

О.О. ВОЛКОВ, асистент, НТУ „ХПІ”;

Г.Г. КУЛИК, канд. техн. наук, доцент, НТУ „ХПІ”;

М.А. ПОГРІБНИЙ, канд. техн. наук, професор, НТУ „ХПІ”;

Ю.А. СИЗИЙ, д-р. техн. наук., професор, НТУ „ХПІ”

ДОСЛІДЖЕННЯ РОЛІ ТЕПЛОВИХ ЯВИЩ У ФОРМУВАННІ СТРУКТУР ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛЕЙ РІЗНИХ МАРОК ПРИ ЗМІЦНЕННІ МЕТОДОМ ТФО

В статті описуються методика і результати досліджень впливу тепла при термофрикційній обробці (ТФО) на структуру і властивості сталей різних марок після закалки. Представлені графіки розподілу мікротвердості по сеченню образців, фотографії мікроструктур після ТФО. Показані графіки температурних полів частинки поверхності, прилеглої до кромки. Сделані висновки.

В статті описані методика та результати досліджень впливу тепла при термофрикційній обробці (ТФО) на структуру та властивості сталей різних марок після загартування. Представлено графіки розподілу мікротвердості по перерізу зразків, фотографії мікроструктур після ТФО. Показано графіки температурних полів на ділянці поверхні, яка є прилеглою до кромки. Зроблені висновки.

The article deals with investigations methods and results of thermofriction process (TFP) heat influence on structure and properties of different steels after preliminary hardening. The sample cross-section hardness distribution graphics and microstructural photos after TFP are presented. The graphics of temperature fields description on the section nearby of the edge in the strengthening are shown. The conclusions are made.

Вступ. Однією з найважливіших задач для сучасного машинобудування є введення прогресивних методів обробки, які дозволяють створювати в матеріалах підвищені характеристики міцності.

Метод термофрикційної обробки (ТФО), який може використовуватися в якості методу зміцнення є достатньо ефективним засобом підвищення поверхневої твердості та зносостійкості деталей із вуглецевих, легованих, конструкційних, інструментальних та інших сталей, чавунів а також інших сплавів. Зміцнення тонкого поверхневого шару є прогресивним напрямом в машинобудуванні та інструментальному виробництві, оскільки дозволяє заощаджувати дорогі леговані сталі, підвищує ресурс і надійність механізмів, знижує енерговитрати виробництва.

На даний момент, чітко не обґрунтовано механізм та особливості формування поверхневого шару металу в умовах ТФО, його головних характеристик, що і обумовлює актуальність їх дослідження, пояснення та розробки технологічних основ керування зміцненням поверхні.

Процес підвищення якості поверхні обертаючим диском досліджували багато вчених. Використання тертя до зміцнення поверхонь описував

І.В. Крагельский. Н.В. Монін запропонував виготовити обертаючий диск з твердого сплаву. При обертанні диска утворювалась теплота, котра розплавляла поверхню та забезпечувала високу чистоту [1].

В.В. Міхєєву та Н.Н. Сухаріной видано авторське свідоцтво на спосіб поверхневого зміцнення металевих виробів, при якому використовується тертя між пружною поверхнею та колодками. Оброблений шар характеризується великою твердістю при малій глибині [2].

А.І. Ісаєву видано авторське свідоцтво на спосіб поверхневої термічної обробки сталі, у якому зміцнення відбувається за рахунок тертя при механічній обробці різцями з низьким коефіцієнтом теплопровідності [3].

У основі поверхневої міцності лежить універсальне явище структурного пристосування матеріалів при терті, котре відбувається шляхом максимального зміцнення. В дослідженнях, проведених на звичайних швидкостях ковзання, показано, що швидкість ковзання та навантаження при ковзанні чинять на температурний режим тертя значний вплив. При цьому мікротвердість поверхневих шарів значно зростає з ростом тиску та швидкості. Механізм збільшення твердості пояснюється характером деформаційних змін кристалічної решітки.

