УДК 539.2

ВПЛИВ ЛАЗЕРНОЇ ОБРОБКИ НА ПОВЕРХНЕВІ ШАРИ СТАЛІ Р6М5

Гіржон В.В., д.ф-м.н, доцент, Танцюра Т.Г., зав. лаборатор., Танцюра І.В., студент

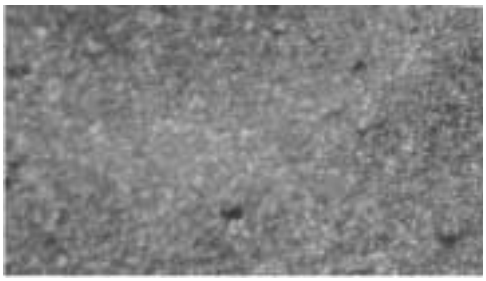
Запорізький державний університет

Інструментальна сталь Р6М5 широко використовується в машинобудуванні при виготовленні ріжучих інструментів. Вона повинна характеризуватися високою твердістю в гарячому стані і здатністю зберігати ці властивості на протязі значних проміжків часу. На фізико-механічні властивості виробів із сталі типу Р6М5 суттєво впливає їх хімічний склад, розподіл та дисперсність карбідних фаз у структурі. У зв'язку з цим пошуки методів підвищення службових характеристик зазначених виробів є актуальною задачею сучасної фізики металів.

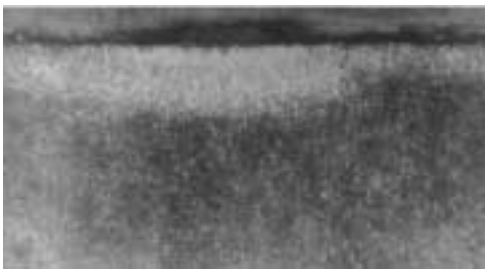
Лазерна обробка (ЛО) - один з ефективних видів локального термічного впливу на поверхневі шари металевих сплавів та сталей, який суттєво підвищує їх фізико-механічні властивості і відкриває широкі можливості для його використання при виробництві інструментів. Тому метою даної роботи було дослідження структурного стану та змін мікротвердості в поверхневих шарах сталі Р6М5 після ЛО в різних режимах.

Дослідження виконувалися на зразках розміром 20х10х10 мм після гарячої деформації у відпаленому стані. ЛО проводили на промисловій установці "КВАНТ-12" у режимах оплавлення поверхні (густина потужності випромінювання ~ 200 МВт/м^2) та передоплавлення поверхні (так званому режимі гартування, з густиною потужності ~ 170 МВт/м^2). Вивчення структури та хімічного складу фаз зразків у вихідному стані та після ЛО виконували методами металографічного (на оптичному мікроскопі МИМ-8), рентгеноструктурного (дифрактометр "ДРОН-3М", Со-$К_\alpha$ - випромінювання) та рентгеноспектрального (растровий електронний мікроскоп РЕММА-202М) аналізів.

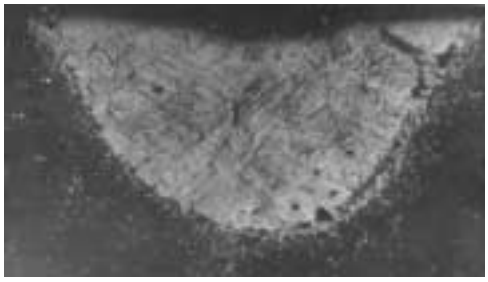
Згідно з [1] сплав Р6М5 відноситься до сталей карбідного класу і являє собою двофазну структуру сорбітоподібного перліту та карбідів типу Me_6C і МеС, легованих елементами Cr, W, V, Mo. За даними кількісного металографічного (метод Глаголєва) [2] та рентгеноструктурного аналізів вихідна структура сталі Р6М5 дійсно характеризувалася наявністю двофазної структури, що



а) х450



б) х450



в) х 250

Рис. 1. Мікроструктури сталі Р6М5 у вихідному стані (*а*), після лазерної обробки в режимі гартування (*б*) та оплавлення (*в*)

складалась приблизно з 75 % α-Fe та складних карбідів типу Me_6C ($Fe_3(W, Mo)_3C$ і MeC (VC, WC), що видно з рис. 1, *а*. Для диференціювання карбідів застосовували кольорове теплове травлення та хімічне травлення в реактиві Муракамі [3]. Подвійні карбіди типу Me_6C набували темного кольору, а карбіди типу MeC залишились світлими.

