

О. О. Данилейко, В. В. Джемелінський, Д. А. Лесик¹

1 – Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського", м. Київ

ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ЛАЗЕРНОГО ТЕРМІЧНОГО ЗМІЦНЕННЯ НА ЗМІНУ ГЛИБИННИ ТА МІКРОТВЕРДОСТІ ПОВЕРХНІ СТАЛІ 30ХГСА

Одним із важливих завдань сучасності в машинобудуванні є перехід до нових технологічних процесів, які дозволяють підвищити конкурентну спроможність продукції за рахунок підвищення ефективності виробництва, поліпшення якості, зниження матеріалоємності і енергоємності продукції.

Ресурс роботи багатьох високонавантажених деталей в значній мірі визначається здатністю сполучених пар тертя чинити опір зношуванню, тому в сучасному машинобудуванні перспективним є створення матеріалів з заданими структурою і властивостями за рахунок традиційної термообробки і нових ефективних способів зміцнення.

Конструкційні сталі застосовуються в різних областях машинобудування. Оскільки у сталі 30ХГСА висока міцність поєднується з достатньою пластичністю і в'язкістю, це обумовлює її застосування у конструкціях відповідального призначення у різних галузях промисловості: кріпильних деталях, що працюють при низьких температурах, зварних конструкціях із знакозмінними навантаженнями і т. д. Не дивлячись на те, що 30ХГСА містить легуючі елементи, для досягнення високої міцності, хороших показників ударної в'язкості і витривалості, її потрібно термічно обробити.

Ефективним технологічним способом зміцнення поверхні деталей є високоенергетичний вплив на поверхню за допомогою випромінювання лазера, що дозволяє істотно змінювати структуру, підвищуючи експлуатаційні характеристики виробів.

Для підвищення зносостійкості пропонується використати спосіб лазерного термічного зміцнення виробів зі сталі 30ХГСА, схема якого приведена на рис. 1.

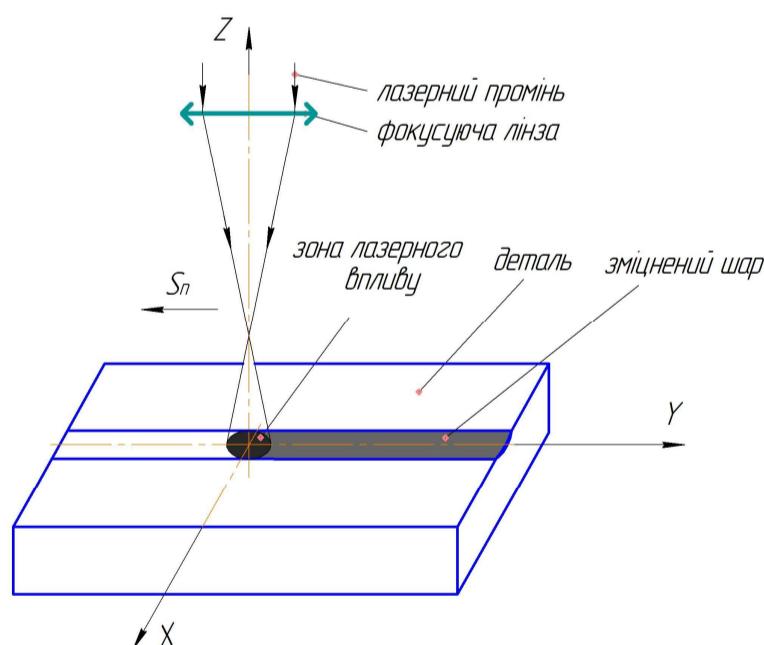


Рис. 1. Схема лазерного термічного зміцнення

Особливістю лазерного нагріву, що зумовлює її локальність – є автогартування. Внаслідок високої теплопровідності металів і сплавів, що обробляються лазерним випромінюванням [1], швидкість відводу тепла виявляється вище критичної швидкості гарту не тільки для середньовуглецевих і високовуглецевих сталей, а й для сталей з низьким вмістом вуглецю. Тому питання, пов'язані з можливістю управління термічними процесами, що протікають в поверхневому шарі інструментальних і конструкційних матеріалів при опроміненні, є одним з актуальних напрямів сьогодення.

Для визначення хімічного складу заготовок після прокатування, був проведений хімічний аналіз зразків (рис.2) на оптичному емісійному спектрометрі Spectrovac-1000 DV.