І.В. Гурей з співавторами, вивчаючи структуру слою, прилягаючої до поверхні тертя, відмічає належність мартенситу, залишкового аустеніту та легованого цементиту. Значне підвищення мікротвердості пояснюється тим, що у поверхневому шарі у процесі тертя появляється насичення вуглецем за рахунок цементиту внутрішніх шарів зразка та дифузії вуглецю з контртіла. Розвиваюча температура та пластична деформація сприяє утворенню аустеніту, котрий при швидкому охолодженні переходить у мартенсит. [4]

Ю.І. Бабєй спостерігав зміни хімічного складу поверхневих шарів при фрикційно-зміцнюючій обробці та відмітив, що у білому шарі збільшується вміст вуглецю за рахунок переміщення його із деталей до поверхні. Автор відмічає, що зважаючи на особливі умови, що впливають на поверхню елементів, це явище не можна пояснити звичайними дифузійними процесами у зв'язку з тим, що час впливу високих температур та тиску на ділянку поверхні дуже малий. При фрикційно-зміцнюючій обробці він перевищує $6 \cdot 10^{-3}/10^{-2}$ с. На ряду зі збільшенням вмісту у поверхневому шарі вуглецю збільшується і вміст таких елементів, як: Cr, Mn, Cu, Si. Без змін залишаються W, Mo, V, а кількість Ni зменшується.

На думку Б. А. Костецького, основним вмістом зовнішнього тертя є пружно-пластична деформація, яка обумовлює у повній мірі формування основних характеристик взаємодії поверхні та появу ряду вторинних явлень у зоні контакту, що розкрито недостатньо. [5]

За даними Ю. І. Бабєя при термозміцнюючій обробці, коли механічна енергія перетворюється у теплову, спостерігаються високі швидкості

нагрівання та охолодження за рахунок відводу теплоти у метал і зовнішнє середовище, які вищі ніж при термічній обробці.

Товщина білого шару залежить від швидкості переміщення столу V_{cm} . При невеликих швидкостях переміщення ($V_{cm} < 2$ м/хв) відбувається нагрівання поверхневих шарів металу в зоні їх контакту до температури плавлення, що приводить до зменшення границі твердості матеріалу, а отже, частина зміцненого шару знімається і його товщина зменшується.

Задачі дослідження. Таким чином проведений аналіз літератури показав, що фрикційне зміцнення є ефективним методом підвищення довговічності деталей машин, елементів конструкцій та інструменту. В той же час питання, пов'язані з природою та особливостями зміцнення поверхні та формування зміцнених поверхневих білих шарів залишаються до кінця не вивченими, тому метою проведеної роботи було дослідження теплового впливу при ТФО на структури та властивості сталей, тобто встановлення зв'язку між температурою нагрівання, швидкістю охолодження, деформацією, структуроутворенням та властивостями при одночасному комплексному дослідженні цих факторів. Для цього вирішувалися такі задачі:

1. Проведення оцінки глибини розповсюдження тепла в зразки із сталей з різним хімічним складом та вмістом вуглецю за допомогою аналізу ізотерми на олов'яному покритті кожного зразка, яка виникає при ТФО;

2. Проведення розрахунку та побудування графіків температурних полів, які виникають в зразках при ТФО;

3. Проведення розрахунку швидкості охолодження поверхні після нагрівання при ТФО;

4. Проведення порівняння мікроструктури та мікротвердості зміцненого білого шару та його глибини після ТФО в усіх зразках;

5. Проведення сумісного аналізу температурних явищ та змін мікроструктури та мікротвердості по перерізу зразків під впливом ТФО;

6. Проведення порівняння ефективності термічного зміцнення сталей та термофрикційного зміцнення сталей.

Узагальнення та оцінка результатів досліджень. Як відомо, згідно з попередніми дослідженнями [6] в процесі контакту інструмента та заготовки має місце розігрівання поверхневого шару заготовки, внаслідок чого відбуваються фазові та структурні перетворення. Розігрівання поверхні залежить від інтенсивності теплового потоку в заготовку, який ініціюється силами тертя, що виникають між інструментом та заготовкою при ТФО. Окрім того при ТФО металу можуть мати місце два механізми розподілення теплового потоку [7,8]:

1) з рівномірно розподіленою інтенсивністю теплового потоку по поверхні зразка;

2) з розподіленням інтенсивності теплового потоку по трикутнику.

