

УДК 669.1:621.7

Алімов В. І., Георгіаду М. В., Жертовська Н. В.

## ВЛАСТИВОСТІ ШВИДКОРІЗАЛЬНОЇ СТАЛІ ПІСЛЯ ВІДНОВЛЕННЯ ЗНОШЕНОГО ІНСТРУМЕНТУ

Раніше [1] було показано, що забезпечити більш однорідну структуру в інструменті зі швидкорізальної сталі при його первинному виготовленні можна введенням в технологічний процес попередньої деформації гідроекструзією, яка забезпечує підвищення частки дрібних карбідів, що в сполученні з прискореним нагрівом деформованих заготовок в розплаві солі гарантує зерно аустеніту № 13–14 по ДСТУ 5639-82; додаткове підвищення твердості та зносостійкості швидкорізального інструменту досягається зміцненням за допомогою низькотемпературної електродугової плазми [2].

Подовження строку експлуатації інструменту можна досягнути відновленням робочих розмірів інструменту, який вийшов з ладу, термообробкою з фазовою перекристалізацією чи без неї, або перековом на менший розмір, у тому числі зламаною інструменту, та наступним деформуванням і повним циклом термічної обробки відновленого інструменту [3–6].

Метою даної роботи було встановлення властивостей швидкорізальних сталей після повторних обробок зношеного інструменту. В якості базового використовували інструмент зі сталей Р6М5, Р6АМ5, знятий з експлуатації в умовах «Азовського судоремонтного заводу».

Найбільш часто використовуються на заводі свердла діаметром 8,1–11,0 мм, їх середня кількість складає 25 % від всього об'єму використовуваного інструменту. Причини виходу свердел з ладу різні. Більша частина пов'язана з поламкою лапки хвостовика (близько 50 %), потім крихкий злам та руйнування по ріжучій частині інструменту з порошкового металу. В загалі інструмент більш за все зношується по робочій поверхні та в наслідок перепаду твердості по перетину.

При відновленні розмірів інструменту термообробкою без фазової перекристалізації зношений інструмент нагрівали в камерній печі в повітряному середовищі при температурі  $580 \pm 10$  °С впродовж двох годин; охолодження проводили на повітрі.

Для відновлення зламаною інструменту брали інструмент діаметром 22 мм, що вийшов з ладу, та перековували його на діаметр 10 мм. Кування здійснювалося за допомогою педального молота; температура нагріву складала порядку 1000 °С, час нагріву – 10 хвилин, тривалість – 5 хвилин, температура кінця кування 850–800 °С.

Для порівняння впливу деформування на структуру та властивості брали нове термічно оброблене свердло зі швидкорізальної сталі Р6М5.

Після цього від поковки відрізали зразки товщиною 5 мм та прокатували їх на лабораторному стані ДУО-100 при температурах  $850$  і  $1000 \pm 10$  °С зі ступенями обтиску 27–50 % і охолоджували на повітрі та в олії. Далі провели гартування цих зразків від температури  $850$ – $1150 \pm 10$  °С з охолодженням в олії та дворазовий відпуск при температурі  $560 \pm 10$  °С з подальшим охолодженням на повітрі.

Після обробки вимірювали твердість (прилад ТК-2М, шкала С), вивчали мікроструктуру (МІМ-7, Neophot-21 при різних збільшеннях), вимірювали кількість залишкового аустеніту (ДРОН-3, випромінювання залізне), проводили випробування на корозійно-абразивний знос (пристрій за патентом України на корисну модель № 17644); в якості корозійно-абразивного середовища виступала дрібна щєбінка ( $\varnothing$  1–7 мм) та вода; кількість обертів за хвилину складала  $70$ – $75 \pm 5$  об/хв; зважування проводили на електронних вагах; розрахунки масових показників корозії вели за стандартними формулами.

Результати, отримані в роботі, показують, що після відновлення зношеного інструменту шляхом додаткового нагріву розміри знаходяться в допустимому інтервалі відхилень (табл. 1).