У структурі поверхневих шарів зразків після ЛО в режимі гартування значних змін не відбулося, про що свідчили дані металографічного і рентгеноструктурного аналізів. За допомогою металографічного аналізу методом хімічного травлення на глибині 30-40 мкм від краю лазерної плями було виявлено карбідну неоднорідність (рис. 1, *б*). Розміри карбідів у зоні лазерного впливу (ЗЛВ) збільшилися порівняно з вихідними, на що вказували дані растрової електронної мікроскопії. Евтектичні карбіди нерівномірно розподілялись за глибиною зразка по всьому об'єму обробленої поверхні. Метод диференційованого травлення (теплове та реактив Муракамі) показав наявність карбідів типу Me_6C і MeC. Нагрів поверхні зразків при ЛО досягав температури 1275 - 1300˚С, про що свідчить формування в ЗЛВ крупних карбідів, які мали витягнуту кутасту форму, що збігається з даними роботи [4].

Внаслідок надвисоких швидкостей нагріву та напрямленого відведення тепла при надшвидкому автогартуванні матеріал набув текстури, про що свідчив досить значний перерозподіл інтенсивностей дифракційних максимумів карбідів типу Me_6C і MeC(рис.2).

З підвищенням температури теплового впливу до 1300 °С в першу чергу розчиняється карбід Me_6C, який, крім атомів вольфраму і молібдену, містить ще й атоми хрому, на що побічно вказують дані якісного рентгеноструктурного аналізу (рис. 2). Оскільки зростає температура, то й підвищується дифузійна рухомість атомів. Тоді можна припустити, що досить значна частка атомів вольфраму та молібдену, які входили до складу карбіду типу Me_6C, здатна входити до складу складних карбідів, які потребують велику кількість вуглецю. Відомо, що хром є менш активним карбідоутворюючим елементом, ніж вольфрам і молібден. Тому хром, знаходячись у складі карбіду $Fe_3(W, Mo)_3C$, може заміщати і атоми вольфраму, і атоми заліза, тим самим, сприяючи звільненню атомів вуглецю або заліза.