Основним завданням на початковому етапі експериментальних досліджень стала перевірка заготовок на відповідність марці сталі 30ХГСА. Результати аналізу розшифровані в таблиці 1.

Таким чином, вибрані заготовки для експериментальних досліджень відповідають заявленій марці високоякісної конструкційної середньовуглицевої сталі 30ХГСА.

Під час гартування, зразкам (рис. 3) давали час на охолодження, щоб мінімізувати вплив нагрітого матеріалу на різні режими обробки. Не дивлячись на це, при низьких швидкостях гартування ($v=0,3; 0,18 \text{ м/хв}$) і потужності 1 кВт енерговклад був настільки великим, що заготовка здеформувалась (рис. 4). Таким чином вдалося визначити, що існує певний діапазон параметрів, вихід за межі яких приводить до погрішення фізико-механічних властивостей матеріалу.

Таблиця 1

Хімічний аналіз сталі 30ХГСА (товщина заготовки 6 мм)

Хімічні елементи	Значення за довідником	Отримані значення
C	0,28 – 0,34	0,32
Si	0,85 – 1,2	0,87
Mn	0,8 – 1,1	0,82
S	до 0,025	0,010
P	до 0,025	0,010
Cr	0,8 – 1,1	0,83

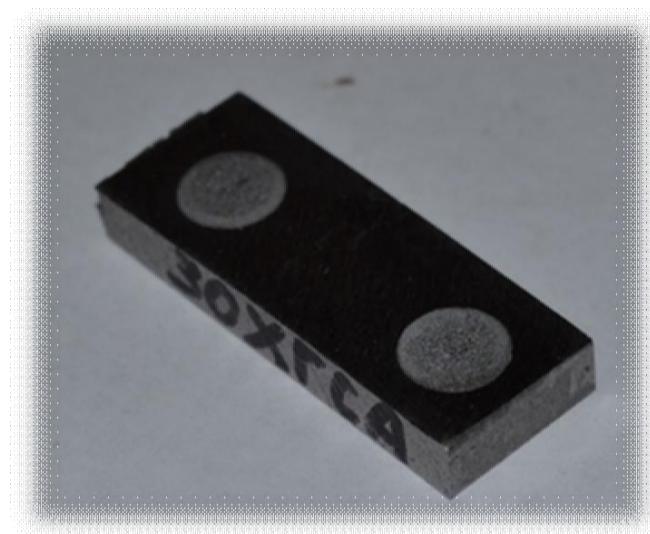


Рис. 2. Зразок зі сталі 30ХГСА після хімічного аналізу

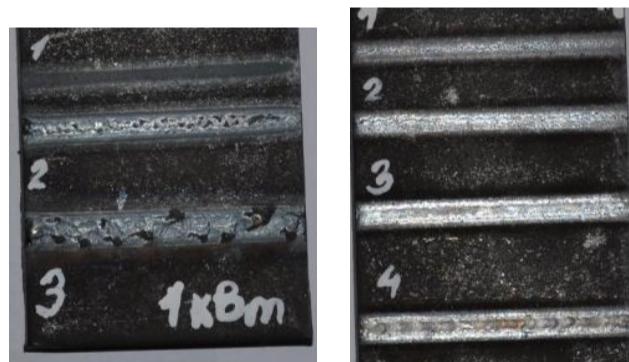


Рис. 3. Зразки після лазерного гартування:
а – Р=1 кВт; б – Р=4 кВт



Рис.4. Зворотна сторона деформованого зразка після ЛГ

Мікрошліфи були протравлені у 4% спиртовому розчині азотної кислоти. Якість травлення і час (5-15 сек) контролювали, використовуючи мікроскоп МИМ-7. Після травлення зразки були промиті спиртовим розчином і висушені. Мікроструктура зразків досліджували з використанням мікроскопа „Neophot 32“. Мікротвердість зразків після ЛГ вимірювалася навантаженням 100 г. Твердість матеріалу основи HV 0.1 – 2060 МПа.

Якщо розглянути поперечний переріз загартованої лазерним випромінюванням доріжки, то в ній можна виділити кілька основних зон (рис.5): зону розплаву (зона гартування з рідкого стану), зону загартування, зону відпуску і вихідну структуру матеріалу. У ряді окремих випадків деякі з цих зон можуть бути відсутніми (наприклад, може бути відсутньою зона розплаву при гартуванні без оплавлення поверхні або зона відпуску при загартуванні попередньо відпаленого металу) [2]. Характерний зовнішній вигляд змінених доріжок з оплавленням і без оплавлення представлено на рис.6 і рис. 7 відповідно.

