

І.В. Гурей, Т.А. Гурей*

Національний університет "Львівська політехніка",
кафедра технології машинобудування,

* кафедра транспортних технологій

ВПЛИВ КІЛЬКОСТІ ВУГЛЕЦЮ В СТАЛЯХ НА ФОРМУВАННЯ ПОВЕРХНОВОГО ШАРУ ПРИ ФРИКЦІЙНОМУ ЗМІЦНЕННІ

© Гурей І.В., Гурей Т.А., 2011

Показано, що при фрикційному зміцненні сталей підвищення метастабільності структури металу, збільшення вмісту вуглецю, легування нікелем, хромом, марганцем, іншими карбідотвірними елементами, а також застосування поверхнево активного полімервмісного технологічного середовища значно покращують умови утворення білих шарів.

It is show, that the increase metastability of the structure of the metal, the magnification of the contents of carbon, doping by a nickel, chromium, other carbide form elements, and also use is the surface active polymer contain technological medium essentially improves conditions of formation of white layers for frictional hardening of steels.

Постановка проблеми. Більшість машин і механізмів виходить з ладу внаслідок руйнування їх робочих поверхонь. Одним з найбільш ефективних і економічних шляхів підвищення довговічності деталей, що працюють в умовах локальної дії навантажень, є створення на робочих поверхнях якісних зміцнених шарів або покриттів, які приводять до підвищення втомної та контактної міцності, корозійної стійкості та зносостійкості. Зміцнення тонкого поверхневого шару масивної деталі є прогресивним напрямком в технології машинобудуванні, оскільки дає змогу економити вартісні леговані сталі.

Аналіз останніх досліджень та публікацій. Сьогодні поширені у практичній діяльності методи поверхневого зміцнення деталей машин з використанням висококонцентрованих джерел енергії. Характерною особливістю цих методів є дія з великими швидкостями високих питомих енергій на відносно малі об'єми металу з подальшим їх швидким охолодженням [1].

Фрикційне зміцнення належить до вищезазначених технологій. Висококонцентрований потік енергії утворюється в зоні тертя металевого диска, який обертається з великими швидкостями (60...80 м/с) по оброблюваній деталі. При цьому відбувається інтенсивне зсувне деформування. Швидкість нагрівання досягає $10^5...10^6$ К/с. За такий короткий час поверхневі шари металу нагріваються до температур понад точку фазових перетворень (A_{c3}). Оскільки товщина прогрітого шару металу невелика, то його охолодження відбувається з великими швидкостями за рахунок теплопроводу в глибину деталі. При цьому швидкість охолодження приблизно в 10^3 разів вища, ніж при звичайному гартуванні. При звичайному гартуванні фіксується певний нерівноважний стан металу і відповідна структура, а при високошвидкісному охолодженні часу для формування таких структур і фаз недостатньо. У результаті такого охолодження фіксується стан, при якому із твердого розчину ще не встигають виділитися окремі фази або це виділення не встигло повністю завершитися. Вміст вуглецю в мартенситі значно більший за концентрацію, яка відповідає точці мартенситного перетворення [2, 3]. При цьому формуються дві якісно різні структурні зони: зона вторинного гартування, або так званого слаботравимого білого шару і зона підвищеної травимості, або зона термічного впливу зі структурою високошвидкісного відпуску, які істотно відрізняються

за своїми фізико-механічними і електрохімічними властивостями від основного металу. Структура білого шару – це високодисперсний мартенсит, залишковий аустеніт і дуже дисперсні карбіди [4, 5].

Формулювання мети статті. Метою статті було дослідити вплив кількості вуглецю в сталях на формування зміцненого шару після їх фрикційного зміцнення.

Виклад основного матеріалу. Для покращання якості зміцненого шару металу в зону обробки подається технологічне середовище. Як технологічне середовище при фрикційному зміцненні використовували мінеральне мастило та поверхнево активну полімервмісну мастильно-охолоджуючу рідину (ПМОР). Для подачі технологічного середовища у зону зміцнення використовували систему подачі мастильно-охолоджуючої рідини верстата.