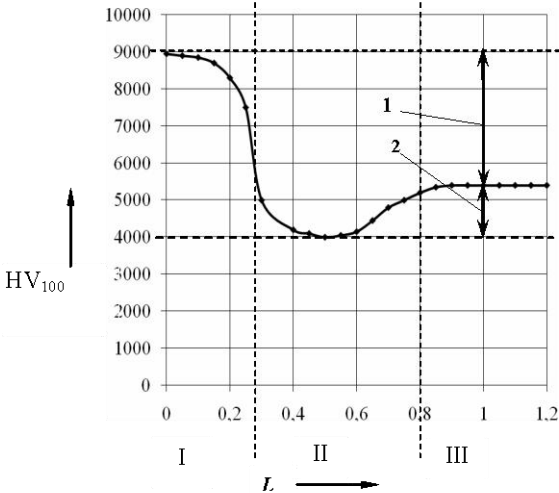
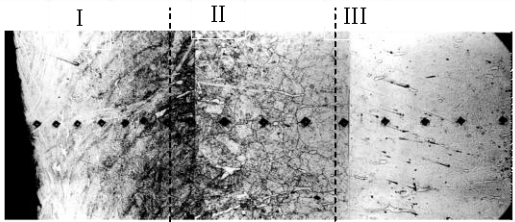
Однак, ми вважаємо, з посиланням на літературу [7, 8] що в умовах даного експерименту інтенсивність теплового потоку в зразок має розподілення по поверхні напівпростору з рівномірною інтенсивністю теплового потоку. Для аналізу розподілення температури від поверхні вглиб зразків із сталей з різним ступенем легованості та різним вмістом вуглецю при ТФО вирішувалася задача теплопровідності. Так для зразків із сталей марок 15X11МФ, 65Г, У8А, Х12М при вирішенні задач теплопровідності були отримані температурні поля (рис. 1). Температурне поле представлено у вигляді ізотерм в координатах $y(x)$ де координата y направлена перпендикулярно до поверхні, що оброблюється, а координата x є паралельною до напрямку подачі. Таким чином, температурні поля показані в граничній площині перерізу пластини зразка. Оскільки задача теплопровідності вирішена в системі координат, яка рухається разом з тепловим джерелом, тобто з поверхнею контакту, координата x являє собою відстань від переднього фронту джерела тепла. Таким чином, якщо величину координати x поділити на швидкість подачі S ($\tau = x/s$), то результатом буде час, за який пройшло поле над точкою поверхні переднього фронту джерела тепла. Окрім того отримані температурні поля дозволили визначити максимальну температуру нагрівання зразків на відстані y від поверхні. При цьому значення величини y може варіюватися від 0 до будь-якої глибини в межах температурного поля та з будь-яким шагом вимірювання за наявності даних про температуру нагрівання поверхневого шару на різній глибині та про час за який було реалізовано нагрівання та охолодження точки поверхневого шару і відповідно його ділянки можна визначити природу зміцнення, а саме чи є вона термічною. А з урахуванням того, що остання ізотерма згідно з умовами даного експерименту відповідає 100 °С, що для сталей є нижчим за температури перетворень можна достатньо чітко визначити можливість та границю того чи іншого перетворення в сталях та глибину її розповсюдження в процесі ТФО.

Розглянемо зразки. Як видно з рис. 1, в зразку із сталі 15X11МФ в попередньому стані після загартування та низькотемпературного відпуску при зміцненні ТФО, наприклад, на глибині $y = 0,35$ мм максимальна температура дорівнює 900 °С. Це ізотерма, екстремуму якої дотикає горизонтальна лінія, яка проведена на глибині $y = 0,35$ мм.

Критична точка A_{C3} для сталі 15X11МФ дорівнює 880 °С. Таким чином усі шари металу які в процесі ТФО будуть нагріватися до цієї температури та вище, тобто гарантовано до глибини 0,35 мм від поверхні при наступному охолодженні зі швидкістю більш критичної будуть зазнавати загартування.

З використанням даних з графіків температурного поля сталі, що досліджується (див. рис. 1) можна визначити температуру нагрівання поверхні в процесі ТФО а для оцінки та аналізу термічного циклу нагрівання

– охолодження побудувати графік нагрівання – охолодження при ТФО сталі що досліджуються. Даний графік наведений на рис. 2.