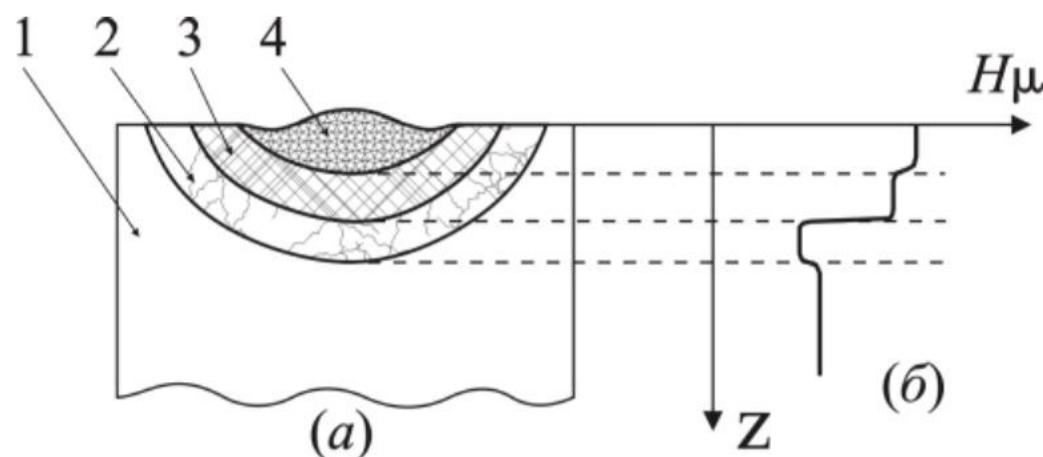


Рис.5. Схема поперечного перерізу зони лазерної обробки (а) і розподілу мікротвердості по глибині зони обробки (б): 1 – вихідний метал, 2 – зона відпустки, 3 – зона гарту, 4 – зона гарту з рідкого стану [3]

Кожна зона в свою чергу може складатися з декількох шарів і мати у поперечному перерізі відмінності в мікроструктурі, елементному складі, співвідношенні складових її фаз і т. д. У сталях типовою є дендритна будова зони оплавлення, причому дендрити ростуть перпендикулярно межі поділу в напрямку відведення тепла в тіло зразка. Карбіди при цьому зазвичай розчиняються і основною структурною складовою є мартенсит.

На рис. 6 показана мікроструктура зразку зі сталі 30 ХГСА після гартування лазерним променем із сильним оплавленням при $P=1$ кВт, $v= 0,18$ м/хв., $h=1,8945$ мм і мікротвердістю HV 0.1 – 4550 МПа.

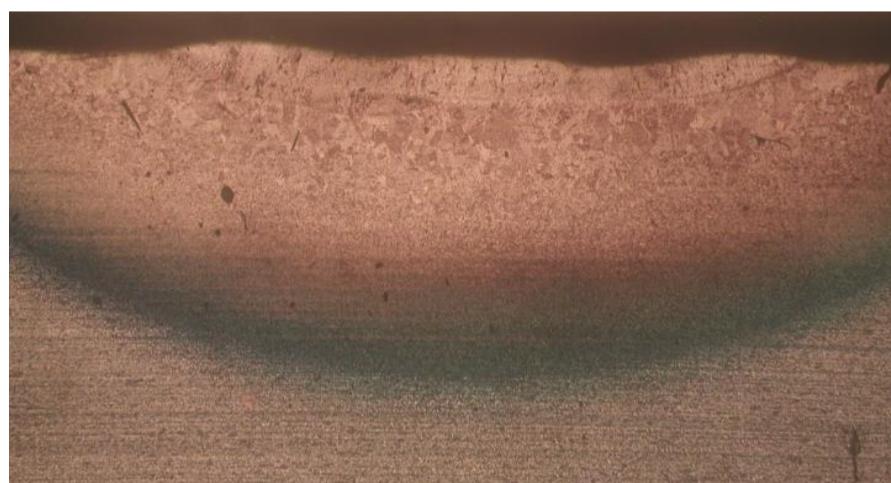


Рис. 6. Поперечний переріз гартованої доріжки (x25)

У цьому випадку можна розпізнати 5 шарів: 1) зневуглецьована мартенситна структура; 2) мартенситна структура; 3) мартенситно-бейнітна структура з тонким шаром фериту по границям зерен; 4) мілкодисперсна бейнітна структура; 5) зона переходу зі шва у основний метал (на границі) – ферит і перліт (структурна розрихлена).

