

PACS: 621.785

В.І. Алімов, В.М. Кримов, А.П. Штихно

### ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ШВИДКОРІЗАЛЬНИХ СТАЛЕЙ ШЛЯХОМ ПОВЕРХНЕВОЇ ОБРОБКИ

Донецький національний технічний університет  
83000, м. Донецьк, вул. Артема, 58

*Досліджували вплив деформування гідроекструзією, поверхневої плазмової обробки та різних видів термічної обробки на структуру і властивості деяких швидкорізальних сталей. Встановлено, що гідроекструзія є ефективним засобом підвищення властивостей порошкових швидкорізальних сталей. Плазмове поверхнєве зміцнення може стати додатковим способом покращення експлуатаційних властивостей інструмента.*

Використання порошкових швидкорізальних сталей є ефективним засобом підвищення загальної стійкості інструменту: вона у 1.5–3 рази вище, ніж у інструмента із сталі традиційного металургійного виробництва [1]. Найбільш розповсюдженими способами компактування порошку швидкорізальних сталей являються гаряче газостатичне пресування та гаряча екструзія, а іноді гідроекструзія. Електрошлаковий переплав (ЕШП) дозволяє отримати метал з низьким вмістом газів, неметалевих включень та сприятливою орієнтацією дендритів. Серед методів поверхневого зміцнення інструмента з швидкорізальних сталей відома обробка лазерним випромінюванням і низькотемпературною плазмою. Така обробка дозволяє підвищити властивості сталі за рахунок подрібнення структури і особливо карбідів, але ці дані небагато-чисельні.

Метою цієї роботи є вивчення впливу вихідного холодного гідропресування і температурно-часових параметрів гартування, а також плазмового впливу на структуру і властивості порошкових і монолітних швидкорізальних сталей.

Матеріалами для досліджень були сталі Р6М5К5, Р6М5К5-МП (порошкова), а також Р18, Р6М5, Р18-Ш, Р6М5-Ш (отримані ЕШП). Зразки зі сталей Р6М5К5 і Р6М5К5-МП піддавали гідропресуванню зі ступенями деформації 15; 35; 50%. Після цього зразки піддавали різним видам термічної обробки: рекристалізаційному відпалу, гартуванню з різних температур і наступному триразовому годинному відпуску при 560°C. Зразки сталі Р18, Р18-Ш, Р6М5, Р6М5-Ш обробляли плазмою з використанням графітового електрода при струмі 150 А та напрузі 220 V. Після плазмового впливу зразки сталі Р18 де-

формували прокаткою на лабораторному стані 100 з нагрівом до 1080–1100°C. Ступінь деформації складав 25%.

Після гідроекструзії структура сталей принципово не змінюється і складається із сорбіту і карбідів, які утворились після попереднього відпалу цих сталей. При цьому твердість порошкової сталі приблизно на 1–1.5 HRC менше, ніж у сталі, отриманої металургійним способом при всіх ступенях деформації.

Для вивчення впливу рекристалізаційного відпалу на структуру і властивості сталей їх піддавали рекристалізаційному відпалу при 780°C на протязі 1.5 h. Вимірювання твердості показали, що порошкова сталь знеміцнюється в меншій мірі. Її твердість для всіх ступенів деформації однакова і складає 27.5 HRC, в той час як сталі Р6М5К5 – 26–26.5 HRC.

Для визначення впливу температури аустенізації на структуру сталі її загартовували з температур 1160, 1200 і 1240°C в маслі. Аналіз структури полягав у визначенні середнього діаметру зерна аустеніту і розмірів надлишкових карбідів.

Гартована структура сталей складається з мартенситу, карбідів і залишкового аустеніту. У сталі Р6М5К5-МП спостерігали більш дрібні, однорідні карбіди, середній розмір яких складав 1–1.2  $\mu\text{m}$ , а найбільший не перевищував 2.8  $\mu\text{m}$ . У сталі Р6М5К5 карбіди були більшими – найбільший розмір їх досягав 5.6  $\mu\text{m}$ . Зерно порошкової сталі при однакових параметрах гартування у всіх випадках дрібніше. Після гартування з різних температур і триразового відпуску при 560°C сталь Р6М5К5-МП має твердість на 1.5 HRC більшу, ніж сталь Р6М5К5, і складає 65–67.5 HRC.

