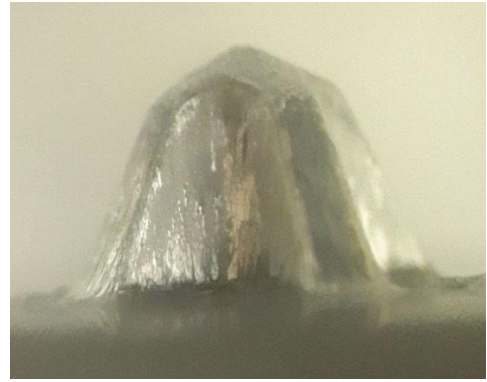


Рисунок 3.1 – Фотографія болта М5 з потайною головкою та хрестоподібним шліцем та Фотографія формотворчого профілю пуансон видавлювання хрестоподібного шліцю

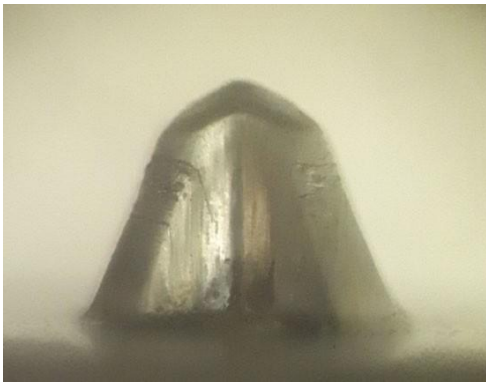
Технологічний інструмент (рис. 3.2) характеризується низькою стійкістю формотворчого профілю пуансона у вигляді втрати його геометрії при видавлюванні хрестоподібного шліцю, а також, в окремих випадках швидкоплинним руйнуванням робочого профілю інструменту тріщинам, що утворюються в ході роботи.



а



б



в



г

Рисунок 3.2 – Основні види виходу з ладу інструменту на прикладі хрестоподібного пуансону: а – фотографія формотворчого профілю хрестоподібного пуансону до роботи; б – фотографія формоутворюючого профілю хрестоподібного пуансона зі зношеною робочою поверхнею; в – фотографія формотворчого профілю хрестоподібного пуансону з тріщинами, що утворюються в процесі роботи; г – фотографія формотворчого профілю хрестоподібного пуансону з зруйнованою робочою поверхнею

Наприклад, при виготовленні болтів 5-ОСТ1-110574 із конструкційної сталі 16СХН стійкість хрестоподібного пуансону становить близько 15 тисяч болтів. В результаті втрати геометрії інструментом хрестоподібний шліц болта, що виготовляється, перестає відповідати вимогам конструкторсько-технологічної документації. У разі швидкоплинного руйнування робочого

профілю інструменту по тріщинам, що утворюються в ході роботи, стійкість хрестоподібного пуансона може становити не більше 50-100 штук виготовлених виробів на 1 пуансон.

Заміна інструменту, що вийшов з ладу, призводить до тривалої переналагодження обладнання, що негативно позначається на ефективності виробничого процесу, а також на якості виробів, що виготовляються.

3.2 Аналіз мікроструктури вихідного матеріалу

При вивченні мікроструктури інструменту, що вийшов з ладу, було проведено аналіз бала мартенситу за ГОСТ 8233-56 та бала карбідної неоднорідності за ГОСТ 19265-73. Досліджуваний інструмент був виготовлений із сталі Р6М5 ГОСТ 19265-73. Наявність у мікроструктурі мартенситу 1-2 бали, а також показники твердості виробів (62-64 HRC) свідчить про якісну проведену об'ємну термообробку.

Аналіз карбідної неоднорідності показав, що інструмент, що вийшов з ладу по тріщинах, що утворюються в ході роботи, мав карбідну неоднорідність 4-6 бали з наявністю карбідної сітки.

Відомо [30], що карбідна неоднорідність надає сильний вплив на зносостійкість сталі, особливо при торцевому виході волокон металу на робочу поверхню, призводить до погіршення механічних властивостей, збільшення крихкості та фарбування та робочих поверхонь виробів.

Вимоги до карбідної неоднорідності на швидкорізальні сталі регламентуються ГОСТом 19265-73 - карбідна неоднорідність має перевищувати 3-го бала, місце контролю - на середині радіусу виготовленого матеріалу. Дана вимога пов'язана з технологічною складністю видалення карбідної ліквіації на всьому перерізі вихідної заготовки.

Однак, при виготовленні інструменту, зокрема холодновисадкових пуансонів, саме центр радіусу вихідної заготовки швидкорізальної сталі з її не віддаленої карбідної сіткою є робочою частиною технологічного оснащення.

Таким чином, існує ймовірність того, що інструмент, виготовлений з

матеріалу відповідного вимогам ГОСТу з карбідної неоднорідності, буде показувати незадовільну стійкість, навіть за якісно виконаної зміцнюючої об'ємної термічної обробки або іншого виду додаткового зміцнення.

Виходячи з вищесказаного, слід, що до проведення лазерної обробки та досліджень зносостійкості інструментальних сталей необхідно проводити їх попередній «селект» на входному контролі (бал у зоні робочої частини заготівлі під інструмент повинен бути не вище 3) для виключення такого негативного фактора, що впливає на стійкість інструменту, як наявність не видаленої карбідної ліквіації.

3.3 Оцінка силового впливу матеріалу на пуансон у процесі видавлювання хрестоподібного шліцю

Для проведення дослідження напружено-деформованого стану інструментальних сталей було сформульовано два взаємопов'язані завдання. Перше завдання стосується оцінки напруженого стану матеріалу заготівлі, що деформується, по поверхні контакту з пуансоном (надалі по тексту – контактної поверхні). У другій задачі отримані значення задаються у вигляді навантаження на пуансон щодо величини і характеру напруженого стану в його об'ємі.

Для оцінки силового впливу матеріалу на пуансон в процесі видавлювання шліцю, досліджували величину і розподіл напруг в об'ємі головки, що висаджується, в тому числі на поверхні контакту інструменту з матеріалом заготовки. Було використано становище теоретичної механіки, яким характер і величина напруг у матеріалі інструменту, аналогічні даним величинам в деформуємому матеріалі, лише мають інший напрям.

На рис. 3.3 показані переходи висадки болта 5-ОСТ1-110574 з потайною головкою та хрестоподібним шліцем. Вироби виготовлялися із конструкційної сталі 16ХСН.

Процес видавлювання шліцю в заготівлі має теоретичні основи. Теоретично пластичності аналізована операція визначено, як вдавлення пуансону в пластичний напівпростір. При цьому робляться спрощення, згідно з

якими не враховується контактне тертя, а нормальна напруга на контактній поверхні, що змінюється, внаслідок деформаційного зміцнення матеріалу, замінюється середньою величиною.

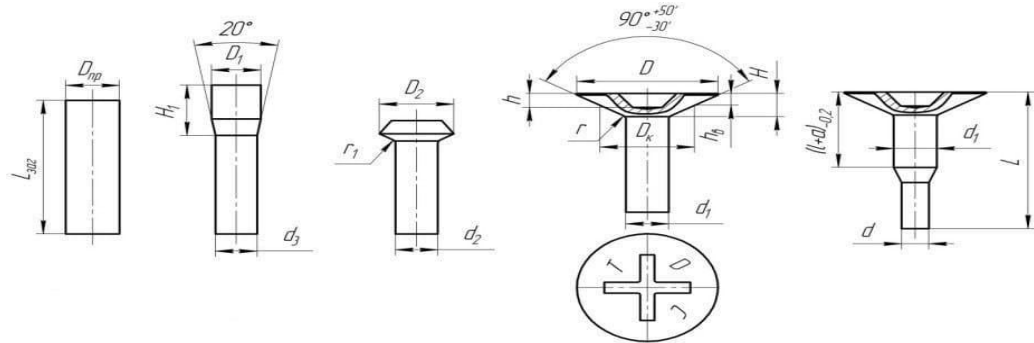


Рисунок 3.3 – Переходи висадки болта 5-ОСТ1 110574 з потайною головкою та хрестоподібним шліцем

Для визначення величини та розподілу напруг на контактній поверхні використовують методи: ліній ковзань, верхньої оцінки, опору матеріалів пластичному деформуванню. Для пуансонів з різною формою торця розроблені інженерні рішення щодо визначення нормальних напруг σ_n на контактній поверхні. Зокрема для циліндричного пуансона за відсутності тертя вони визначаються виразом А.Д. Томльонова [28]:

$$\sigma_n = \sigma_s \left(1 + \frac{\pi}{2} - \gamma \right), \quad (3.1)$$

де σ_s – напруга плинності;

γ – кут, що визначає положення досліджуваної ділянки.

Для дослідження використано методику [15] багатоетапного холодного деформування, засновану на деформаційному аналізі з використанням математичного моделювання та структурно-механічних досліджень.

Робота включала наступні етапи:

- Побудова узагальнених кривих зміцнення конструкційної сталі 16ХСН у координатах «ступінь деформації – інтенсивність напруг».

- Математичне моделювання переходів висадки болта 5-ОСТ1-110574, оцінка напружено-деформованого стану, виділення досліджуваних зон та визначення їх положення на поздовжніх шліфах операційних заготовок, оцінка основних напрямків перебігу металлу.

- Визначення величини та розподілу напруг у формотворчому профілі пуансону.

3.4 Побудова узагальненої кривої зміцнення

Для проведення математичного моделювання процесу формоутворення хрестоподібної щілини необхідно було побудувати узагальнену криву зміцнення конструкційної сталі 16ХСН, з якої виготовляються болти.

Працями В. Деля [14] та інших вчених доведено, що для умов великих пластичних деформацій слід використовувати узагальнені залежності зміцнення в координатах «інтенсивність напруг – ступінь деформації», що описуються поліномом третього ступеня. Методика їх побудови заснована на використанні методу твердості та мікроструктурного аналізу та включає етапи:

1. Вимірювання мікротвердості та визначення деформованого стану матеріалу в досліджуваних зонах операційних заготовок. Побудова залежності «ступінь деформації – мікротвердість».

2. Випробування застосовуваного матеріалу на одновісне розтягування та побудова залежності «інтенсивність напруг – мікротвердість» з використанням емпіричного вираження В. Беклеміщева [15]:

$$\sigma_i = \sigma_m + \left[0,9 \frac{\sigma_T}{\sigma_y} (H + H_y) \pm 1 \right]^3, \quad (3.2)$$

де σ_T – напруга плинності, МПа;

σ_y – напруга при граничній деформації, МПа;

H – твердість деформованого матеріалу;

H_y – твердість при граничній деформації.

3. Побудова узагальненої залежності зміцнення металу в координатах «ступінь деформації - інтенсивність напруг» на підставі суміщення побудованих залежностей у координатах «мікротвердість - ступінь деформації» та «мікротвердість - інтенсивність напруг».

Перша залежність у координатах «ступінь деформації - твердість» ґрунтується на експериментальних даних. Для сталі 16ХСН значення інтенсивності деформацій у досліджуваних точках поздовжніх шліфів (рис. 3.4), отримані математичним моделюванням, наведено в табл. 3.1.

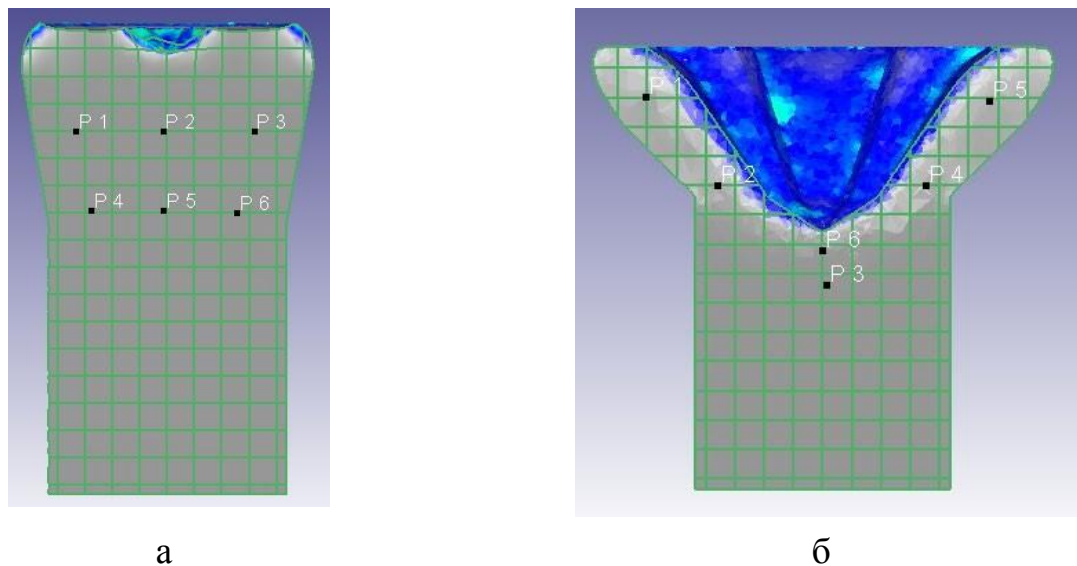


Рисунок 3.4 – Положення досліджуваних точок поздовжніх шліфів при вдавлюванні пуансона: а – конічна ділянка пуансона; б – ділянка пуансона у формі усіченого конуса

Результати вимірювання мікротвердості у досліджуваних точках поздовжніх шліфів (рис. 3.4) наведено в табл. 3.2.

Друга залежність, у координатах «інтенсивність напруг – твердість», визначається поліномом третього ступеня. Інтенсивність напруг розраховується за методом твердості, згідно з яким співвідношення між інтенсивністю напруг і

твердістю визначається аналітичною залежністю, яка не залежить від схеми напруженого стану та використовує дані стандартних механічних випробувань.