На рис. 7 показана мікроструктура зразку після гартування лазерним променем з менш інтенсивним оплавленням, як на рис. 6. Це зумовлено, насамперед, більшою швидкістю обробки $v=0,3$ м/хв при незмінній потужності $P=1$ кВт, глибиною $h=1,4$ мм і мікротвердістю HV 0.1 – 4640 МПа. Структура при цьому не змінилася.

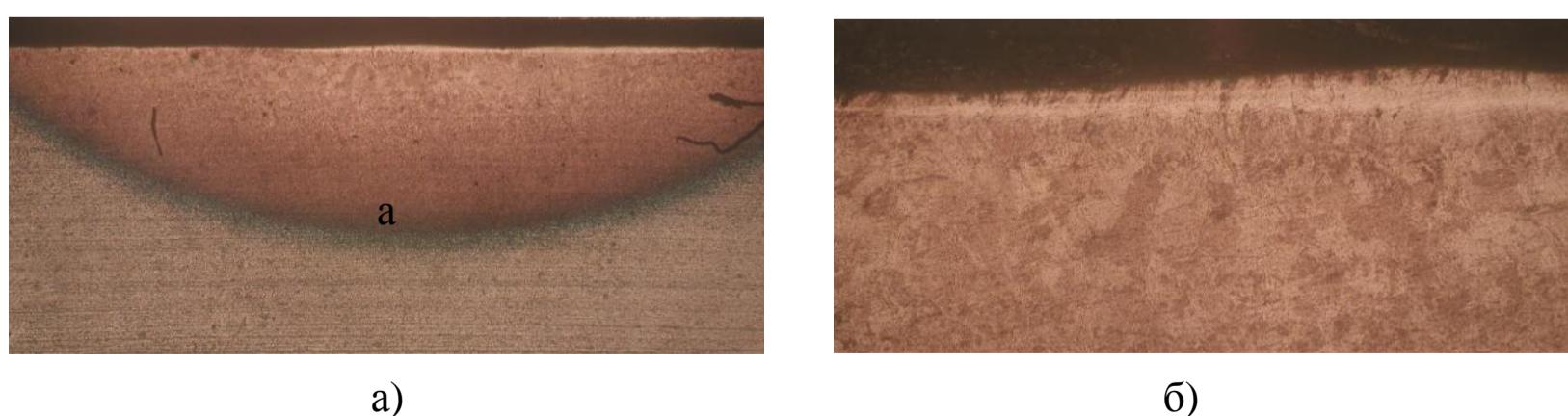


Рис. 7. Мікроструктура сталі 30 ХГСА: а – поперечний переріз гартованої доріжки (x25);

б – верхній розплавлений шар (x100)

На рис. 8 показана мікроструктура зразку після гартування лазерним променем без оплавлення при швидкості обробки $v=7$ м/хв, потужності $P=4$ кВт, глибині $h=0,4$ мм і мікротвердістю HV 0.1 – 5570 МПа. При цьому структура зміцненої зони має вигляд розплавленої мартенситної зони білого кольору (не по всій довжині доріжки, а переважно у центрі) і однорідної мартенситної мікроструктури сірого кольору до основного металу.