1 – інтенсивність зміцнення; 2 – інтенсивність знеміцнення;
 I – зона зміцнення; II – перехідна зона; III – зона основного металу

Рисунок 1 – Графік температурного поля, мікроструктура та мікротвердість зразка із сталі 15X11MF після ТФО

За допомогою даних з цього графіка (рис. 1) стає можливим розрахунок реальної швидкості охолодження в поверхневому шарі зразку після ТФО, знання яких потрібно для того, щоб порівняти їх з критичною швидкістю загартування для кожної сталі з тих що досліджуються. Час початку охолодження металу на максимальній глибині проходження критичної температури в момент спостереження за температурним полем від початку дії джерела тепла розраховується по формулі:

$$\tau = \frac{x}{S} \cdot \quad (1)$$

Час початку охолодження металу на деякій глибині від температури 150 °С (температура рекристалізації олова) в момент спостереження за температурним полем від початку дії джерела тепла розраховується аналогічним образом.

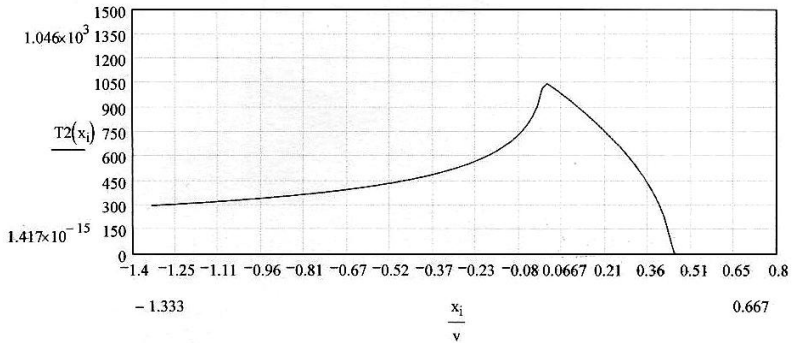


Рисунок 2 – Графік нагрівання – охолодження зразка із сталі 15X11МФу вихідному стані після загартування та низького відпуску після ТФО по режиму $S = 30$ мм/с і $t = 0,7$ мм

З використанням даних по часу охолодження розігрітого в процесі ТФО металу можна розрахувати швидкість охолодження металу:

$$V_{охол} = \frac{\Delta T}{\Delta \tau} \cdot \quad (2)$$

Розраховані таким чином температури нагрівання поверхні та швидкості охолодження металу в поверхневих шарах усіх зразків представлені в табл. 1.

При візуальному аналізі мікроструктур даних сталей на предмет ефективності зміцнення при ТФО видно, що максимуму вона досягає в сталях 65Г та У8А, де зміцнений шар має максимальні показники твердості близько 8 000 МПа та 16 000 МПа відповідно та глибини зміцненого шару до 0,7 мм. При цьому рівень нагрівання поверхневого шару в процесі ТФО здійснювався

до температури, яка нижча ніж Ас1. Для даних сталей вона дорівнює близько 560 °С і 650 °С відповідно. Температура поверхневого розігрівання сталі Х12М дещо вища – 670 °С. Щодо сталі 15Х11МФ то розігрівання її поверхні при зміцненні ТФО досягає 1050 °С у співвідношенні з мінімальною ефективністю зміцнення. Таким чином максимальна інтенсивність зміцнення досягається в сталях 65Г та У8А що дорівнює до 200 та 150 %. В сталі Х12М вона складає до 100 %, а найменшою є в сталі 15Х11МФ близько 80 %.

Таблиця 1 – Температури на поверхні зразків при зміцненні ТФО та швидкості охолодження для сталей 15Х11МФ, 65Г, У8А, Х12М

Марка сталі	Режим ТФО		Температура на поверхні зразків, °С	Реальна $V_{\text{охол}}$ металу зразків після ТФО, град/сек
	S, мм/с	t, мм		
15Х11МФ	30	0,7	1050	260
65Г			560	680
У8А			650	690
Х12М			670	720

Висновок. Сумісний аналіз усіх отриманих у перебігу дослідження результатів показав, що максимальний рівень зміцнення та глибина зміцненого шару отриманий в сталі 65Г, де температура нагрівання при ТФО є мінімальною з трьох розглянутих випадків та дорівнює 560 і 650 °С відповідно. Мінімальний рівень зміцнення та глибина зміцненого шару досягнуті в сталі 15Х11МФ де спостерігалось максимальне розігрівання поверхні до 1050 °С. Сталь Х12М по аналогічним показникам знаходиться на рівні між останніми сталями. Щодо швидкостей охолодження поверхневих шарів після нагрівання при ТФО, то вони достатньо високі та є вищі за критичні для кожної сталі з тих які досліджувалися. Тому можна припустити, що максимальна ефективність зміцнення досягається в сталях за умови виконання таких факторів:

1. Достатній вміст вуглецю в сталі, що зміцнюється;
2. Розігрівання попередньо загартованої сталі при ТФО до температур близьких до Ас1, але не перевищуючих її;
3. При розігріванні до температур вище критичних охолодження зі швидкістю більше критичних.