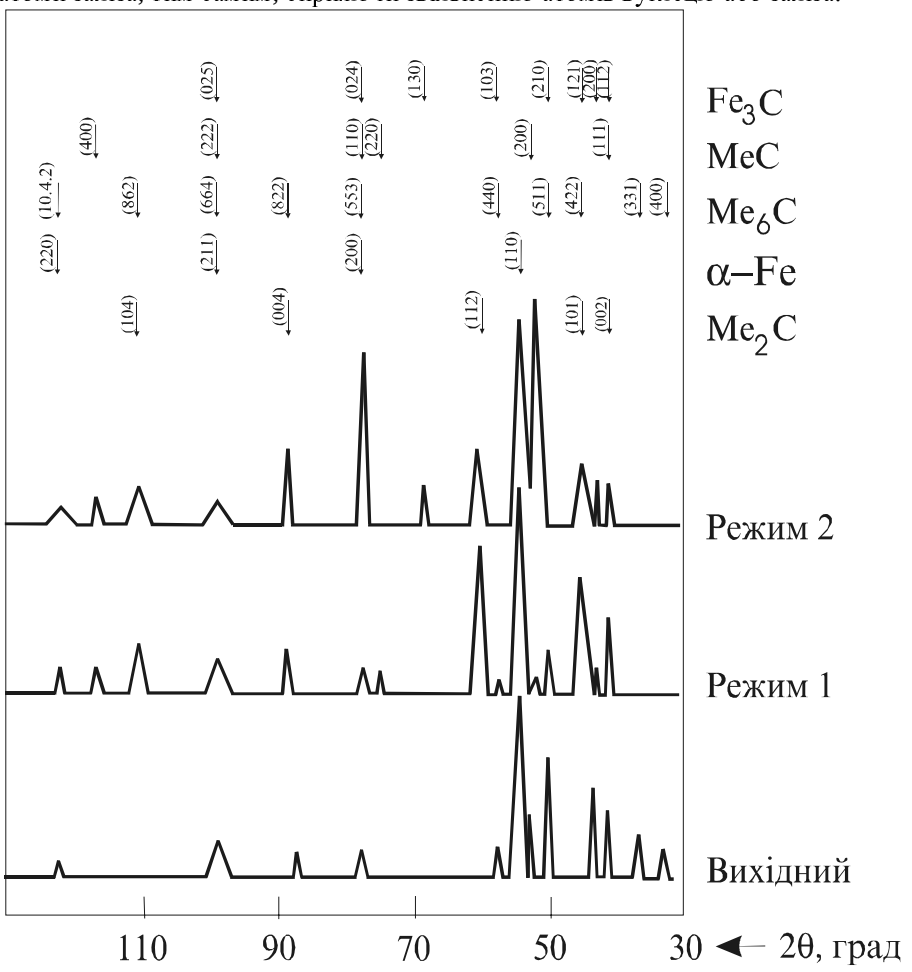


Рис. 2. Дифрактограми від поверхні зразків сталі Р6М5 після ЛО в режимі гартування (1) та в режимі оплавлення (2)

Згідно з [3], у сталях типу Р6М5 також повинні бути присутніми карбіди типу МеС, для утворення яких необхідна незначна кількість вуглецю, що дає можливість звільнити деяку кількість атомів вуглецю. Оскільки після ЛО рентгенографічно також спостерігались лінії від фази типу МеС, то можна припустити, що вільного вуглецю, який залишився, виявилося достатньо для утворення складного карбіду цементитного типу $(Fe,Cr)_3C$. Цей карбід нестійкий, і є проміжною фазою [5]. Фази типу МеС і Me_6C – є фазами, наявність яких у сплаві призводить до його значного зміцнення. Тому зростання кількості зазначених фаз у сталі сприяє поліпшенню її фізико-механічних властивостей. Це підтверджується підвищенням мікротвердості в ЗЛВ приблизно на 30 % порівняно з вихідною структурою (рис. 3).

Після ЛО з оплавленням поверхневого шару структура зазнала значних змін (рис. 1, *в*). Як видно з рисунка, на поверхні зразка утворилася U-подібна ЗЛВ, яка складалась із декількох шарів. Після травлення на карбідну неоднорідність перший шар ЗЛВ залишався світлим. Максимальна глибина зони складала 150 ÷ 200 мкм. Карбід типу Me_6C після травлення в реактиві Муракамі не виявлявся. Цей факт вказував на те, що температура на поверхні зразків була значно вищою від температури гартування (1330 ºС). Нагрів сталі Р6М5 вище критичної точки A_{cm} призводить до розчинення первинних і вторинних карбідів в аустеніті. Згідно з [7], при високій швидкості охолодження структура цього шару повинна складатися з мартенсита, залишкового аустеніту і складних дрібних карбідів. Методом хімічного травлення було показано, що основною фазою в зоні оплавлення є голчастий мартенсит (рис. 1, *в*). Мікротвердість цього шару перевищувала мікротвердість вихідної структури (рис. 3). Рентгеноструктурний аналіз побічно підтвердив наявність у зоні оплавлення мартенситу як основної фази , оскільки зросла інтенсивність та напівширина дифракційних максимумів α -фази.

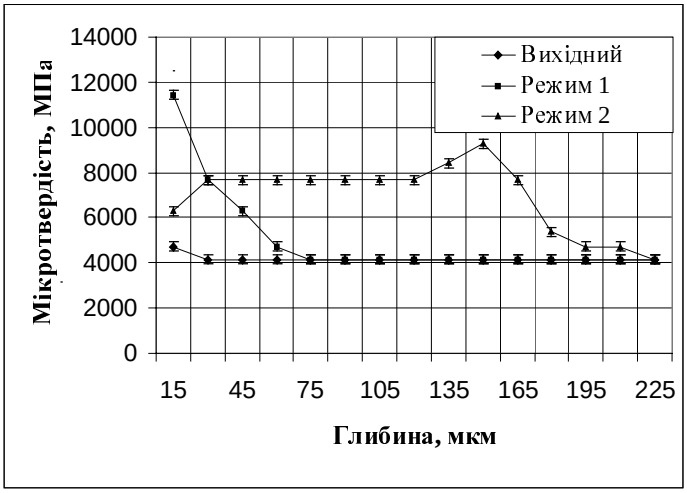


Рис. 3. Розподіл мікротвердості за глибиною зразків сталі Р6М5;

режим 1 – гартування; режим 2 - оплавлення

Мікроструктура другого шару виявилась подібною до структури ЗЛВ зразків, оброблених у режимі гартування. Цей шар містив нерозчинні карбіди типу Me_6C і МеС, рівномірно розподілені за об'ємом всього шару. Присутність карбідів було підтверджено диференційним травленням. Проте кількість і розміри карбідів зросли порівняно з вихідною структурою. Ширина цього шару змінювалась у межах 30÷50 мкм, а мікротвердість зросла в порівнянні з мікротвердістю першого шару.