Таблиця 1

Результати відновлювальної обробки швидкорізального інструменту

Найменування інструменту*	Розмір інструменту, мм			Твердість, HRC	
	Допустимий за ДСТУ	Вихідний	Після нагріву	До відновлення	Після відновлення
Гвинтове свердло	11,157–11,200	11,175	11,191	64,0	60,0
Гвинтове свердло	11,757–11,800	11,799	11,823	65,0	60,5
Кінцева фреза	19,948–20,000	19,968	19,981	61,5	59,5

\* Інструмент, виконаний зі сталі HSS / P6M5.

Розміри максимально збільшилися на 0,021–0,065 %. Але твердість при цьому помітно зменшується. Це може бути пов'язано з тим, що при додатковому нагріві знімаються напруження, а залишковий аустеніт вторинно загартованого поверхневого шару, що виник в процесі роботи інструменту, розчиняється. Це означає також, що температура нагріву при відновленні може бути нижче. Різниця в розмірах може бути пов'язана з відмінними попередніми режимами термічної обробки та відсотком зносу інструменту. Чим більше ступінь зносу, тим краще відновлюються розміри інструменту. Це може бути пов'язано з тими напруженнями, які виникли в поверхні швидкорізального інструменту в процесі його експлуатації [7].

При відновленні зламаного чи сильно зношеного інструменту шляхом перекову вихідна мікроструктура робочої частини свердла зі сталей P6AM5 та P6M5 у вихідному стані складається з мартенситу відпуску, карбідів та залишкового аустеніту.

В процесі роботи ріжуча частина свердла нагрівалася до високих температур, що і приводило до зниження твердості, отже, і до знеміцнювання ріжучої кромки.

Мікроструктура після кування є різнозернистою та складається з троостосорбіту та карбідів. Особливо відрізняються розміри зерен по краях і в середині зразка: у центрі утворилася дрібнозерниста структура, а по краях – грубозерниста (зерно № 7 та № 10 за ГОСТ 5639-82 відповідно).

Твердість сталі P6AM5 після деформування прокаткою зі збільшенням ступеня деформації незалежно від температури нагріву та охолоджувального середовища зростає.

На рис. 1 наведені результати виміру твердості по перетину загартованих зразків зі сталей P6AM5 та P6M5, з яких видно, що зі збільшенням температури гартування підвищується твердість. Але помітна деяка особливість в поведінці цих сталей: при температурах гартування від 850 до 1050 °C твердість додатково попередньо деформованої сталі P6AM5 трохи вища за твердість попередньо термічно обробленої сталі P6M5, а вже вище 1050 °C, можна спостерігати зовсім іншу ситуацію твердість сталі P6AM5 зменшується зі зростанням температури гартування.

Такий розподіл в твердості можна пояснити тим, що кована сталь P6AM5 мала вихідну структуру, що складалася з перлиту і подрібнених деформуванням карбідів, а це при гартуванні сприяло легшому перетворенню на мартенсит. Термічно же оброблена сталь P6M5 складалася з мартенситу відпуску і карбідів, що при нагріві лише вище 1050 °C полегшувало перетворення фаз.

Мікроструктура сталей Р6АМ5 та Р6М5 після гартування складається з мартенситу гартування, карбідів та залишкового аустеніту, причому зі збільшенням температури нагріву під гартування кількість залишкового аустеніту збільшується для обох сталей: для Р6АМ5 при температурі гартування 850 °С – 12 %, а при температурі 1100 °С – 38 %; для сталі Р6М5, при тих же температурах, кількість залишкового аустеніту складає 16 та 50 % відповідно. Але в сталі Р6М5 кількість залишкового аустеніту значно більша ніж в попередньо кований сталі Р6АМ5.