У процесі фрикційного зміцнення під дією високих локальних температур технологічне середовище розкладається на іони C^{4+} , H^+ , N^{3-} , Cl^{2-} , O^{2-} та інші, які адсорбуються на ювенільних поверхнях і дифундують у поверхневий шар. У поверхневому шарі зміцнюваного металу послаблюється міжатомна взаємодія, змінюється електронна структура металу, зменшується модуль пружності, полегшується протікання пластичної деформації. Відбувається пластифікування поверхневого шару, посилюються зсувні процеси і при цьому захоплюються більші об'єми металу. Те, що збільшення зсувної деформації за інших однакових умов приводить до збільшення товщини зміцненого шару і зменшення тангенціальної складової зусилля зміцнення (P_z), яка затрачається на тертя, показали досліди із застосуванням зміцненого диска із нарізаними різнонапрямленими пазами на робочій поверхні.

Технологічне середовище і форма робочої поверхні диска, хімічний склад та його термодинамічний стан істотно впливають на товщину зміцненого шару та мікротвердість його після фрикційного зміцнення сталей. При зміцненні сталі 20 у нормалізованому стані із застосуванням як технологічного середовища мінерального мастила білий шар формується тонкий – завтовшки не більше $\delta = 30...40$ мкм. Із застосуванням ПМОР товщина білого шару різко зростає і становить $\delta = 90...100$ мкм, він стає рівномірним по всій довжині. Така ж картина спостерігається при зміцненні сталі 45 в загартованому і низьковідпущеному стані. Товщина білого шару, отриманого при фрикційному зміцненні сталі 45 із застосуванням мінерального мастила, сягає $\delta = 130...150$ мкм, а із застосуванням ПМОР збільшується до $\delta = 200...220$ мкм (рис. 1).

Мікротвердість білого шару, отриманого на сталі 20 при зміцненні диском з гладкою робочою частиною із використанням ПМОР, становить $H_\mu = 4,6...4,8$ ГПа, із застосуванням мінерального мастила – тільки $H_\mu = 3,2$ ГПа проти $H_\mu = 2,6$ ГПа основної структури. При фрикційному зміцненні сталі 45 із використанням ПМОР мікротвердість білого шару також вища порівняно із застосуванням при зміцненні мінерального мастила і становить $H_\mu = 8,6$ ГПа проти $H_\mu = 8,1$ ГПа відповідно, при мікротвердості основної структури – $H_\mu = 4,7$ ГПа (рис. 2).

Зі збільшенням кількості вуглецю в сталі якість зміцненого шару значно покращується. Найбільш якісний зміцнений шар був отриманий на евтектоїдній сталі У8А як у загартованому і низьковідпущеному, так і загартованому і високовідпущеному станах. Як показали металографічні дослідження зразків з загартованої і високовідпущеної сталі У8А після фрикційного зміцнення, товщина зміцненого шару досягає $\delta = 100...120$ мкм. Утворений білий шар однорідний, мікротвердість його досягає $H_\mu = 9,1$ ГПа проти $H_\mu = 3,6$ ГПа вихідної структури. Гартування і низький відпуск збільшують товщину білого шару до $\delta = 200...220$ мкм. Використання диска з нарізаними поперечними пазами на робочій поверхні значно підвищує як мікротвердість, так і товщину білого шару. Так, на сталі У8А у загартованому і низьковідпущеному стані після фрикційного зміцнення диском з поперечними пазами на робочій частині і використанням як технологічного середовища ПМОР товщина білого шару зросла до $\delta = 320...350$ мкм, мікротвердість до $H_\mu = 11,1$ ГПа.