Рентгеноструктурний і рентгеноспектральний аналізи ЗЛВ підтвердили розчинення подвійних карбідів типу Me_6C (рис. 2). Крім відображень від ґратки карбіду та МеС на дифрактограмах були зафіксовані нові лінії, які були ідентифіковані як лінії карбіду типу Me_2C та Fe_3C. Формування карбідної фази типу Fe_3C виявилося можливим внаслідок надвисоких швидкостей охолодження (~10^4 К/с) розплаву. Очевидно утворення цементиту відбувалося в нерівноважних умовах за схемою Мейля- Блантера. Температура на поверхні зразків, оброблених у режимі оплавлення, перевищувала температуру плавлення сталі Р6М5. Це сприяло прискоренню дифузії легуючих елементів і вуглецю, внаслідок чого метастабільний карбід Me_6C при високих температурах розпадався з утворенням нових карбідів типу Me_2C і МеС. Згідно з [8, 9] карбід типу Me_2C є стабільним і має голчасту структуру. Дифракційні максимуми від гратки карбідів Me_2C і Fe_3C часто співпадають, тому судити про кількісне співвідношення фаз за допомогою рентгеноструктурного аналізу було досить складно. Необхідно зазначити, що для утворення карбіду Me_2C необхідна значна кількість вуглецю, тому його кількість залежить від вмісту цементиту в сталі (наявність цементиту підтверджено хімічним травленням). Растрова електронна мікроскопія підтвердила наявність голчастої структури, характерної для карбідів типу Me_2C.

Карбіди типу МеС мають температуру плавлення понад 2200 ^{o}С. Швидкість охолодження при ЛО складала близько 10^4 К/с. Тому можна вважати, що карбіди не встигають повністю розчинятися і можуть служити центрами для формування колоній евтектичних карбідів типу Me_2C і Me_3C. Дійсно, кількість карбідної фази типу МеС зросла, про що свідчить підвищення інтенсивності дифракційних максимумів від ґратки цього карбіду.

ВИСНОВКИ

1. Лазерна обробка в режимі гартування призводить до зміцнення поверхневого шару інструментальної сталі, що пов'язано з перерозподілом легуючих елементів та утворенням карбідних фаз типу МеС. Мікротвердість оброблених зразків зросла на 30% порівняно з вихідним.
2. Лазерна обробка в режимі оплавлення викликає неоднорідний розподіл мікротвердості за глибиною ЗЛВ з максимумом у зоні термічного впливу та призводить до формування мартенситної фази, як основної структурної складової, що пов’язано з надвисокими швидкостями автогартування.

ЛІТЕРАТУРА

1. Геллер Ю.А., Седов Ю.Е. О влиянии малых количеств молибдена на свойства вольфрамовых быстрорежущих сталей // Сталь.-1968.-№ 4. -С.358-361.
2. Беккер А.Г., Клемм Х. Способы металлографического травления. – М.: Металлургия, 1988. – 398 с.
3. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгеновский и электронноптический анализ. – М.: МиСИС, 1994. – 328 с.
4. Оржицкая Л.К., Левитин В.В. Структурные изменения в процессе теплового разупрочнения быстрорежущей стали // Тем. отрас. сб. Инструментальные и подшипниковые стали. -М.: Металлургия, 1980.№ 5. –С. 25-32.
5. Багаряцкий Ю.А. Рентгенография в физическом металловедении. –М.: Металлургиздат, 1961.-368 с.
6. Гуляев А.П. Металловедение .-М.: Металлургия, 1986.-542с.
7. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. -М.: Металлургия, 1983.-526с.
8. Мелькин В.С. Основы легирования стали.-М.:Металлургия,1959.-688 с.
9. Бочвар А.А. Исследование механизма и кинетики кристаллизации сплавов эвтектического типа.-М.:ОНТИ;1935.-18 с.