Таблиця 3.1 – Значення ступеня деформації у досліджуваних точках поздовжніх шліфів (рис. 3.4)

№ точки	Вдавлювання в заготівлю торцевого конічного ділянки пуансону	Вдавлювання в заготівлю ділянки зрізаного конуса пуансона
P1	0,138	1,984
P2	0,283	1,844
P3	0,141	0,214
P4	0,281	1,833
P5	0,243	1,822
P6	0,082	1,844

Таблиця 3.2 – Мікротвердість у досліджуваних точках поздовжніх шліфів (рис. 3.4)

№ точки	Вдавлювання в заготівлю торцевого конічного ділянки пуансону	Вдавлювання в заготівлю ділянки зрізаного конуса пуансона
P1	254	275
P2	269	269
P3	265	274
P4	225	275
P5	210	269
P6	218	315

Залежність «інтенсивність напруг - твердість» визначається поліномом третього ступеня, для побудови якої застосовуються дані стандартних механічних випробувань.

За результатами випробування на одновісне розтягнення дроту сталі 16ХСН отримані наступні характеристики міцності: $\sigma_T = 379$ МПа, $\sigma_y = 680$ МПа, $HV_T = 120$, $HV_y = 206$. На їх підставі побудовано залежність «інтенсивність напруг - твердість»:

$$\sigma_i = 379 + [0.502 \cdot 10^{-3}(HV_{0,1} + 206) \pm 1]^3, \quad (3.3)$$

де $HV_{0,1}$ – мікротвердість деформованого матеріалу.

Для досліджуваних точок розрахункові значення інтенсивності напруг σ_i та значення мікротвердості $HV_{0,1}$ наведено у табл. 3.3.

Таблиця 3.3 – Значення інтенсивності напруг σ_i та мікротвердості $HV_{0,1}$

$HV_{0,1}$	254	269	265	225	254	254	275	269	274	275	269	315
σ_i	529	548	542	489	473	481	558	548	556	558	548	629

На підставі поєднання залежностей «ступінь деформації - твердість» та «інтенсивність напруг - твердість» побудовано узагальнену криву зміцнення сталі 16ХСН (рис. 3.5). Для побудови її початкової ділянки використано криву зміцнення, побудовану на підставі випробування на одновісне розтягування.

Побудовані узагальнені криві зміцнення дозволили дати оцінку величини дотичних напруг, що виникають від сили тертя на поверхні контакту пуансона з матеріалом і зникають у міру початку зовнішніх зон висадженої головки гвинта. Для сталі 16ХСН, згідно з узагальненою кривою зміцнення, деформованим матеріалом зі ступенем деформації $e_i = 2$ відповідає інтенсивність напруг $\sigma_i = 705$ МПа. При ступені деформації $e_i = 2,5$ МПа інтенсивність напруг зростає до $\sigma_i = 805$ МПа, а при $e_i = 3,0$ – до $\sigma_i = 1155$ МПа. Якщо пам'ятати, що інтенсивність напруг визначається як нормальними, і дотичними напругами, то значення останніх можна розрахувати за правилом

паралелограма. При цьому, нормальні напруги в контактному шарі беруться рівними напруги в наступному шарі, де проводилися вимірювання мікротвердості. Наведені розрахунки дозволяють зробити висновок, що для контактного шару, в якому ступінь деформації $\epsilon_i = 2,6 - 3,0$ і більше, величина дотичних напруг співмірна з нормальними і досягає значень ~ 950 МПа і вище.

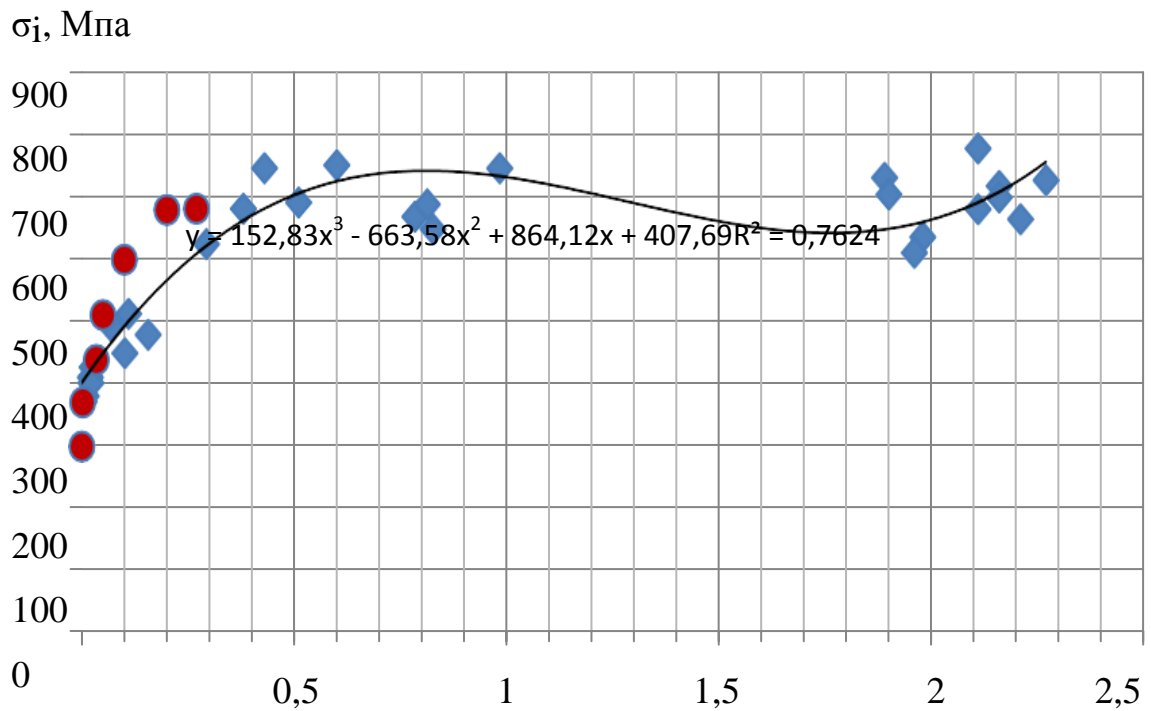
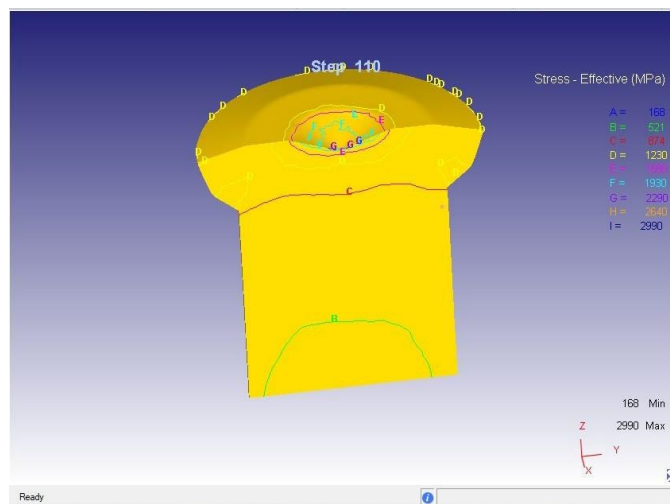


Рисунок 3.5 – Узагальнена крива зміцнення сталі 16ХСН (точками позначена початкова ділянка відповідно до кривої зміцнення)

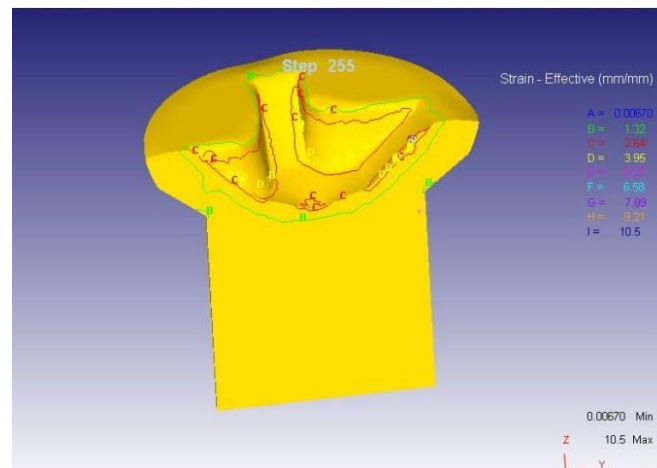
3.5 Визначення напружено-деформованого стану матеріалу заготівлі методом математичного моделювання

Математичне моделювання проводилося із застосуванням спеціалізованого програмного комплексу DEFORM-3D та спрощених твердотільних моделей вихідної заготівлі та інструменту на переходах висадки, розроблених у програмі PRO ENGINEER. При оцінці напружено-деформованого стану матеріалу заготівлі використовувалася узагальнена крива зміцнення в координатах «ступінь деформації - інтенсивність напруг».

Формотворний елемент пуансона має дві характерні ділянки: конічну ділянку та ділянку у формі усіченого конуса. Результати математичного моделювання видавлювання шліцевого паза в заготівлі зі сталі 16ХСН представлені у вигляді картин напружено-деформованого стану (рис. 3.6). Розподіл напруг побудовано для двох стадій, що відповідають вдавлюванню в заготівлю першої та другої ділянок пуансона.



а



б

Рисунок 3.6 – Картини деформованого стану матеріалу при вдавлюванні в заготівлю ділянок формотворчого профілю хрестоподібного шліцю: а – торцевого конічного; б – у формі усіченого конуса

При вдавлюванні у заготовлю першої ділянки пуансона матеріал заготовлі характеризується нерівномірним розподілом ступеня деформації у її об'ємі. У шарах заготовки з відривом $\sim 0,1$ мм від поверхні пуансона реалізуються значення деформації у показнику її інтенсивності до значення $\varepsilon_{ii} = 0,982$. У радіальному напрямку ступінь деформації знижується, доходячи до значення $\varepsilon_{ii} = 0,655$ з відривом $\sim 0,3$ мм і далі до $\varepsilon_{ii} = 0,329$ з відривом 1,4 мм. Картина напруженого стану має аналогічну просторову неоднорідність. За результатами моделювання виділено зони, що мають однакову міру деформації. Їхнє розташування подібне до контуру шліцевого паза. Починаючи з контактної поверхні в шарі завтовшки $\sim 0,1$ мм деформація має найбільші значення $\varepsilon_{ii} = 3,9 - 2,64$, а інтенсивність напруг досягає 3730 МПа. Далі розташовується шар товщиною 0,2 - 0,6 мм із меншими ступенями деформації в інтервалі $\varepsilon_{ii} = 2,64 - 1,32$ та зменшенням напруженого стану до 2500 МПа. Ступінь деформації в решті голівки значно знижується до значення $\varepsilon_{ii} = 1,32 - 0,95$ з інтенсивністю напруг 1270 МПа.

Картини течії металу (а) та зміни деформаційної сітки (б) наведені на рис. 3.7. Переважна течія металу збігається з напрямком контуру профілю шліцю та дії контактних тангенціальних напруг. Найбільша течія реалізується в приконтактному шарі завтовшки 1 мм.

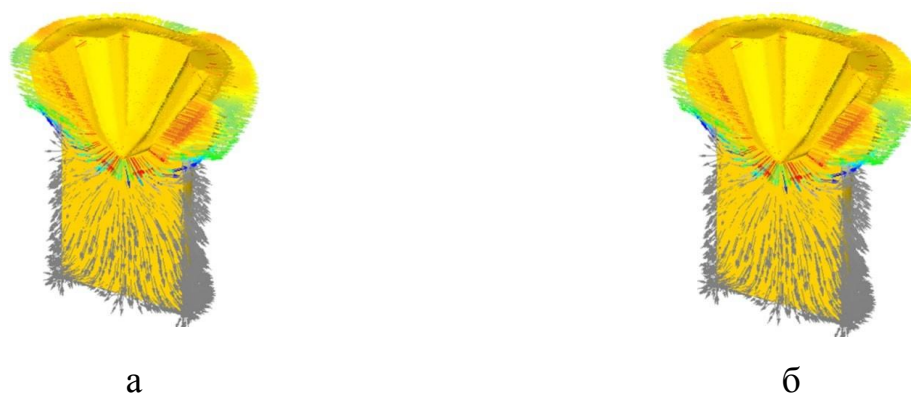


Рисунок 3.7 – Картини течії металу (а) та зміни деформаційної сітки (б) (DEFORM-3D) на операції остаточної висадки голівки

3.6 Визначення величини та розподілу напруг у формотворчому профілі пуансону

При визначенні величини та характеру напруженого стану в об'ємі пуансона використані отримані при вирішенні першого завдання дані про напружений стан матеріалу по контактній поверхні. За аналогією з 1-м етапом досліджень оцінка напруженого стану формотворчого елемента пуансона проводилася при вдавлюванні в заготівлю першої та другої ділянок. При другому моделюванні використовувалася крива зміцнення матеріалу пуансона з інструментальної швидкорізальної сталі Р6М5.

Картини деформованого стану матеріалу заготівлі та напруженого стану формоутворювального пуансона на двох стадіях вдавлювання в заготівлю наведені на рис. 3.8, 3.9.