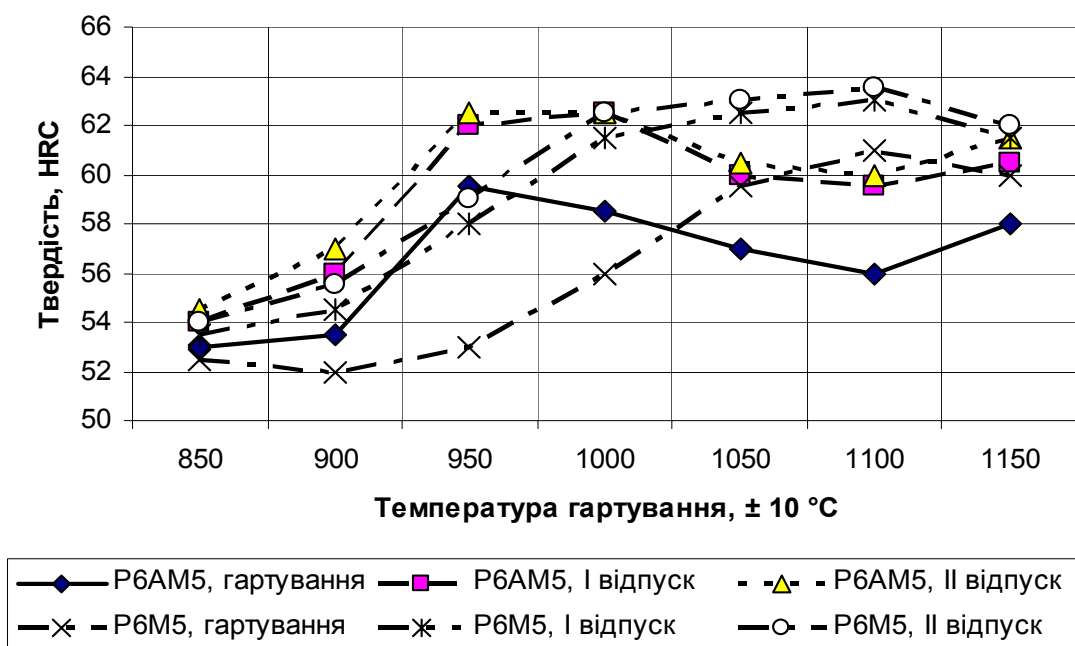


Рис. 1. Графік залежності твердості від температури гартування та двократного відпуску (560 ± 10 °С, охолодження на повітрі) для сталей Р6АМ5 і Р6М5

Твердість після відпусків трохи підвищилася в порівнянні з твердістю після гартування. Це свідчить про перетворення залишкового аустеніту та дисперсійне твердіння при відпуску швидкорізальної сталі.

На графіку також можна побачити, що сталь Р6АМ5 має максимальну твердість після гартування від температури 950 °С, а сталь Р6М5 – після гартування від 1000–1100 °С, з послідовними відпусками. Для цих сталей характерною температурою для нагріву під первинне гартування є температура 1210–1230 °С [8]; з отриманих результатів можна побачити, що для обох сталей температури відновлюваного гартування помітно нижче. Це можна пояснити тим, що попередні обробки, стандартне гартування з відпусками чи додаткове деформування та повний цикл термічної обробки сприяло утворенню такої структури, яка була найбільш сприятливою для подрібнення карбідної складової та подальшого розчинення дрібних карбідів в металічній матриці. Подальше зменшення твердості можливо пояснити перегрівом при нагріві під гартування.

Результати корозійно-абразивного зносу зразків зі сталей Р6АМ5 і Р6М5 наведені на рис. 2.

Режим термічної обробки, що забезпечує найбільшу стійкість швидкорізального інструмента до корозійно-абразивному зносу, є гартування від 1150 °С і двократний відпуск тривалістю в одну годину. Показник корозії для сталі Р6АМ5 при цьому складає лише 1,8 г/м<sup>2</sup>·год, а Р6М5 – 0,2 г/м<sup>2</sup>·год.

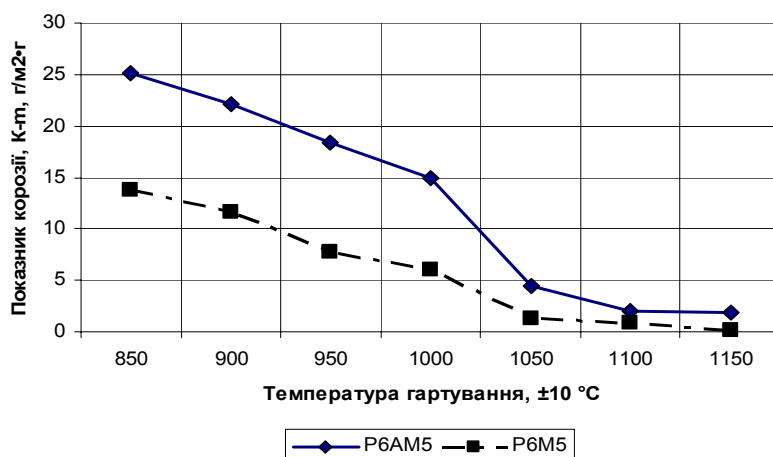


Рис. 2. Показники корозійно-абразивного зносу зразків зі сталі Р6АМ5 і Р6М5 (температура двократного відпуску  $T_v = 560 \pm 10$  °С, охолодження на повітрі)