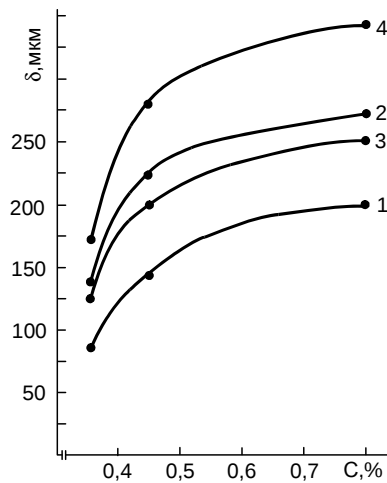


Рис. 1. Залежність товщини білого шару від вмісту вуглецю у сталі (гартування і низький відпуск) після фрикційного зміцнення диском з гладкою (1, 2) та з нарізними різнонаправленими пазами (3, 4) на робочій частині ($V = 4$ м/хв; $S = 3$ мм/дв. хід; $t = 0,35$ мм): 1, 3 – зміцнення з використанням мінерального мастила; 2, 4 – з використанням ПМОР

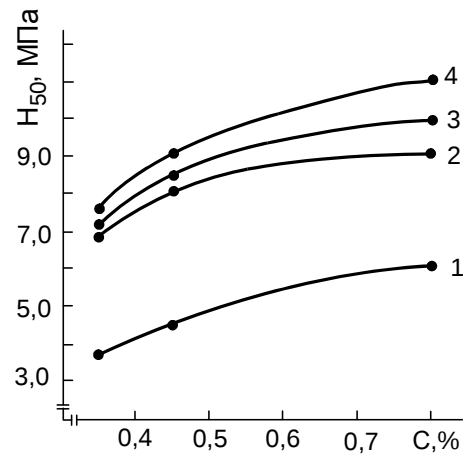


Рис. 2. Залежність мікротвердості білого шару від вмісту вуглецю в сталі після фрикційного зміцнення: 1 – вихідна структура; 2 – зміцнення з використанням мінерального мастила; 3 – зміцнення з використанням ПМОР; 4 – зміцнення з використанням ПМОР та нарізними різнонаправленими пазами на робочій частині диска

Легування сталі хромом, нікелем (в межах 1...3 %) або хромом і нікелем сприятливо впливає на якість білих шарів. Хром у таких кількостях збільшує прогартуваність сталі, нікель сповільнює аустенітні перетворення, зменшує зв'язок заліза з вуглецем і сприяє рівномірнішому розподілу вуглецю в металі. Товщина білого шару при зміцненні з використанням мінерального мастила на загартованій і високовідпущеній сталі 40ХН досягає $\delta = 150...170$ мкм, на загартованій і низьковідпущеній $\delta = 190...200$ мкм (рис. 3). При зміцненні з використанням ПМОР товщина білого шару зросла до $\delta = 250...270$ мкм. На якість білих шарів впливає також і марганець. Так, після фрикційного зміцнення у поверхневих шарах зразків із загартованої і середньовідпущеної сталі 65Г виникає білий шар завтовшки $\delta = 180...200$ мкм, мікротвердість якого у 2,5...2,6 рази більша за вихідну структуру.

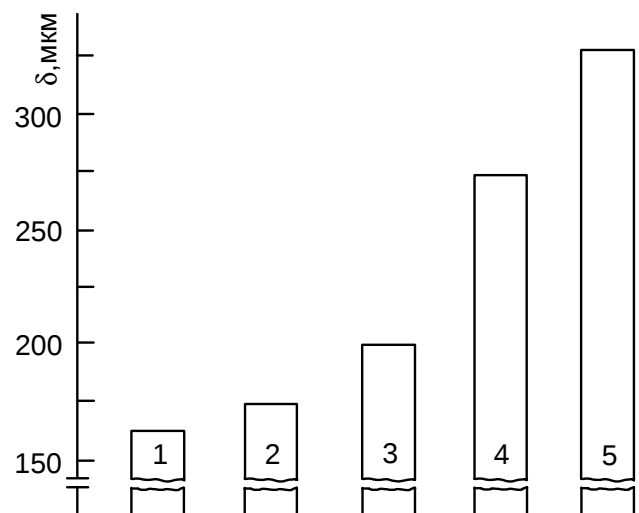


Рис. 3. Товщина білого шару, отриманого на сталі 40ХН (1, 2 – гартування і високий відпуск; 3, 4, 5 – гартування і низький відпуск) після фрикційного зміцнення з використанням мінерального мастила (1, 3) та ПМОР (3, 4, 5). 1, 2, 3, 4 – зміцнення з гладкою робочою частиною диска; 5 – зміцнення з нарізними різнонаправленими пазами на робочій частині диска