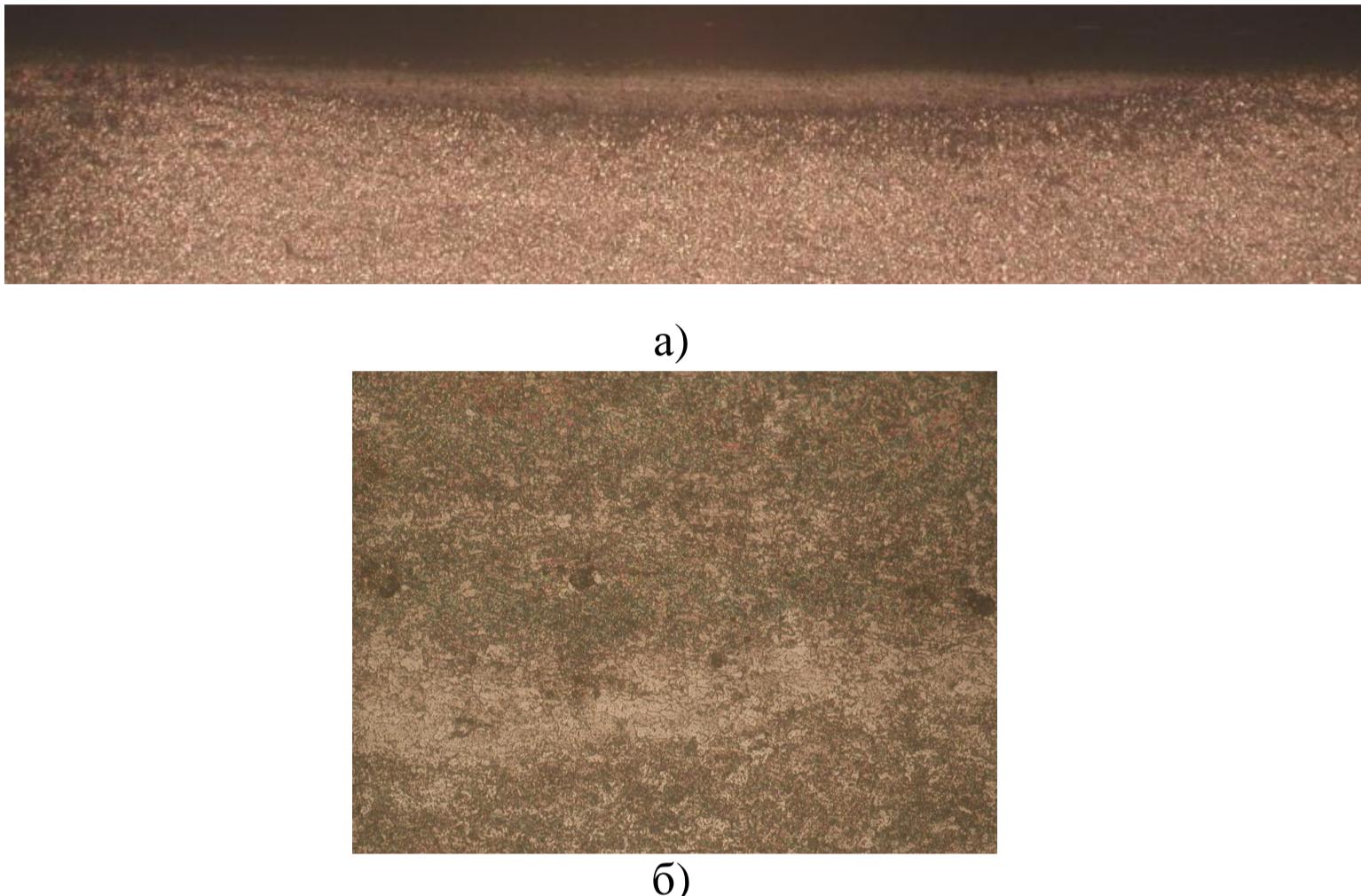


Рис. 8. Мікроструктура сталі 30 ХГСА: а – поперечний переріз гартованої доріжки (x25); б – переходна зона із мартенситної у основний метал (x320)

За результатами дослідження можна зробити такі висновки:

1) при лазерному гартуванні без оплавлення твердість матеріалу зросла з 2060 до 5570 МПа і до 4640 МПа при обробці з оплавлення. Слід відзначити, що при гартуванні без оплавлення утворюється однорідна мартенситна структура, при цьому твердість починає падати лише у зоні переходу до матеріалу основи.

2) відсутній ефект зневуглецовання поверхневих шарів і відпуску матеріалу, що викликає зменшення твердості і зниження ефективності гартування. Зазначимо, що при гартуванні з оплавленням можна отримати набагато більші по глибині, проте менш тверді зміцнені зони.

3) мартенситна структура зміцнення обумовлена як формуванням мартенситу, так і механізмом бар'єрного росту. Оскільки лазерна обробка короткочасна, процеси динамічного повернення та рекристалізації пройти не встигають.

Список використаних джерел

1. Костюк Г. И. Тепловые процессы в материалах при лазерном нагревании [Текст]/ Г. И. Костюк, Н. В. Руденко // Науково-технічний та громадянський часопис Президії Академії інженерних наук України „Вісті“: сб. науч. тр. Інженерної академії України. – Вып. 3(33). – К., 2007. – С. 269-278. Технология производства летательных аппаратов.
2. Абильситов Г. А. Технологические лазеры. Справочник / В. С. Голубев, В. С. Майоров и др. // Под общ. ред. Г. А. Абильситова. Т.1. – М.: Машиностроение, 1991. – 432 с.
3. Майоров В. С. Лазерное упрочнение металлов. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок / Под ред. В. Я. Панченко. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2009. – 664 с.