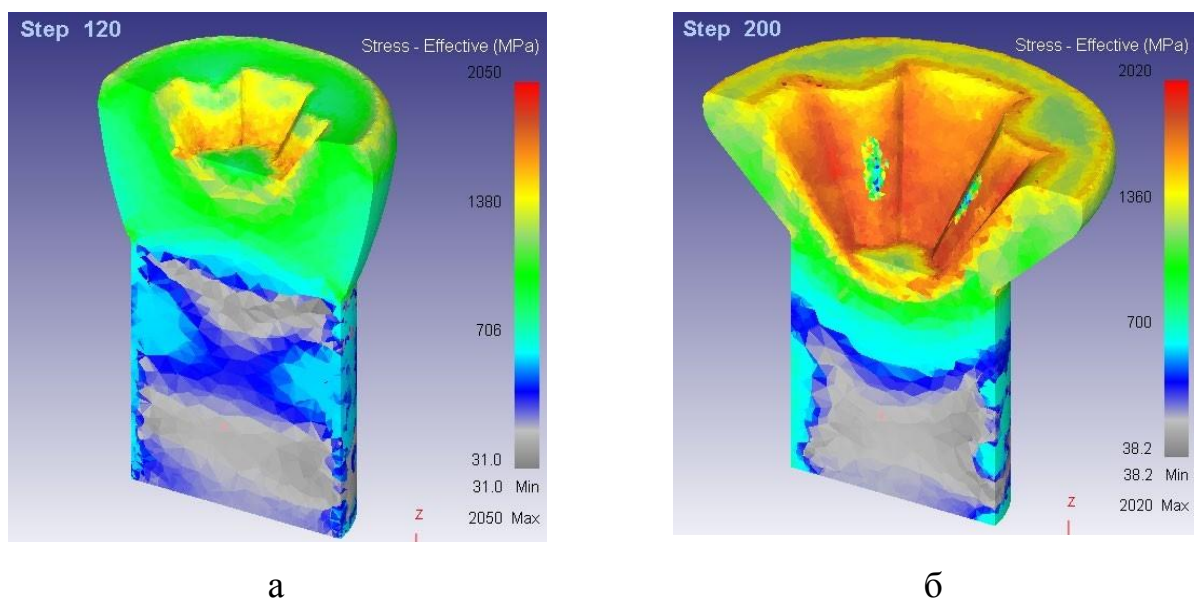


Рисунок 3.8 – Напружений стан формотворчого пуансона: а – на конічній ділянці; б – на ділянці, що має форму усіченого конуса

При вдавлюванні першої ділянки формотворчого елемента зона найбільших напруг розташована над його основою, величина яких у радіальному напрямку від осі пуансона збільшуються від 2000 МПа до 2400

МПа. Напруга на контактній поверхні напруга також змінюється, зростаючи в міру переходу від вершини до основи шліцевих елементів від 800 МПа до 2100 МПа. На цій стадії вдавлювання основне навантаження створюється нормальними напругами.

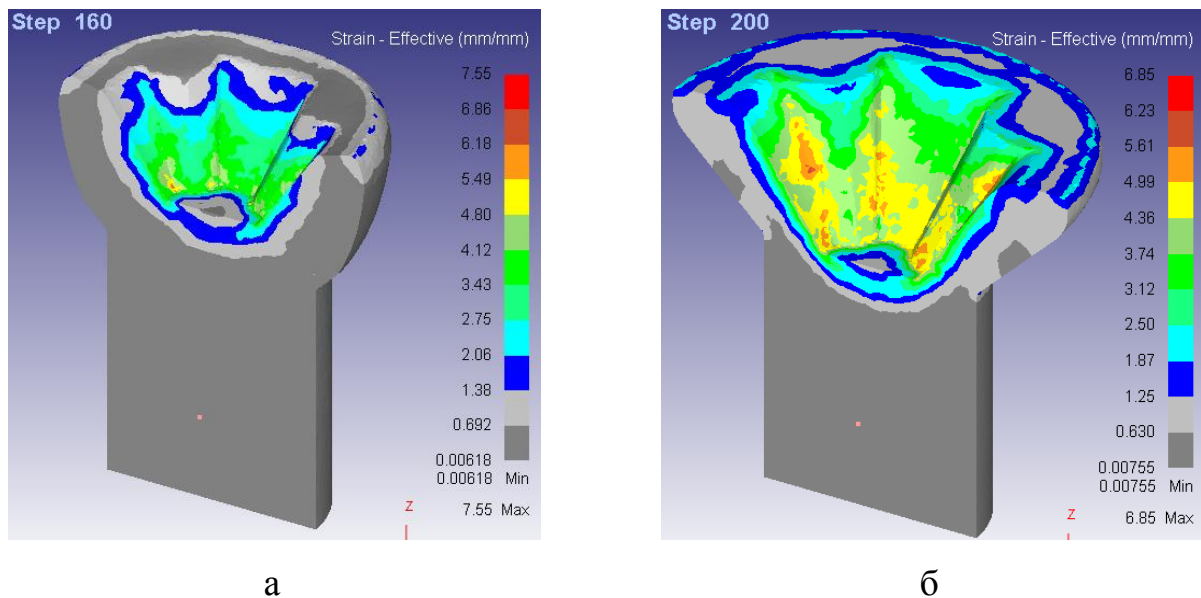
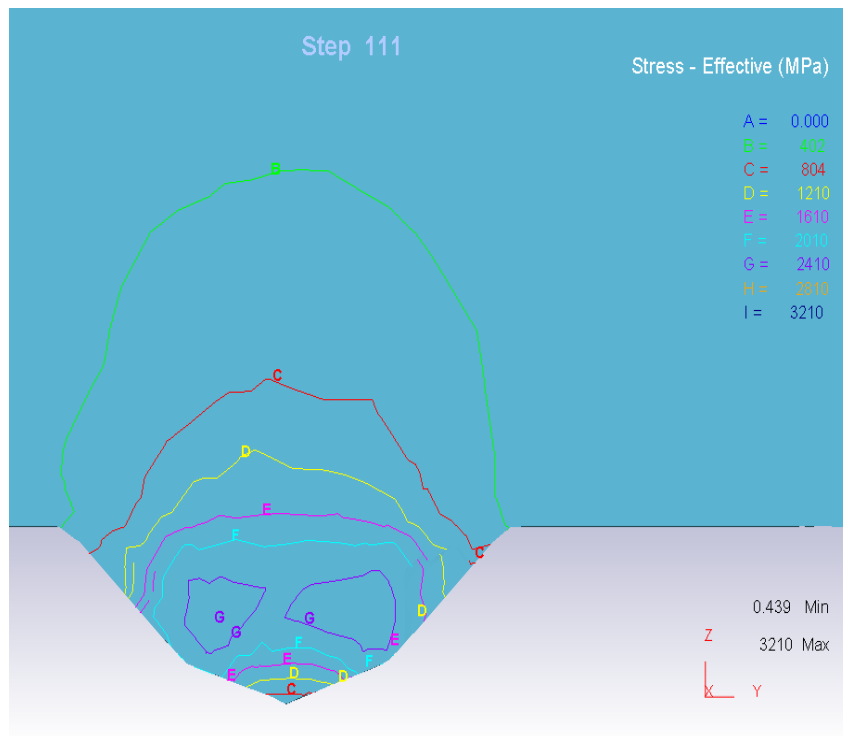


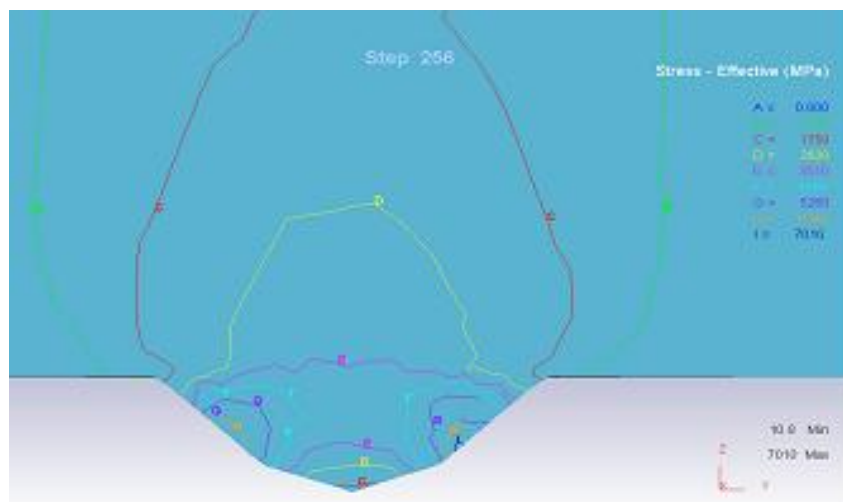
Рисунок 3.9 – Картини деформованого стану матеріалу заготовки при вдавлюванні в заготівлю пуансону: а – торцева конічна ділянка; б – ділянка пуансону у формі усіченого конуса

При подальшому вдавлюванні в заготовку другої ділянки пуансона основне навантаження переходить на шліцеві елементи. Найбільші напруги припадають на середину довжини шліців. Величина цих напруг становить 3200 - 3400 МПа, що перевищує межу плинності матеріалу пуансону (рис. 3.10).

Це може свідчити про те, що матеріал шліцевих елементів формотворчого профілю пуансона працює з урахуванням специфіки холодної висадки в умовах малоциклової втоми. При цьому змінюється співвідношення нормальних і дотичних напруг контактної поверхні на користь останніх, що підтверджується втратою геометрії профілю шліцевих елементів пуансона за рахунок стирання.



а



б

Рисунок 3.10 – Ізолінії максимальних напруг у формоутворюючих елементах пуансона при вдавлюванні в заготівлю його ділянок: а – торцевої конічної ділянки; б – ділянки у формі усіченого конуса

3.7 Висновки за розділом 3

1. Причиною крихкого руйнування робочого профілю інструменту по тріщинам, що утворюються в ході роботи, є наявність у його мікроструктурі не

видаленої карбідної ліквіації. Для проведення робіт з поверхневого зміцнення лазером інструментальних сталей з метою підвищення їх зносостійкості необхідно проводити попередній «селект» досліджуваних матеріалів за балом карбідної неоднорідності в центр радіусу вихідної заготівлі швидкорізальної сталі.

2. Проведений аналіз напружено-деформованого стану матеріалу заготівлі та інструменту дозволив дати оцінку величини дотичних напруг, що виникають від сили тертя на поверхні контакту пуансону з матеріалом і зникають у міру переходу до зовнішніх зон висадженої головки гвинта. Розраховані значення напруги, обумовлених контактними силами тертя, досягає значень ~ 950 МПа, і відповідно знос інструменту (втрата геометрії) не пов'язаний з високими значеннями напруги в об'ємі заготовки виробу, а відбувається тільки за рахунок стирання в процесі роботи. Ця причина може бути усунена за допомогою зміцнення робочої поверхні інструменту, зокрема, лазерним випромінюванням.

4 ФОРМУВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ ВИСОКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ПРИ ЛАЗЕРНІЙ ОБРОБЦІ

4.1 Загальні принципи та закономірності утворення зон термічного впливу

Відомо, що перетворення, що відбуваються в матеріалах при впливі на них лазерного променя, при яких відбувається зміна мікроструктур і фазових складових, залежать не тільки від технологічних параметрів лазерного випромінювання, але й від самого оброблюваного матеріалу. Для розробки технології лазерного зміцнення необхідні дані, що дозволяють з'ясувати закономірності змін в опроміненому матеріалі при впливі на них випромінювання з різною потужністю, діаметром плями випромінювання та швидкістю переміщення.

У зв'язку з цим, велике значення має оцінка впливу цих параметрів випромінювання, а також хімічного складу оброблюваних сталей на розподіл мікротвердості, зміна структури в зоні термічного впливу і на цій основі визначити область значень потужності, діаметра плями випромінювання, швидкості переміщення виробу, при яких спостерігається гарантоване зміцнення.

Також, у разі обробки довгомірних і великогабаритних виробів, необхідно враховувати коефіцієнт перекриття лазерних променів для отримання оптимальних характеристик зміцнених зон.

Відомо [30], що у високолегованих інструментальних сталях типу X12, P6M5, P18, P6M5K5 дифузійна рухливість вуглецю знижена. Таким чином, при невисокій енергії випромінювання лазерним променем може не повністю пройти процес гомогенізації аустеніту, що призводить в результаті лазерного термозміцнення до формування мікроструктури таких фаз, як залишковий аустеніт і мартенсит з низьким вмістом вуглецю. При надто високій енергії випромінювання лазерним променем можливий процес розчинення карбідів,

пересичення ними аустеніту та формування на етапі охолодження великої кількості залишкового аустеніту.

Виходячи з вищесказаного, для ефективного проведення лазерного гарту високолегованих інструментальних сталей необхідно отримати в мікроструктурі мартенсит з достатнім вмістом вуглецю, а також виключити розчинення карбідів для отримання низької кількості залишкового аустеніту.

Підбір режимів лазерного зміцнення для забезпечення необхідної структури для кожної марки стали індивідуальний і підбирається експериментально, а сам процес лазерного гартування, у свою чергу, може відбуватися як з рідкої фази, так і з твердого розчину [9].

З метою визначення даних оптимальних режимів проводилися дослідження для інструментальних сталей X12, P6M5, P18, P6M5K5, з додатковим «селектом» з карбідної неоднорідності у вихідному матеріалі (бал карбідної неоднорідності зразків не більше 3-го за ГОСТ 19265-73) технологічної оснастки для виробництва кріпильних виробів. Лазерна обробка проводилася на технологічному газовому CO₂-лазері з довжиною хвилі випромінювання 106 мкм з точністю вимірювання потужності випромінювання лазера ± 10 Вт. Варіювалися такі технологічні параметри лазерного випромінювання, як потужність, швидкість переміщення лазерного променя, коефіцієнти перекриття, а також вихідна мікроструктура.

Обробка проводилася в безперервному режимі лазерного випромінювання з потужністю $P = 300, 600, 800, 900$ і 1000 Вт та швидкістю переміщення лазерного променя $V = 6, 8, 10, 12$ та 14 мм/с з $d = 3$ мм, що дало можливість отримати поверхневі шари з оплавленням та без оплавлення.

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

Вплив режимів лазерного гартування на розміри зон лазерного впливу і її параметри зазвичай прийнято розглядати при одному параметрі, що змінюється. На першому етапі дослідження впливу технологічних параметрів

лазерної обробки була поставлена задача вибрати параметри щільності потужності лазерного випромінювання, що забезпечують максимальну мікротвердість зміцненого шару, оскільки вона є однією з характеристик, що впливає на зносостійкість деталей.