Застосування в процесі фрикційного зміцнення ПМОР та диска з нанесеними різнонапрямленими пазами на його робочій частині сприяють збільшенню товщини білого шару, його мікротвердості, а також збільшується зона відпуску із пониженою твердістю. Зона підвищеної травимості (пониженої твердості) утворюється в результаті відпуску підповерхневого шару металу. У цьому шарі металу градієнт концентрації енергії різко спадає, і відбувається нагрівання до температур, нижчих за точку фазових перетворень. Внаслідок цього відбувається місцевий високий відпуск попередньо загартованого і низьковідпущеного металу. При зміцненні незагартованого металу (після відпалу, нормалізації) зона підвищеної травимості не спостерігається.

Для утворення якісних білих шарів необхідний імпульсний нагрів до високих температур з одночасним імпульсним пластичним деформуванням і швидкісне охолодження, які впливають на фазові та структурні перетворення, а також фізико-механічні властивості оброблюваного металу. Вплив пластичного деформування на формування білих шарів проявляється у зміні мікроструктури мартенситу. Імпульсна пластична деформація в області аустенізації приводить до подрібнення зерен аустеніту. Кристали мартенситу, що утворюються з такого деформованого аустеніту, значно меншої величини, ніж при звичайному гартуванні, а кількість мартенситу збільшується не за рахунок збільшення величини кристалів, а за рахунок збільшення їх кількості. Цим можна пояснити дрібнодисперсність білих шарів. Неоднорідність аустеніту призводить також до концентрації неоднорідного мартенситу білих шарів. Імпульсні тиски впливають як на процес аустенізації, так і на мартенситне перетворення.

Дослідження фазових і структурних перетворень в сплавах при підвищених швидкостях нагрівання, пов'язані в основному із зворотним мартенситним перетворенням, показують, що кінетика і температурні умови фазових переходів переважно залежать від вихідного стану сплаву. При імпульсному нагріванні можна одержати структури, які не можна отримати при стандартних видах термообробки [6]. Так, феритна структура металу при швидкому нагріванні може за бездифузійним механізмом перейти в аустеніт і таким же способом при охолодженні утворюється знову ферит, а не мартенсит. Великі швидкості нагрівання поверхневих шарів металу в процесі фрикційного зміцнення та інших спеціальних обробок створюють можливість реалізації бездифузійного механізму утворення аустеніту, – якщо не повністю, то хоча би частково.

Характерною особливістю білих шарів, отриманих на середньовуглецевих сталях із ферито-перлітною структурою, є те, що в білому шарі спостерігається зона фериту. Це підтверджує можливість перетворення фериту в аустеніт при швидкісному нагріванні за бездифузійним механізмом [6, 7]. У процесі фрикційного зміцнення при великих швидкостях нагрівання і охолодження вуглець не встигає розчинитися в утвореному із фериту аустеніті і у разі подальшого різкого охолодження знову бездифузійно формує ферит, а не мартенсит. Перлітна складова має ті самі перетворення, як і при звичайному гартуванні за дифузійним механізмом. При нагріванні перліт перетворюється на аустеніт, а при охолодженні – формується мартенсит. Тому ферито-перлітна структура вихідного металу є менш бажаною при формуванні якісних зміцнених шарів через різку відмінність вмісту вуглецю у структурних складових відносно загартованої. Для вирівнювання концентрації вуглецю в даному випадку потрібен достатньо довгий час витримки під час нагрівання порівняно із загартованою структурою. Тим не менше, ферит має високу твердість внаслідок його сильного наклепу, який виникає в результаті інтенсивного деформування і мартенситного перетворення. Цим пояснюється те, що білий шар, отриманий на сталях у нормалізованому стані, має меншу товщину і мікротвердість порівняно з білим шаром, отриманим на загартованих і низьковідпущених сталях.