### ВИСНОВКИ

1. В разі зносу інструменту при експлуатації для відновлення розмірів доцільно провести додатковий нагрів до температури не вище  $A_{c1}$ . На прикладі зношених свердел та кінцевих фрез показано, що цей нагрів можна проводити близько 580 °С з витримкою 2 години. Після такої обробки досягається необхідний розмір відновленого інструменту.

2. Для відновлення зламаного інструменту можливе проведення гарячого деформування куванням чи прокаткою та повним циклом термічної обробки. При цьому кінцева твердість достатньо висока вже при нагріві під гартування до 950–1150 °С. Це свідчить про те, що цей спосіб обробки дозволяє значною мірою знизити температури нагріву під гартування.

3. Попереднє додаткове кування сталі Р6АМ5 з вихідною структурою загартованої сталі сприяє утворенню меншої кількості залишкового аустеніту під час охолодження при гартуванні в порівнянні з тільки термообробленою сталлю Р6М5.

4. За результатами аналізу корозійно-абразивного зносу встановлено, що з підвищенням температури нагріву під гартування в інтервалі 850–1150 °С стійкість зростає, причому для сталі Р6М5, яка не проходила попередню деформацію, показники корозії значно нижчі. Це може бути пов'язано не тільки з відмінними режимами обробки, а й з хімічним складом самих сталей.

### ЛІТЕРАТУРА

1. Алімов В. І. Пути совершенствования деформационно-термической обработки быстрорежущих сталей / В. І. Алімов, М. В. Афанасьєва, Ю. В. Лобкова // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії : зб. наук. пр. Краматорськ : ДДМА, 2008. – № 1 (11). – С. 25–31.
2. Алімов В. І. Підвищення властивостей швидкорізальних сталей шляхом поверхневої обробки / В. І. Алімов, В. М. Кривов, А. П. Штихно // Фізика і техніка високих давлень. – 2003. – № 1. – Т. 13. – С. 139–144.
3. Декларац. патент України № 12538, МПК C21D9/22, B27B33/00. Спосіб відновлення інструменту зі швидкорізальної сталі / Алімов В. І., Оліфіренко А. В., Шевелєв О. І. – Опубл. 15.02.2006, Бюл. №2.
4. Патент України № 31119, МПК C23C8/00, C21D7/00. Спосіб обробки виробів з інструментальних сталей / Алімов В. І., Афанасьєва М. В., Лобкова Ю. В. – Опубл. 25.03.2008, Бюл. № 6.
5. Патент України № 37861, МПК C21D9/22, C04B35/26. Спосіб відновлення поверхні інструменту зі швидкорізальної сталі / Алімов В. І., Георгіаду М. В., Дурягіна З. А. – Опубл. 10.12.2008, Бюл. № 23.
6. Алімов В. І. Відновлення швидкорізального інструменту / В. І. Алімов, М. В. Георгіаду, Н. В. Жертовська // Наукові праці міжнародної наукової конференції «Іван Феценко-Чопівський: вчений і патріот» : наук. праці конференції. Секція № 2 «Наукова діяльність Івана Феценко-Чопівського та сучасні проблеми матеріалознавства» : зб. наук. пр. – Львів, 2009. – С. 3–4.
7. Ланда В. А. Структурные превращения, возникающие при шлифовании инструментальных сталей / В. А. Ланда // Физические методы исследования и контроля структуры инструментальных сталей. – М., 1963. – С. 95–109.
8. Сорокин В. Г. Стали и сплавы. Марочник. [Справочник] / В. Г. Сорокин и др. – М. : Интермет Инжиниринг, 2001. – 608 с.