Експериментальні зразки з інструментальних сталей Р6М5, Р6М5К5, Р18 та Х12М були оброблені за щільності потужності лазерного випромінювання від $0,4 \cdot 10^4$ до $1,4 \cdot 10^4$ Вт/см². На рис. 4.1 відображено залежність мікротвердості досліджуваних сталей від різних режимів лазерного опромінення.

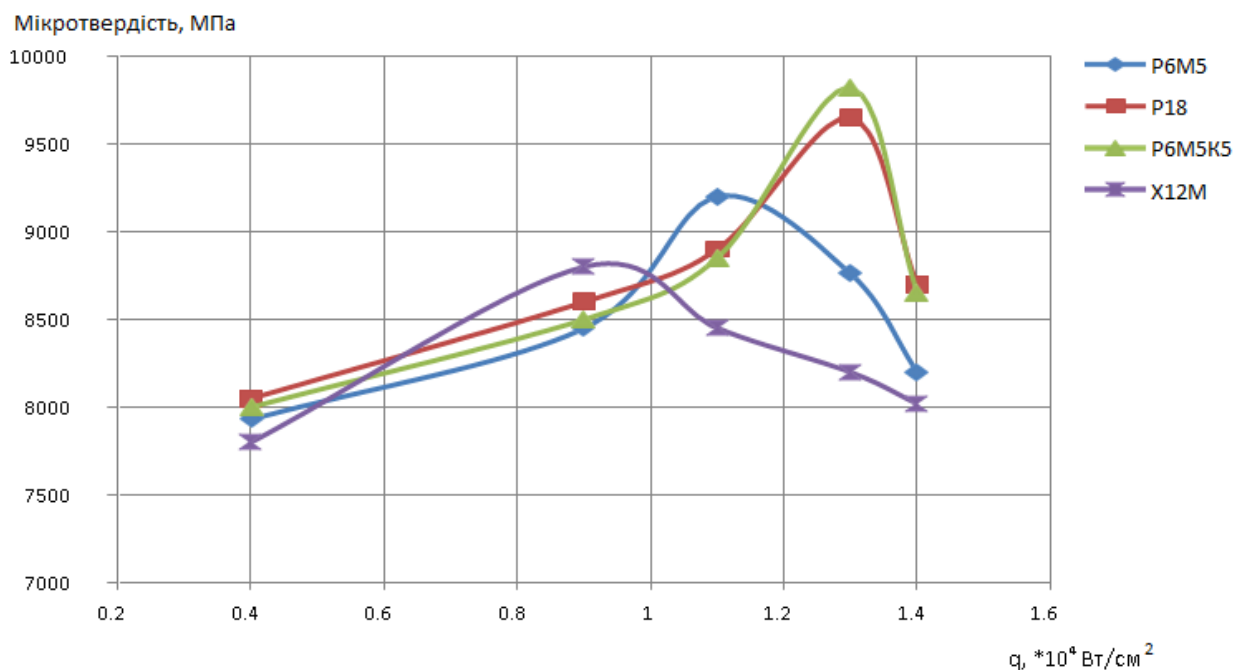


Рисунок 4.1 – Вплив густини потужності лазерного випромінювання на максимальні значення мікротвердості досліджуваних сталей: ПТО-гартування + 3 - кратний відпустк; швидкість обробки $V = 8$ мм / с

Виходячи з отриманих даних можна сказати наступне:

- При лазерній обробці сталі Р6М5 максимальні значення мікротвердості (≈ 9195 МПа) досягаються при значенні густини потужності випромінювання $1,1 \cdot 10^4$ Вт/см² Вт, при густині потужності випромінювання $0,4 \cdot 10^4$ Вт/см² мікротвердість складала 7830 МПа, при щільності потужності випромінювання $0,9 \cdot 10^4$ Вт/см² – мікротвердість складала 8450 МПа. Подальше збільшення

густини потужності випромінювання до $1,3 \cdot 10^4$ Вт/см² і далі призвело до зниження значень мікротвердості до 8200 МПа.

- При лазерній обробці сталі Р6М5К5 та Р18 максимальні значення мікротвердості (9650 - 9820 МПа) досягаються при значенні щільності потужності випромінювання $1,3 \cdot 10^4$ Вт/см², при щільності потужності випромінювання $0,4 \cdot 10^4$ Вт/см² - мікротвердість складала 8050 при щільності потужності випромінювання $0,9 \cdot 10^4$ Вт/см² - мікротвердість становила 8500 МПа, при щільності потужності випромінювання $1,1 \cdot 10^4$ Вт/см² - мікротвердість становила 8850 МПа. Подальше збільшення щільності потужності випромінювання до $1,4 \cdot 10^4$ Вт/см² призвело до зниження значень мікротвердості до 8020 - 8100 МПа.

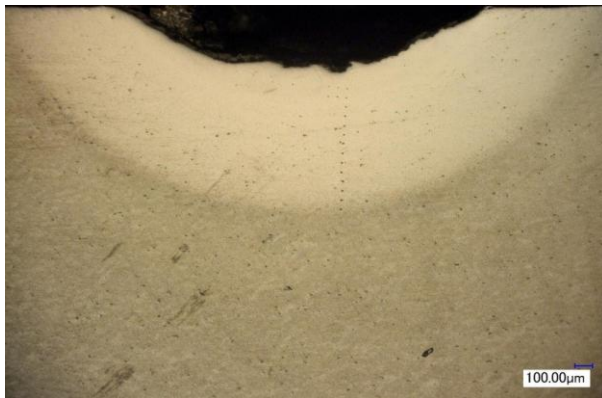
- При лазерній обробці сталі Х12М максимальні значення мікротвердості (8800 МПа) досягаються при значенні щільності потужності випромінювання $0,9 \cdot 10^4$ Вт/см² при щільності потужності випромінювання $0,4 \cdot 10^4$ Вт/см² мікротвердість складала 7850 МПа, Подальше збільшення щільності до $1,1 \cdot 10^4$ Вт/см² і далі призвело до зниження значень мікротвердості до 8020 - 8100 МПа.

Структурою зони зміцнення є мартенсит і карбіди (рис. 4.2 - 4.4), тобто практично таку ж, як і після звичайної об'ємної гартування.

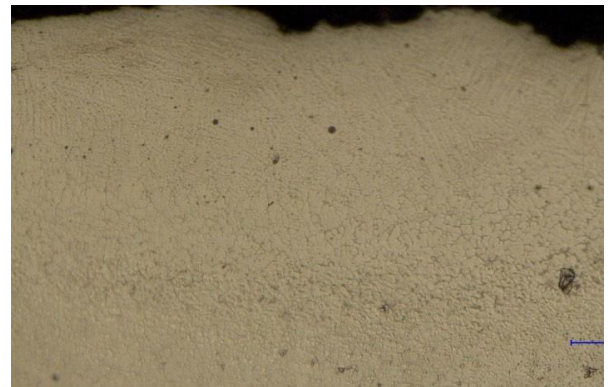
Однак відмінною характеристикою лазерного випромінювання є надзвичайно короткий час теплового впливу. За цей проміжок часу процес дифузійного перерозподілу вуглецю, а також процеси, пов'язані з рекристалізацією та розчиненням карбідів, відбуваються не повністю. Неоднорідний аустеніт, що утворюється при загартованих температурах, переходить в процесі охолодження в мартенсит, який має спадкову неоднорідність, а також відбувається збільшення кількості пластинчастого мартенситу і підвищення значень твердості внаслідок високого рівня мікронапруг, що утворюється.

Мікроструктура зони оплавлення має крупнозернисту структуру, характеризується дендритною будовою, кристаліти мають витягнуту форму у

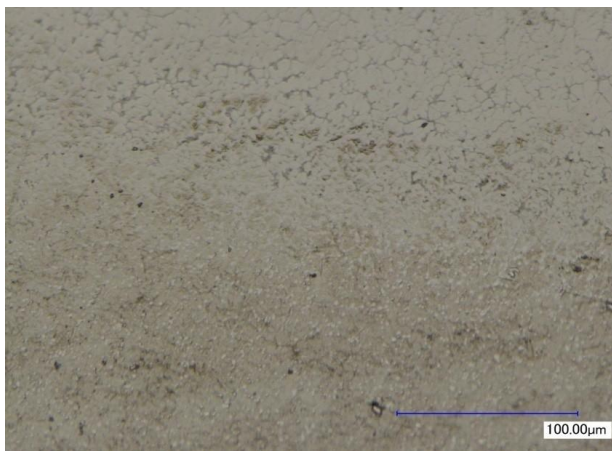
бік тепловідведення. Однак після лазерної обробки дисперсність мартенситу вища, ніж після об'ємної термічної обробки. Від основного металу зону зміцнення відокремлює вузька перехідна зона. Підвищена травність перехідної зони обумовлена дифузійним концентраційним розшаруванням мікроструктури з підвищенням карбідоутворювальних елементів у прикордонних областях зерен.



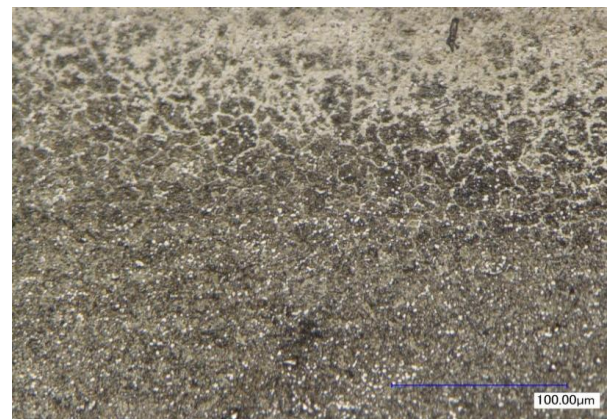
а



б



в

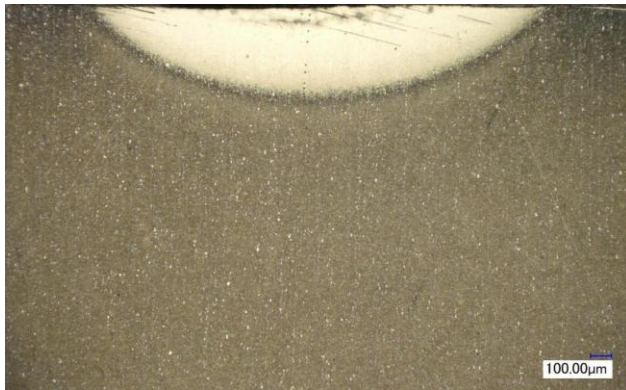


г

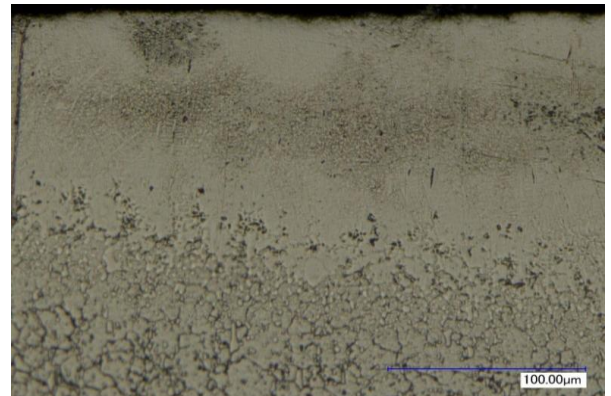
Рисунок 4.2 – Мікроструктура сталі Р6М5 після лазерного опромінення при $q = 1,1 \cdot 10^4$ Вт/см², $V = 8$ мм/с: а – ЗЛВ, x100; б – зона оплавлення поверхневого шару, x1000; в – зміцнена зона, x1000; г – перехідна зона, x1000

Таким чином, для отримання високої мікротвердості досліджуваних сталей необхідно, щоб після лазерного гартування в зоні лазерного впливу були

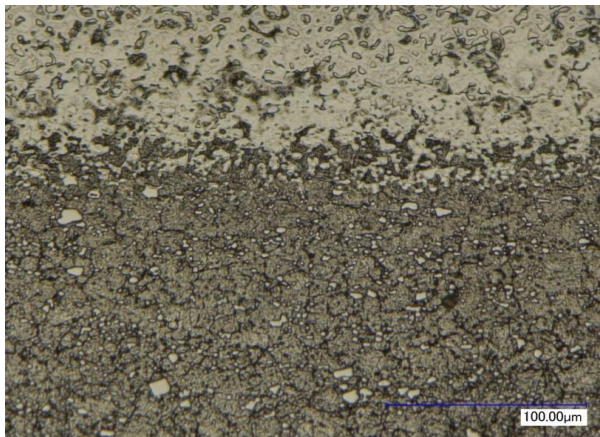
присутні такі фази як мартенсит дрібнодисперсний, карбіди і невелика кількість залишкового аустеніту.