Висновки. На формування зміцнених шарів при фрикційному зміцненні вуглецевих і низьколегованих сталей істотно впливають режими обробки, форма робочої поверхні інструменту, застосовуване технологічне середовище.

Підвищення метастабільності структури металу, збільшення вуглецю у сталі і легування нікелем, хромом, марганцем та іншими карбідотвірними елементами покращують умови утворення білих шарів. Збільшується товщина та мікротвердість утворених зміцнених шарів.

1. Ляшенко Б.А., Клименко С.А. Тенденции развития упрочняющей поверхностной обработкой и положение в Украине // Сучасне машинобудування. – 1999. – № 1. – С. 94 – 104. 2. Гриднев В.А.,

Трефилов В.И. Фазовые и структурные превращения и метастабильное состояние в металлах. – К.: Наук. думка, 1988. – 264 с. 3. Ларионов Л.Н., Исачев В.И. Структура и свойства металлов и сплавов. Диффузия в металах и сплавах: Справочник. – К.: Наукова думка, 1987– 510 с. 4. Гурей Т.А., Кирилів В.І., Штаюра С.Т. Експериментальне дослідження впливу режимів фрикційної обробки на складові сили тертя в зоні контакту інструмент-деталь // Вісник Нац. ун-ту “Львівська політехніка”. Серія “Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні”. – 2009. – Вип. 61. – С. 8–13. 5. Бабей Ю.И., Бутаков Б.И., Сысоев В.Г. Поверхностное упрочнение металлов – К.: Наукова думка, 1995. – 253 с. 6. Гринев В.А., Трефилов В.И. Фазовые и структурные превращения и метастабильное состояние в металлах. – К.: Наук. думка, 1988. – 264 с. 7. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах. – М.: Металлургия, 1982. – 128 с.

УДК 621.952.5

П.А. Лінчевський

Одесский национальный политехнический университет,
кафедра технологии машинобудовання

УПРАВЛІННЯ ПРОЦЕСАМИ ЛЕЗОВОЇ ОБРОБКИ ДЕТАЛЕЙ НА ОСНОВІ ДИНАМІЧНОЇ МОДЕЛІ ЗНОШУВАННЯ ІНСТРУМЕНТУ

© Лінчевський П.А., 2011

Наведено новий спосіб управління операціями лезової обробки, який заснований на використанні динамічної моделі зношування різального інструменту і розрахункових залежностей граничного зношування від режимів різання.

A new method over of management is brought by the operations of chisel treatment, that is based on the use of dynamic model of wear of toolpiece and calculation dependences of maximum wear from the modes of cutting.

Постановка проблеми. Однією з головних проблем механічної обробки деталей машин є низька продуктивність процесу різання та недостатня стійкість різального лезового інструменту, яка призводить до невиправданих витрат на його експлуатацію. В загальному випадку токарні та розточувальні різці витримують не більше 45 хвилин безперервної роботи. Тому актуальним стає завдання підвищення як періоду стійкості лезового інструменту, так і продуктивності обробки деталей.

Аналіз останніх досліджень. На жаль, останнім часом цю проблему практично ніхто не досліджує. Навіть результати попередніх досліджень практично не застосовуються у зв'язку з недостатністю інформації. Попри те вирішення означеної проблеми може дати значні позитивні результати, особливо під час втілення чорнової та напівчистової обробки деталей на технологічних операціях точіння зовнішніх поверхонь, свердління та розточування отворів.

Головною метою управління процесом попередньої лезової обробки з викінчувальною обробкою не є досягнення максимальної точності розмірів і якості поверхні деталей, а підвищення продуктивності обробки. Разом з тим сьогодні немає способів управління, які б забезпечили сталість процесу обробки за принципом максимального використання працездатності різального інструменту [1, 2]. Немає також науково визначених критеріїв граничного зношування інструменту,