Тому достатньо ефективно зміцнення сталей 65Г може бути пояснено тим, що при даних умовах розігрівання при ТФО мартенсит відпуску, який отриманий попередньою термічною обробкою (загартування та низькотемпературний відпуск) не переходить у аустенітний стан та не

розпадається з утворенням структури сорбіту відпуску, в силу швидкості проходження процесу ТФО. Однак в короткочасно-розігрітому стані має місце деформування даної структури, що може дещо змінювати форму та розміри мартенситного зерна, і як результат властивості структури.

Окрім того максимальна інтенсивність зміцнення сталі 65Г пояснюється ще й максимальною реалізацією термічної складової зміцнення, оскільки при вмісті вуглецю 0,6-0,65 % формується структура мартенситу з найбільшою твердістю. Подальше збільшення його вмісту знижує твердість за рахунок появи структури залишкового аустеніту. Так якщо вміст вуглецю невеликий, то структура мартенситу не набуває максимальної твердості як у випадку із сталлю 15X11МФ, в той час як при високому вмісті вуглецю більш ніж 0,6 %, що характерно для сталі Х12М, твердість знижується, у зв'язку з появою структури залишкового аустеніту та зміцнення більшою мірою викликане деформаційною складовою. Щодо сталей У8А а особливо 65Г де вміст вуглецю наближений до позначки 0,6-0,65 % більшою мірою реалізується термічна складова зміцнення, тобто мартенситна структура набуває максимальної твердості, а це у співвідношенні з деформаційною складовою зміцнення і пояснює найбільшу ефективність зміцнення в даних сталях. Щодо достатнього вмісту вуглецю в сталі ми вважаємо, на основі проведених експериментальних досліджень, що для ефективного зміцнення за допомогою термічної складової його кількість повинна бути не менше ніж 0,2 % для вуглецевих, та 0,15 % для легованих сталей при зміцненні шляхом ТФО.

Список літератури: 1. Крагельський І. В., Моні Н. В. Вплив технологічних середовищ та матеріалу інструменту на параметри фрикційного зміцнення // Машиновидавництво. – 1998. – № 11. – С. 30–34. 2. Міхєєв В. В., Сухаріна Н. Н. Вплив імпульсного зміцнення на зносостійкість сталей при різних видах тертя // 4-й міжнародний симпозіум українських механіків у Львові. Тези доповідей. – Львів. – 1999. – С. 136–137. 3. Ісаєв А. І. Вплив фрикційного зміцнення на зносостійкість сталі 40Х у потоці абразивних частинок // Вісник Національного технічного університету України “Київський політехнічний інститут”. Машинобудування. – 1999. – Вип. 37. – С. 113–117. 4. Гурей Й. В., Гурей Т. А., Пашечко М. І. Вплив фрикційного зміцнення на величину залишкових напружень // Конструювання, виробництво та експлуатація сільськогосподарських машин. – 2000. – Вип. 29. – С. 24–29. 5. Костецький Б. А. Облік пластичної деформації при високошвидкісній механічній обробці поверхонь заготівель. “Київський політехнічний інститут”. Машинобудування. – 1999. – Вип. 37. – С. 113–117. 6. Сізий Ю.А., Позрібний М.А., Волков О.О. Температурне поле на кромці поверхні яка зміцнюється тертям // Вісник ХДТУ Сільського господарства. – Харків: – 2002. 7. Сізий Ю.А. Теоретические основы управления структурой и параметрами технологической системы фрикционной разрезки. Дис. докт. техн. наук: Харьков, 1996. – 352 с. 8. Физико-математическая теория процессов обработки материалов и технологии машиностроения. В 10 т. – Т. 2. Теплофизика резания материалов. Под общ. ред. Ф. В. Новикова, А. В. Якимова. – Харьков: Курсор, – 627 с.

Надійшла до редколегії 15.09.2010