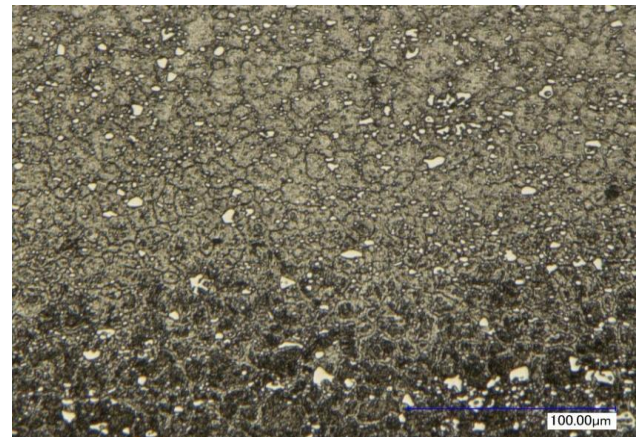
а



б



в

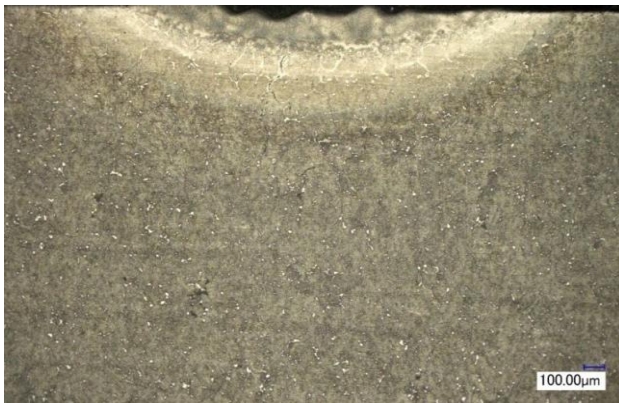


г

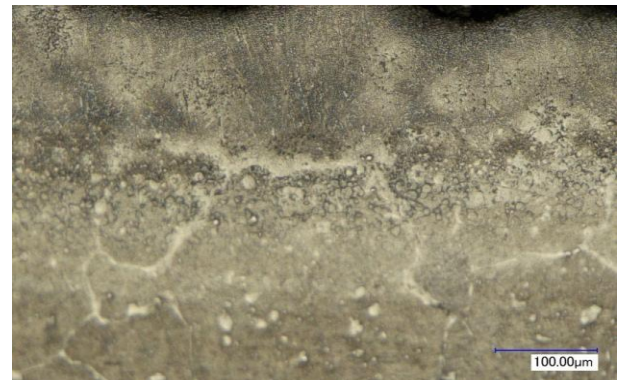
Рисунок 4.3 – Мікроструктура сталі Р6М5К5 після лазерного опромінення при $q = 1,3 \cdot 10^4$ Вт/см², $V = 10$ мм/с: а – ЗЛВ, x100; б – зона оплавлення поверхневого шару, x1000; в – зміцнена зона, x1000; г – перехідна зона, x1000

Проведені експерименти з варіювання потужності випромінювання та вимірів мікротвердості дозволяє стверджувати, що при лазерній обробці швидкорізальних сталей ця умова виконується при обробці з мінімальним оплавленням поверхні ($q = 1,1 - 1,3 \cdot 10^4$ Вт/см²). При обробці безперервним випромінюванням у разі оплавлення на невелику глибину (до 0,1 мм) у перших частинах розплаву буде високий вміст вуглецю. І це спричиняє утворення при

охлажденні дрібнодисперсних карбідів типу MC та MC_6 . При цьому мікротвердість досягає високих значень на рівні 9000 - 10000 МПа. Якщо оплавлення відбувається на більшу глибину, то відбувається розчинення карбідів, вирівнювання хімічного складу та утворення аустеніту з низькою мікротвердістю.



а



б



в



г

Рисунок 4.4 – Мікроструктура сталі P18 після лазерного опромінення при $q = 1,4 \cdot 10^4$ Вт/см², $V = 8$ мм/с: а – ЗЛВ, x100; б – зона оплавлення поверхневого шару, x1000; в – зміцнена зона, x1000; г – перехідна зона, x1000

У разі обробки штампової сталі X12M для отримання максимальної твердості гартування має відбуватися без оплавлення ($q = 0,9 \cdot 10^4$ Вт/см²), тобто з твердого розчину, крім того, при гартуванні з оплавленням були виявлені мікротріщини термічного характеру.

4.3 Вплив швидкості переміщення лазерного променя та вихідної мікроструктури на мікротвердість та глибину зміцненого шару

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

На рисунку 4.5 - 4.8 відображено показання мікротвердості досліджуваних сталей при різних вихідних структурах зразків та швидкостях переміщення лазерного променя. З рисунків видно, що у всіх сталях простежується зміна мікротвердості по глибині зони лазерного впливу залежно від швидкості переміщення лазерного променя і вихідної мікроструктури.

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

Також під час експериментів було проведено дослідження впливу вихідної структури матеріалу на глибину зміцненого шару.

При аналізі літературних джерел встановлено, що немає єдиної погляду вплив вихідної мікроструктури на глибину і будову ЗЛВ через недостатність вивчення лазерного зміцнення сталей з рівноважними вихідними структурами [15].

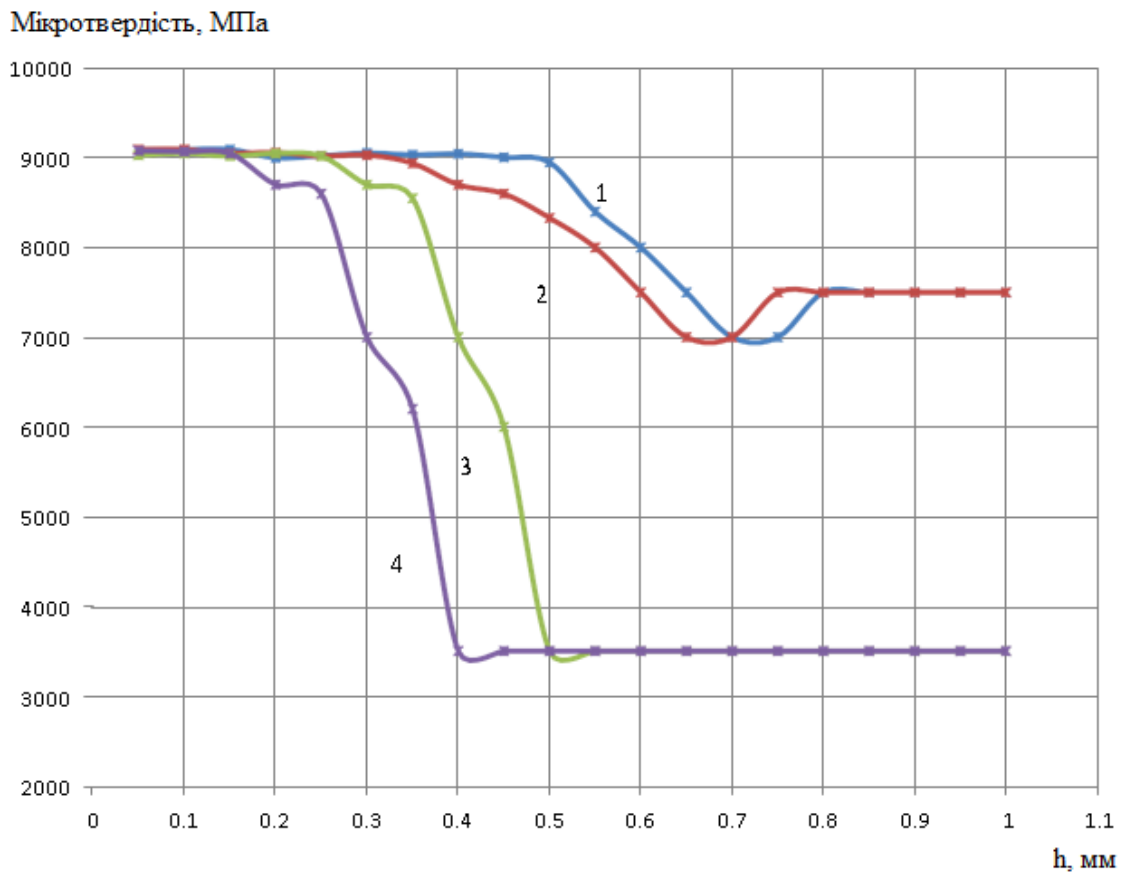


Рисунок 4.5 – Вплив швидкості переміщення лазерного променя та вихідної мікроструктури на мікротвердість та глибину зміцненого шару сталі Р6М5 при $q = 1,1 \cdot 10^4$ Вт/см²: 1- ПТО - гартування + 3-кратний відпуск, $V = 8$ мм / с; 2 - ПТО - гартування + 3-кратний відпуск, $V = 10$ мм / с; 3 - ПТО - відпал, $V = 8$ мм / с; 4- ПТО – відпал, $V = 10$ мм/с

Однак відомо [19], що вихідні структури мають суттєву різницю в теплопровідності. Так у відтоженого шару, що складається у швидкорізальних сталей із суміші фериту та карбідів, а у сталі Х12М з перліту та карбідів, буде велика теплопровідність, порівняно з шаром з мартенситною структурою, отриманою після об'ємної термообробки.

Виходячи з цього, для сталей з вихідною мартенситною структурою до загартованої температури прогріється більш глибокий шар матеріалу, така невелика теплопровідність структури не дає остудитися до нижчих температур під час обробки, а при обробці зразка з відпаленою структурою енергія

випромінювання розсіюється вглиб матеріалу за рахунок більшої тепло , і до загартованих температур нагрівається тонший шар. Крім того, збільшення температури критичної A_{c1} при зменшенні дисперсності вихідної структури стали впливає на кінцеву глибину зміцненого шару.

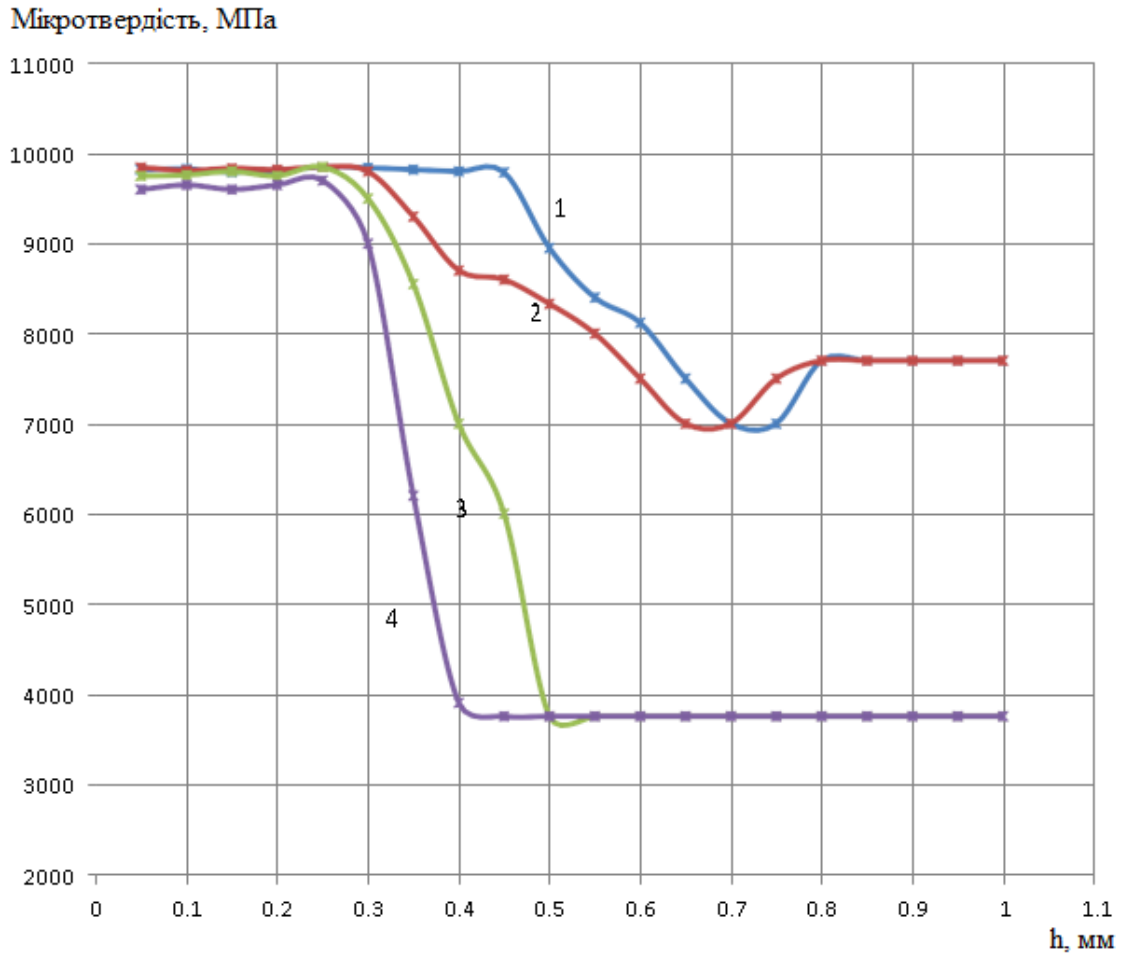


Рисунок 4.6 – Вплив швидкості переміщення лазерного променя та вихідної мікроструктури на мікротвердість та глибину зміцненого шару сталі Р6М5К5 $q = 1,3 \cdot 10^4$ Вт/см²: 1- ПТО - гартування + 3-кратний відпуск, $V = 8$ мм / с; 2 - ПТО - гартування + 3-кратний відпуск, $V = 10$ мм / с; 3- ПТО - відпал, $V = 8$ мм / с; 4- ПТО - відпал, $V = 10$ мм / с

З результатів, показаних на рисунках 4.5 - 4.8, випливає, 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. Вихідна структура мартенситу дозволяє отримати більш глибокий шар із максимальною мікротвердістю (до 0,5 - 0,6 мм).

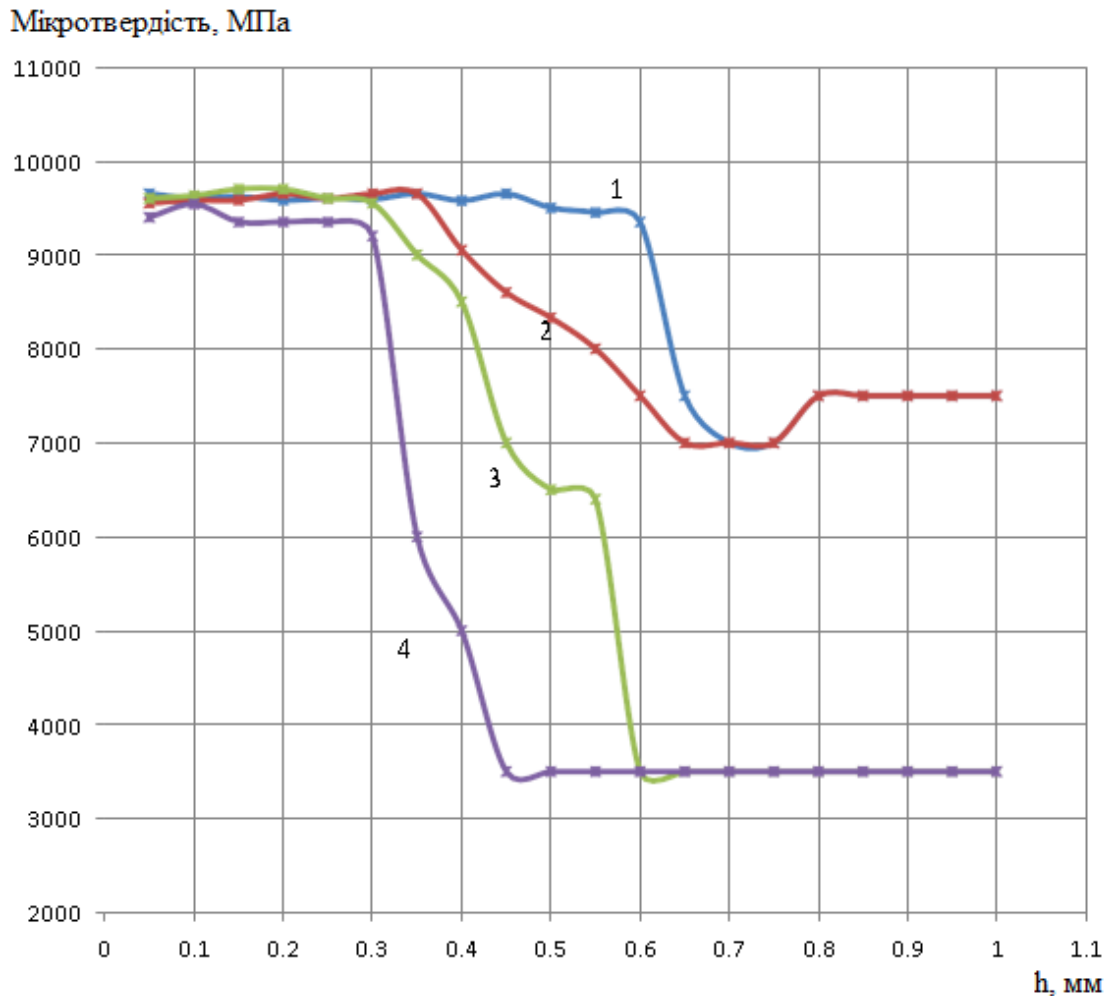


Рисунок 4.7 – Вплив швидкості переміщення лазерного променя та вихідної мікроструктури на мікротвердість та глибину зміцненого шару сталі P18 при $q = 1,3 \cdot 10^4$ Вт/см²: 1- ПТО - гартування + 3-кратний відпуск, $V = 8$ мм / с; 2 - ПТО - гартування + 3-кратний відпуск, $V = 10$ мм / с; 3 - ПТО - відпал, $V = 8$ мм / с; 4- ПТО – відпал, $V = 10$ мм/с

Таким чином, до лазерної обробки досліджуваних сталей слід провести їм попередню зміцнюючу об'ємну термообробку (гартування+відпуск), яка

дозволяє отримати структуру з меншою теплопровідністю і як наслідок глибший зміцнений лазером поверхневий шар.

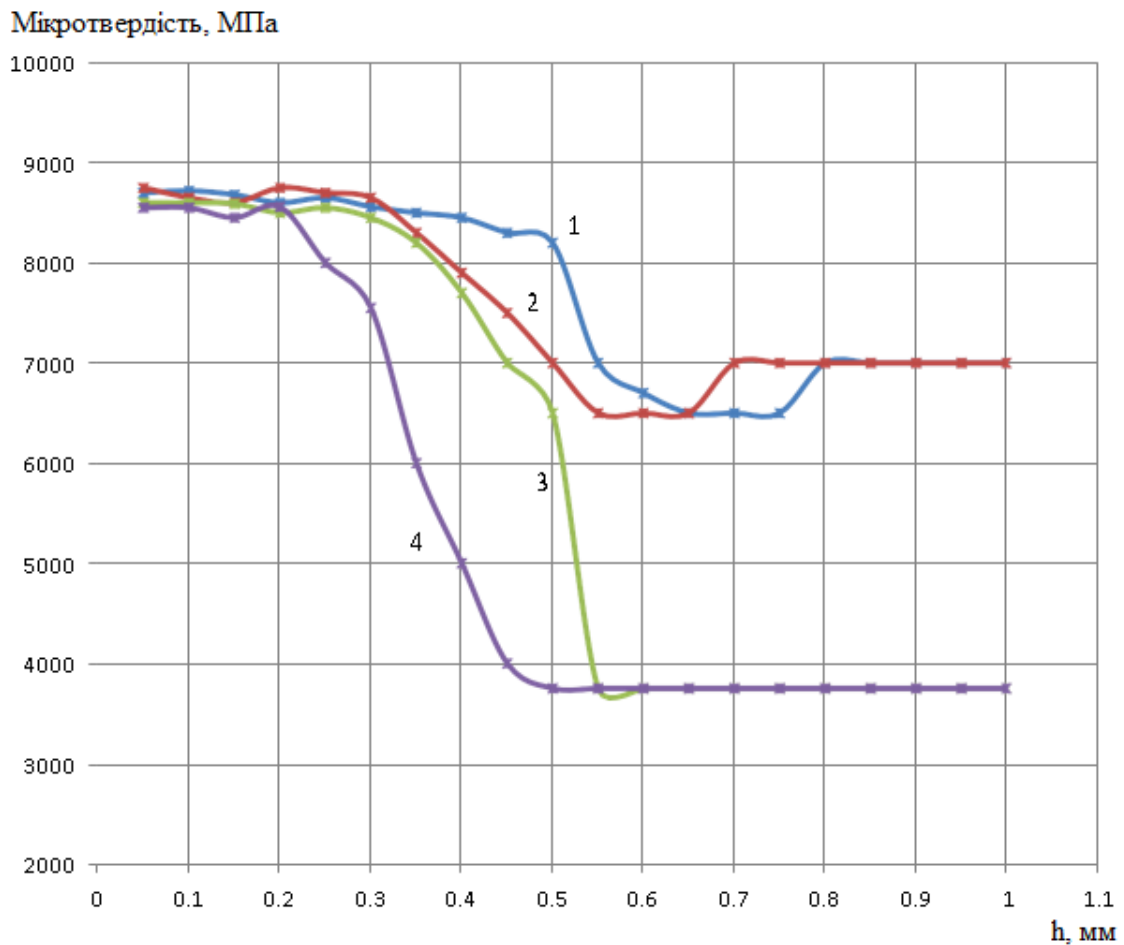


Рисунок 4.8 – Вплив швидкості переміщення лазерного променя та вихідної мікроструктури на мікротвердість та глибину зміцненого шару сталі X12M при $q=0,9 \cdot 10^4$ Вт/см² 1- ПТО - гартування + 3-кратний відпуск, $V = 10$ мм / с; 2 - ПТО - гартування + 3-кратний відпуск, $V = 12$ мм / с; 3- ПТО – відпал; $V = 10$ мм / с; 4- ПТО - відпал, $V = 12$ мм / с

Також можна відзначити, що глибина зміцненого шару (при оптимальних режимах потужності та швидкості переміщення лазерного променя) штампової сталі X12M дещо більше (на $\approx 0,15$ мм), ніж у швидкорізальних сталей Р6М5, Р6М5К5 та Р18. Вміст вуглецю в досліджуваних швидкорізальних сталях 0,7-0,9%, у X12M вміст вуглецю до 1,7%. Така закономірність зміни розмірів зони

лазерного впливу при зміні відсоткового вмісту вуглецю в сталях корелює з теоретичними положеннями. Збільшення відсоткового вмісту в сталях вуглецю призводить до зниження температури плавлення та зменшення критичної швидкості охолодження, що пояснює збільшення глибини зміцненої зони.

Результати проведених досліджень залежності величини мікротвердості та глибини зміцненого шару залежно від швидкості лазерного променя та вихідної мікроструктури узагальнені в табл. 4.1.

Таблиця 4.1 – Максимальна мікротвердість та глибина зміцненого шару після лазерної термічної обробки залежно від вихідної мікроструктури та швидкості переміщення лазерного променя

Марка сталі	Вид попередньої термообробки	Швидкість переміщення лазерного променя, мм/с					Мікротвердість, МПа
		6	8	10	12	14	
		Глибина зміцненого шару, мм					
P5M5	відпал	0,24	0,25	0,17	0,12	0,08	9180
	гартування+3-кратний відпуск	0,43	0,43	0,35	0,27	0,24	9250
P5M5K5	відпал	0,26	0,28	0,23	0,19	0,15	9865
	гартування+3-кратний відпуск	0,45	0,45	0,3	0,28	0,25	9850
P18	відпал	0,3	0,3	0,25	0,25	0,21	9700
	гартування+3-кратний відпуск	0,5	0,55	0,35	0,31	0,25	9650
X12M	відпал	0,29	0,31	0,33	0,2	0,15	8750
	гартування+3-кратний відпуск	0,49	0,54	0,62	0,35	0,27	8825

4.4 Вплив коефіцієнта перекриття при лазерній обробці

Для виконання технологічних операцій з лазерного зміцнення робочих поверхонь деталей важливо забезпечити повне опромінення поверхні. У цьому випадку основним параметром, що використовується у технології лазерного

зміцнення, ϵ коефіцієнт перекриття K_n :

$$K_n = \frac{S}{d}, \quad (4.1)$$

де S – відстань між центрами сусідніх лазерних доріжок, мм;

d – діаметр (ширина) лазерної доріжки, мм.

Використовуються 2 основні види обробки: без перекриття лазерних доріжок ($K_n \geq 1$) та з їх перекриттям ($K_n < 1$).

Для підвищення ефективності обробки необхідно досягти такого розміщення зон лазерного впливу, щоб розміри перекритих ділянок були мінімальними. При накладенні доріжок мікроструктура зміцненої зони стає «лускатою». Така специфічна форма зони термічного впливу виходить через те, що при впливі кожного наступного променя частина зміцненої зони, яка зазнала випромінювання від попереднього променя, знову нагрівається. Та частина зони лазерного впливу, де відбувається нагрівання вище за температуру критичної точки A_{c1} , за своєю структурою не відрізняється від структури нової частини зони нагріву. Там відбувається звичайна фазова перекристалізація з наступним гартуванням. У тій частині зони лазерного впливу, де нагрівання відбувається нижче за температуру критичної точки A_{c1} , відбувається перевідпустка вже сформованої в ході попереднього нагріву мартенситно-аустенітної структури. Внаслідок цього в даній зоні виникає високодисперсна структура типу трооститу, що характеризується значною травністю та зниженням мікротвердості до значень нижче за вихідний матеріал [18].

Для визначення оптимального коефіцієнта перекриття лазерних доріжок з метою забезпечення повного опромінення поверхні та зменшення розмірів перевідпустки зміцнених лазером зон внаслідок процесу розпаду мартенситу (на троостит або сорбіт) та коагуляції карбідів була проведена робота з варіювання даного коефіцієнта при нанесенні доріжок.

Зразки 50x20 мм, виготовлені із сталі Р6М5, піддавали об'ємній термічній обробці. Далі проводили лазерне термозміцнення за трьома варіантами: з коефіцієнтом перекриття $K_n = 0,7$, $K_n = 0,85$ і з нульовим перекриттям $K_n = 1$ (рис. 4.9). Параметри лазерного випромінювання були встановлені однаковими всім варіантів: потужність 900 Вт, швидкість лазерного променя 8 мм/с, діаметр променя 3 мм.

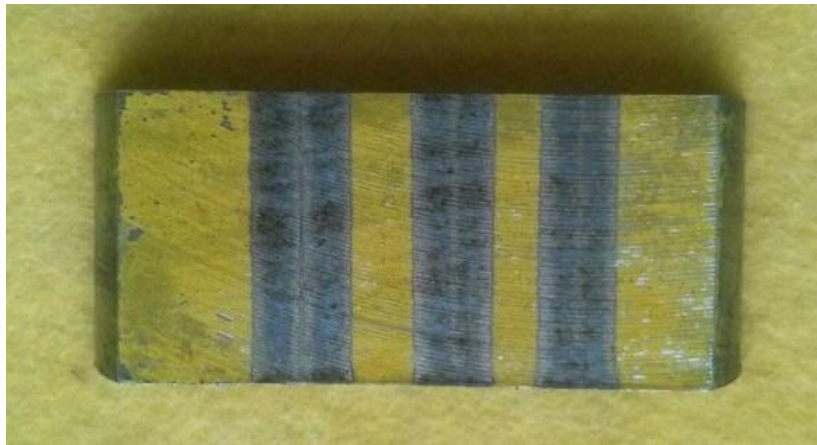


Рисунок 4.9 – Зразок із сталі Р6М5, оброблений при $K_n = 1$ (а), $K_n = 0,7$ (б), $K_n = 0,85$ (в)

Результати випробувань представлені на рисунках 4.10 - 4.12, з яких видно, що при $K_n = 0,7$ (рис. 4.10) спостерігається зниження мікротвердості до ≈ 7000 HV (червоні ділянки) в зонах перекриття через відпуск сталі при повторному накладенні променя внаслідок формування структури типу трооститу. Ширина даних перевідпущених зон становить 1 мм.

У випадку, коли $K_n = 1$ (рис. 4.11), тобто при обробці без перекриття, на зміцнені ділянки надано дуже незначну термічну дію сусідньої зони лазерної обробки. У той же час є і неопромінені ділянки з твердістю, що дорівнює мікротвердості вихідної структури (червоні ділянки).

У випадку $K_n = 0,85$ (рис. 4.12) спостерігається стабільне високе значення мікротвердості загартованого шару до 9000 HV з невеликими зонами (до 0,5 мм) зниженої мікротвердості (червоні ділянки).

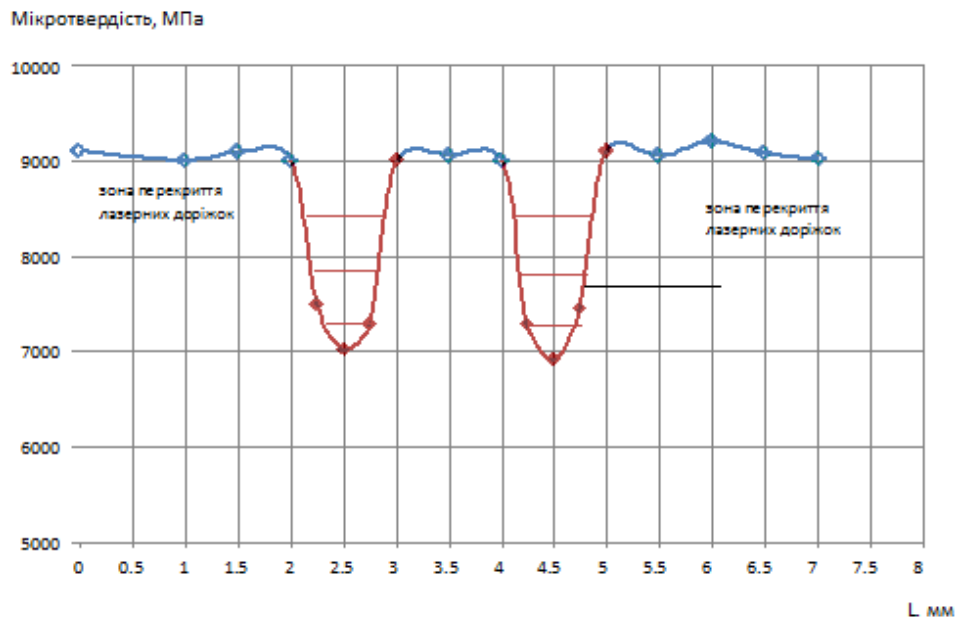


Рисунок 4.10 – Розподіл мікротвердості при коефіцієнті перекриття лазерних доріжок $K_p = 0,7$; сталь Р6М5: сині ділянки - висока мікротвердість, червоні ділянки - знижена мікротвердість

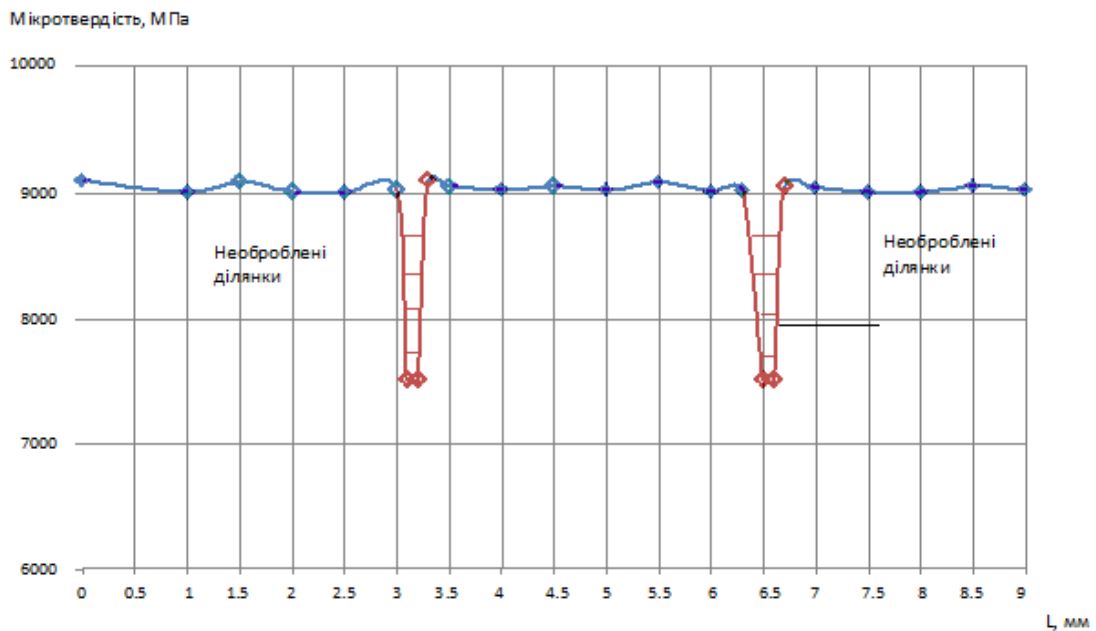


Рисунок 4.11 – Розподіл мікротвердості при коефіцієнті перекриття лазерних доріжок $K_p = 1,0$; сталь Р6М5: сині ділянки - висока мікротвердість, червоні ділянки - знижена мікротвердість

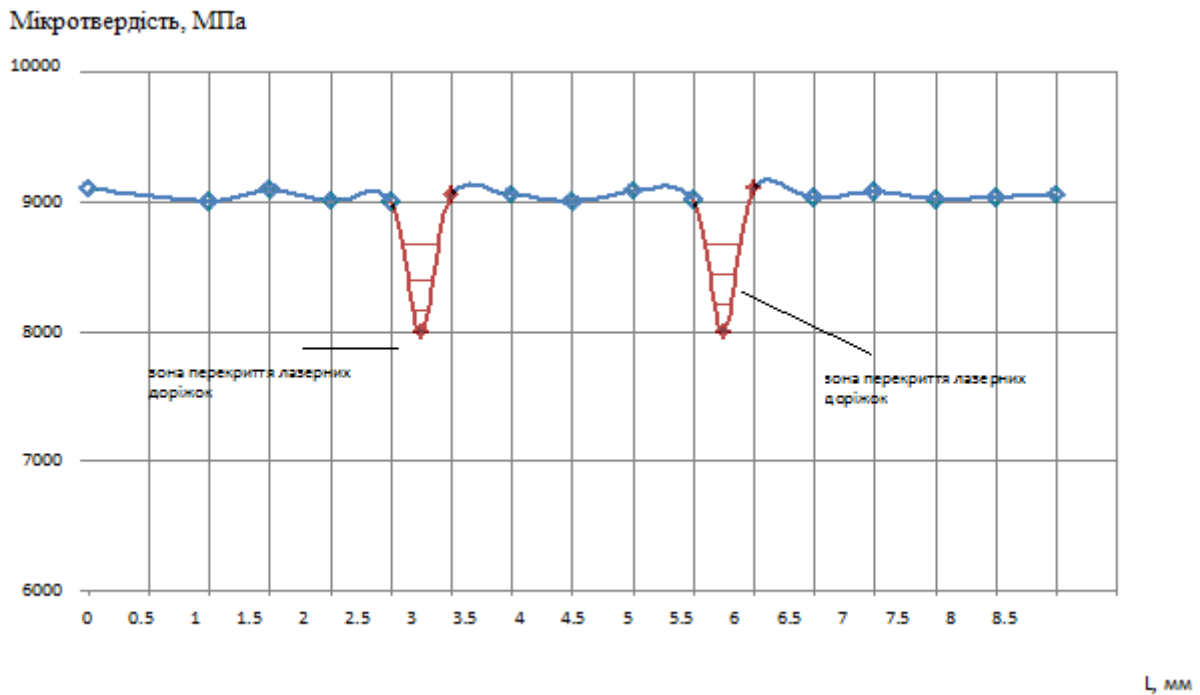


Рисунок 4.12 – Розподіл мікротвердості при коефіцієнті перекриття лазерних доріжок $K_p = 0,85$; сталь Р6М5: сині ділянки - висока мікротвердість, червоні ділянки - знижена мікротвердість

Таким чином, виходячи з проведених досліджень, можна стверджувати, що коефіцієнт перекриття лазерних доріжок має знаходитись у межах 0,8 - 0,9. Встановлене значення даного параметра забезпечує оптимальну зону лазерної обробки виробів з необхідним рівнем твердості за мінімального розміру ділянок з пониженою твердістю внаслідок наявності багаторазово відпущених ділянок.

На підставі проведених досліджень щодо вивчення закономірності змін у досліджуваних сталях при впливі на них випромінювання з різною потужністю і швидкістю переміщення лазерного променя, а також вихідної мікроструктури та коефіцієнта перекриття лазерних доріжок, були запропоновані режими, що забезпечують максимальну мікротвердість при найбільшій глибині зміцненого шару (табл. 4.2).

Таблиця 4.2 – Оптимальні режими лазерної обробки

Марка сталі	Вид попередньої термообробки	Діаметр плями, мм	Щільність потужності випромінювання, Вт/см ²	Швидкість променя, мм/с	Коефіцієнт перекриття, К _п	Глибина зміцненого шару, мм	Максимальна мікротвердість, МПа
P5M5	гартування+3-кратний відпуск	3	$1,1 \cdot 10^4$	8	0,8-0,9	0,43	9250
P5M5K5	гартування+3-кратний відпуск	3	$1,3 \cdot 10^4$	8	0,8-0,9	0,45	9865
P18	гартування+3-кратний відпуск	3	$1,3 \cdot 10^4$	8	0,8-0,9	0,55	9700
X12M	гартування+3-кратний відпуск	3	$0,9 \cdot 10^4$	10	0,8-0,9	0,62	8825

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

Зміцнення поверхні деталей лазерним випромінюванням спрямовано підвищення зносостійкості пар тертя, які працюють у умовах підвищених навантажень.

Зменшення зношування деталей після лазерної обробки пов'язане не тільки зі збільшенням твердості поверхневого шару, так як процес деформації та зношування робочої частини інструменту істотно відрізняється від процесу вдавлювання алмазного індентора при вимірі твердості. Дія абразивного зерна можна умовно розділити на 2 процеси: процес застосування на певну глибину і процес мікроруйнування, яке і визначає знос матеріалу.

Перший процес у кількісному відношенні характеризується твердістю, а другий визначається мікроструктурою матеріалу. Зміни у структурі при впливі лазерної обробки, що впливають на підвищення мікротвердості, можуть призвести до покращення опору зносу [56].

З метою підтвердження ефективності лазерного гартування було проведено випробування на зносостійкість. Коефіцієнт зносостійкості оцінювався співвідношення приблизних площ відбитків, отриманих на зразку до і після лазерної обробки. Для досліджень порівняно зносостійкості використовувалися зразки інструментальних сталей з різними вихідними мікроструктурами, піддані лазерному гартуванню за різними режимами. Як вихідна точка для порівняння була структура після об'ємної термічної обробки (гартування + 3-кратний відпуск).

Результати вимірювання коефіцієнта зносостійкості K представлені в табл. 4.4. та на рис. 4.16. Для кожного режиму всі марки досліджуваних сталей було виконано 10 вимірювань. З проведених досліджень випливає, що зносостійкість зразків зростає від 1,1 до 1,58 залежно від режимів лазерного зміцнення, порівняно із зразками, що пройшли звичайну термообробку, що зміцнює.

Таблиця 4.4 – Значення коефіцієнта зносостійкості після лазерної термічної обробки залежно від режимів випромінювання та вихідної мікроструктури

Марка сталі	Вид обробки		Коефіцієнт зносостійкості
	попередня термообробка	режим лазерного випромінювання	
P5M5	відпал/ гартування + 3-кратний відпуск	-	1
		$q=0,9 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$ $V=10 \text{ мм/с}$	1,15/1,25
		$q=1,1 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$ $V=8 \text{ мм/с}$	1,25/1,47
		$q=1,1 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$ $V=12 \text{ мм/с}$	1,21/1,47
P5M5K5	відпал/ гартування + 3-кратний відпуск	-	1
		$q=1,1 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$ $V=10 \text{ мм/с}$	1,19/1,33
		$q=1,3 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$ $V=12 \text{ мм/с}$	1,27/1,51
		$q=1,3 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$ $V=8 \text{ мм/с}$	1,52/1,58
P18	відпал/ гартування + 3-кратний відпуск	-	1
		$q=1,1 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$ $V=12 \text{ мм/с}$	1,19/1,37
		$q=1,3 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$ $V=12 \text{ мм/с}$	1,2/1,45
		$q=1,3 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$ $V=8 \text{ мм/с}$	1,25/1,47
X12M	відпал/ гартування + 3-кратний відпуск	-	1
		$q=0,4 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$ $V=10 \text{ мм/с}$	1,10/1,25
		$q=0,9 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$ $V=10 \text{ мм/с}$	1,17/1,45
		$q=1,1 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$ $V=12 \text{ мм/с}$	1,19/1,41

Відомо [10], що на зносостійкість впливає як мікроструктура, твердість, а й шорсткість поверхні, що залежить від режиму обробки. При гартуванні з великими потужностями (при великому оплавленні) виходить великий обсяг розплавленого металу, і зі зменшенням швидкості обробки висота

мікронерівностей за рахунок розплаву розплаву зменшується. При невеликій потужності випромінювання зі збільшенням швидкості обробки висота напливів стає більше. Працюючи без оплавлення параметри шорсткості поверхні залишаються майже змін.

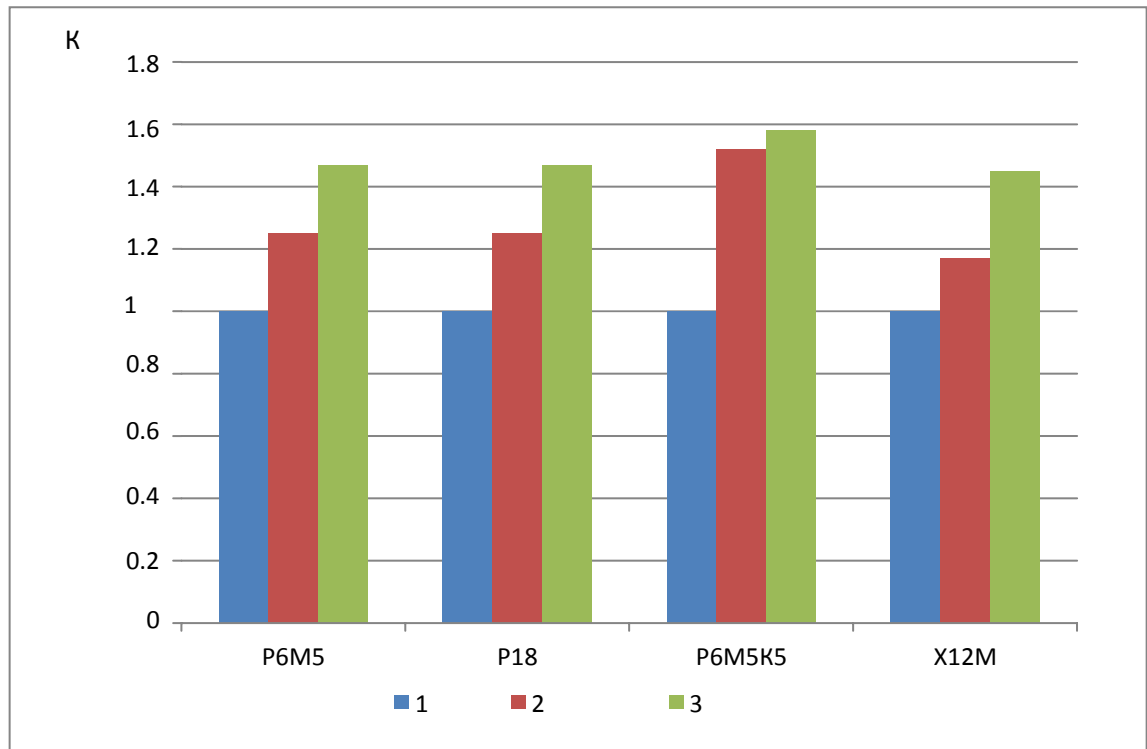


Рисунок 4.13 – Результати випробувань на зносостійкість: 1 – без попередньої термічної обробки; 2 – попередня термічна обробка – відпал; 3 – попередня термічна обробка – гартування + 3-кратний відпуск

Отримані результати випробувань на зносостійкість корелюють з отриманими результатами за оптимальними режимами лазерної обробки для отримання максимальної мікротвердості, а саме, що обробка досліджуваних сталей повинна проводитися або без оплавлення (у разі штампової сталі X12M), або з невеликим оплавленням при невеликих швидкостях (у разі швидкорізальних сталей).

4.6 Висновки за розділом 4

1. Проведені експерименти з варіювання потужності випромінювання та

вимірів мікротвердості дозволяє стверджувати, що при лазерній обробці швидкорізальних сталей обробку лазерним випромінюванням слід проводити з мінімальним оплавленням поверхні ($q = 1,1 - 1,3 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$). У разі обробки штампової сталі X12M для отримання максимальної твердості гартування має відбуватися без оплавлення ($q = 0,9 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$), тобто із твердого розчину.

2. У результаті експериментів у цій роботі було встановлено, що з лазерному зміцненні глибина зміцненого шару залежить від вихідної мікроструктури матеріалу. З результатів досліджень можна зробити висновок, що для отримання більш глибокого шару (до 0,5-0,6 мм) до лазерної обробки досліджуваних сталей слід провести попередню об'ємну термообробку, що зміцнює (гартування+відпустка), яка дозволить отримати структуру з меншою теплопровідністю.

3. Встановлено, що зі збільшенням швидкості обробки досліджуваних сталей до 12 мм/с розміри зміцненої зони зменшуються з 0,5 мм до 0,3 мм. При цьому досягається висока мікротвердість у зоні лазерної обробки; основний вплив у цьому випадку чинить достатня насиченість твердого розчину.

4. Для зменшення розмірів ділянок відпуску та забезпечення повного опромінення оброблюваної поверхні коефіцієнт перекриття лазерних доріжок повинен перебувати в межах 0,8-0,9. Встановлене значення даного параметра забезпечує оптимальну зону лазерної обробки виробів з необхідним рівнем твердості за мінімального розміру ділянок з пониженою твердістю внаслідок наявності багаторазово відпущених ділянок.

5. Випробування зносостійкості підтверджують ефективність використання лазерного зміцнення досліджуваних інструментальних сталей. Встановлено, що зносостійкість зразків зростає від 1,1 до 1,58 залежно від режимів лазерного зміцнення та вихідної мікроструктури, порівняно із зразками, що пройшли звичайну зміцнювальну термообробку.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. На підставі проведеного літературного огляду було зроблено висновки щодо умов та характеру роботи холодновисаджувального інструменту для виробництва авіаційного кріплення, виявлено проблеми, пов'язані з його використанням, та основні причини виходу інструменту з ладу. Як шлях підвищення його зносостійкості було обрано лазерне гартування, що є одним з найперспективніших методів поверхневого зміцнення металів і сплавів.

2. За результатами проведеного дослідження мікроструктури інструментальних сталей було встановлено, що причиною крихкого руйнування робочого профілю інструменту є наявність у його мікроструктурі невидаленої карбідної ліквіації. Для проведення робіт з поверхневого зміцнення лазером інструментальних сталей з метою підвищення їхньої зносостійкості необхідно проводити попередній відбір оброблюваних матеріалів за балом карбідної неоднорідності.

3. За результатами проведеного аналізу напружено-деформованого стану було встановлено, що розраховані значення напруг, зумовлених контактними силами тертя, перевищують величину нормальних напруг на поверхні контакту, що обумовлює і пояснює низьку стійкість пуансона у вигляді втрати його геометрії за рахунок стирання.

4. 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. У разі обробки штампової сталі Х12М гартування має відбуватись 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. У разі обробки довгомірних та великогабаритних виробів для зменшення розмірів ділянок відпуску та забезпечення повного опромінення оброблюваної поверхні

коефіцієнт перекриття лазерних доріжок повинен знаходитися в межах 0,8-0,9

5. Виявлено вплив вихідної мікроструктури на глибину та 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 гартування, порівняно зі структурою після відпалу, через різницю теплопровідності оброблюваних сталей.

6. Випробування зносостійкості зразків інструментальних сталей X12, P6M5, P18, P6M5K5, підданих лазерному гартування, доводять ефективність застосування даного виду зміцнення для досліджуваних інструментальних сталей. Встановлено, що зносостійкість зразків зростає від 1,1 до 1,58 залежно від режимів лазерного зміцнення та вихідної мікроструктури, порівняно із зразками, що пройшли звичайну зміцнювальну термообробку.

7. На підставі проведених досліджень була розроблена технологія лазерного гартування високолегованих інструментальних сталей P6M5, P6M5K5, P18 та X12M. Технологія полягає в зміцненні лазерним променем робочих поверхонь технологічного оснащення, що забезпечує високу мікротвердість до 9000-10000 МПа при максимальній глибині зміцненого шару до 0,6 мм.

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАННЯ

1. Забелин А.М. Лазерные технологии машиностроения: Учебное пособие А.М. Забелин, А.М. Оришин, А.М. Чирков – Новосибирск: Изд-во Новосибирский гос. тех. ун-т, 2014. – 142 с.
2. Гольдштейн М.И. Специальные стали: учеб. для вузов/ М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев – М.: Металлургия, 1998. – 408 с.
3. Дубняков В.Н. Роль мартенситного превращения в упрочнении стали при лазерной обработке и последующей деформации / В.Н. Дубняков, А.И. Ковалев, О.Л. Кашук // МиТОМ. – 2008. – №9. – С. 54-57.
4. Головин Г.Ф. Высокочастотная термическая обработка: Вопросы металловедения и технологии. – 3-е изд., перераб. и доп. / Г.Ф. Головин, М.М. Замятнин. – Л.: Машиностроение, 2002. – 239 с.
5. Андрияхин В.М. Расчет поверхностной закалки железоуглеродистых сплавов с помощью технологических СО₂-лазеров непрерывного действия В.М. Андрияхин, В.С. Майоров, В.П. Якунин // Поверхность: Физика химия, механика. – 1993. – №6. – С. 140-147.
6. Колесов Н.С. Материаловедение и технология конструкционных материалов / Н.С. Колесов, И.С. Колесов – 2-е изд, перераб. – М.: Высш шк., 2007. – 535с.
7. Бунатян Г.Б. Холодное выдавливание деталей формирующей технологической оснастки / Г.Б. Бунатян, В.А. Скуднов, А.И. Хыбемяги – М.: Машиностроение, 2018. – 182 с.
8. Ильичев Л.Л. Использование технологий нанесения ионно-плазменных покрытий для повышения износостойкости и коррозионной стойкости режущего, штампового инструмента и деталей машин / Л.Л. Ильичев, В.Г. Клевцов, В.И. Рудаков, Ш.Г. Насыров, Н.А. Клевцова // Фундаментальные исследования. – 2005. – № 4 – С. 71-72.
9. Григорьянц Д.Г. Оборудование и технология лазерной обработки материалов / Д.Г. Григорьянц, И.Н. Шиганов. – М.: Высшая шк., 1990 – 159 с.

10. Малькова Н.Ю. Недостатки процессов и перспективные способы химико-термической обработки / Н.Ю. Малькова // Успехи современного естествознания. – 2007. – № 12-1 – С. 124-124.

11. Соболев Э.Н. Физико-математический анализ нагрева и модификации поверхности при лазерной обработке материалов: Обзор / Э.Н. Соболев, А.Л. Глытенко, Б.Я. Любов // Инженерно-физический журнал. – 1990. – Т.58, №3. – С. 357-374.

12. Металловедение. Термическая и химико-термическая обработка сплавов: Сборник научных трудов / Под ред. В.Н. Арзамасова – М.: Изд-во МГТУ им Н.Э. Баумана, 2003. – 248 с.

13. Шмитт-Томас, К.Г. Металловедение для машиностроения: справочник / К. Г Шмитт-Томас, пер. с нем. под ред. Скуднова В.А. – М.: Металлургия, 1995.– 512 с.

14. Банных О.А. Машиностроение: энциклопедия. Т.2. Стали, чугуны / О.А. Банных. М.: Машиностроение, 2000. – 780 с.

15. Полевой С. Н. Упрочнение машиностроительных материалов: справочник / С.Н. Полевой, В.Д. Евдокимов – М.: Машиностроение, 1994. – 496 с.

16. 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.

17. Коваленко В.С. Лазерное и электроэрозионное упрочнение материалов / В.С. Коваленко, А.Д. Верхотуров, Л.Ф. Головкин, И.А. Подчерняева. – М.: Наука, 1986. – 275 с.

18. Коваленко, В.С. Упрочнение деталей лучом лазера / В.С. Коваленко В.С, Л.Ф. Головкин, Г.В. Меркулов, А.И. Стрижак – Киев: Техника, 1981. – 131 с.

19. Кремнев, Л.С Упрочнение рабочих поверхностей плоскопараллельных концевых мер длины лазерным излучением / Л. С. Кремнев, О. Е. Владимирова, Т. Г. Сагадеева // ФиХОМ, 1985. -№3.- С. 13-16.
20. Миркин Л.И. Физические основы обработки материалов лучами лазера / Л.И. Миркин – М.: Изд - во МГУ им М.В. Ломоносова, 1975. – 383 с.
21. Веденов А.А. Физические процессы при лазерной обработке материалов / А.А. Веденов. – М.: Энергоатомиздат, 1985. – 208 с.
22. Абельсинтов, Г.А. Технологические лазеры. Т.1 / Г.А. Абельсинтов, В.С Голубев. – М.: Машиностроение, 1991. - 432 с.
23. Гуреев Г.Д. Влияние лазерной и лазерно-ультразвуковой обработок на изменение износостойкости поверхностей трения стали / Г.Д. Гуреев, Д.М. Греев // Вестник Самар. гос. техн. ун-та. Сер.: Физ.-мат. Науки. – 2017. -№2. –С. 138-144.
24. Бураков В.А. Особенности структур, сформированных при лазерной закалке инструментальных сталей из жидкого состояния / В.А. Бураков, Н.Н Буракова // Изв. вузов. Черная металлургия – 1989. – №2. – С. 92-96.
25. Сорокин В.Г. Марочник сталей и сплавов / В.Г. Сорокин. – М.: Машиностроение, 2001. – 608с.
26. Малахов, А.И. Основы металловедения и теории коррозии: учеб. для машиностроительных техникумов / А.И. Малахов, А.П. Жуков. – М.: Высш. Школа, 1978. – 192 с.
27. Дубровская, Е.А. Выбор параметров лазерного нагрева углеродистых сталей для получения заданной глубины закалки / Е.А. Дубровская, Ч.В. Конецкий, В.С. Крапошин, И.В. Родин // МиТОМ. – 1986. – №9. – С. 32-35.
28. Коваленко, В.С. Обработка материалов импульсным излучением лазеров / В.С. Коваленко. – Киев: Высшая школа, 1974. – 144 с.
29. Рыжов С.Б. Стали и сплавы энергетического оборудования: справочник / С.Б. Рыжов, А.С. Зубченко, Ю.В. Каширский; под ред. С.Б. Рыжова. – М.: Машиностроение, 2008. – 958 с.
30. Артингер И.И. Инструментальные стали и их термическая обработка.

Пер. с венг./ И.И.Артингер – М.: Металлургия, 1992 - 312 с.

31. Полянсков Ю.В. Технологические методы повышения износостойкости режущего инструмента и деталей машин: Учебное пособие / Ю.В. Полянсков, В.П.Табачков, А.П.Тамаров. – Ул.: Изд-во УлГУ, 1999 – 69 с.