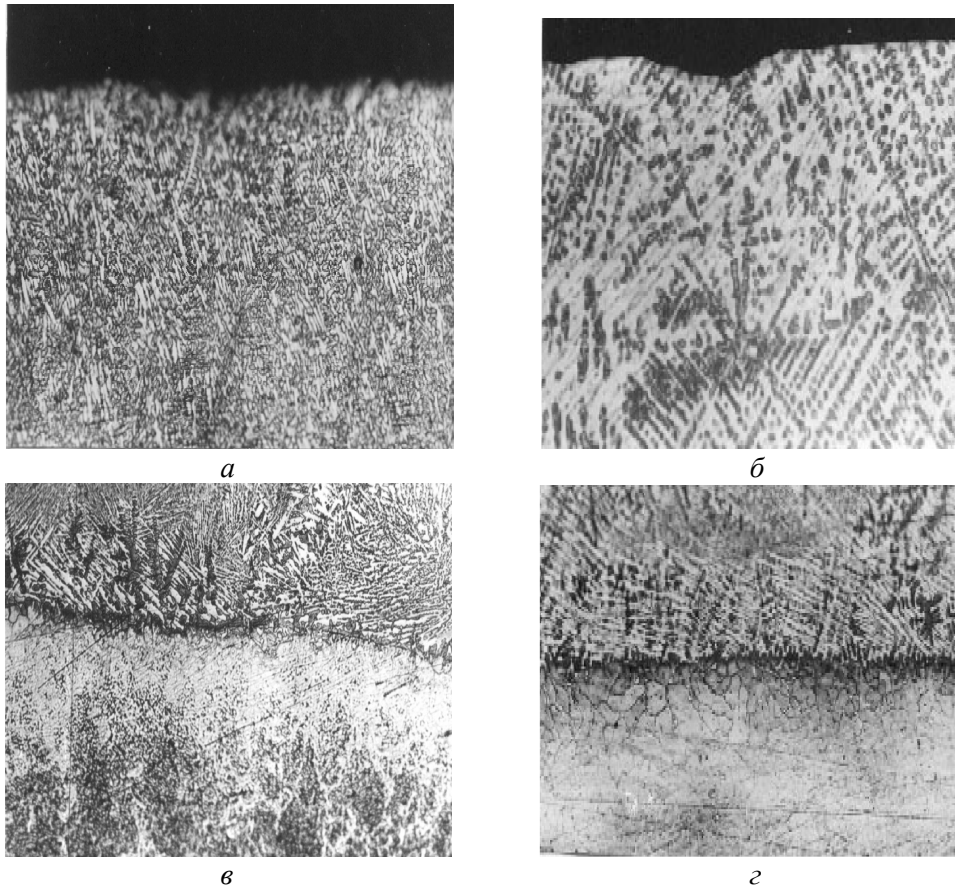
Структура порошкової сталі після відпуску відрізняється більшою дисперсністю і рівномірністю розташування карбідів. Смугастість монолітної сталі зберігається і після термообробки.

Після гартування з температури 1200°C відпалена сталь має більший діаметр зерна аустеніту, чим деформована. При цьому середній діаметр зерна порошкової сталі складає 6  $\mu\text{m}$ , а звичайної сталі – 8  $\mu\text{m}$ . На твердість загартованої сталі рекристалізаційний відпал при обраному режимі не впливає, але цього не можна стверджувати для інших параметрів такого відпалу, наприклад таких, при яких складається полігонізована структура.

Дослідження структури швидкорізальної сталі після плазмового впливу і деформації при 1100°C показало, що поверхневий шар був оплавлений і його структура являє собою дисперсну дендритну будову. Дендрити складені з мартенситу і залишкового аустеніту, а евтектика є аустеніто-карбідна суміш, розташована між дендритами (рис. 1). Структура зони термічного впливу складається з мартенситу, залишкового аустеніту і надлишкових карбідів. Твердість зони оплавлення безпосередньо після дугорозрядної обробки нижче, ніж зони термічного впливу, через підвищення вмісту аустеніту.

Після гартування мікроструктура шару, обробленого плазмою, являє собою мартенсит, залишковий аустеніт і надлишкові карбіди. Середній діаметр зерна аустеніта в обробленому шарі складає 3.2  $\mu\text{m}$  (менш ніж 13-й номер за ГОСТ 5639–82). В зоні термічного впливу середній розмір зерна складає  $\sim 10$   $\mu\text{m}$  (10-й номер), в той час як розмір зерна аустеніта у вихідній структурі від-

повідаеть 11-му номеру. Після триразового годинного відпуску при 560°C структура обробленого шару відрізняється більшою дисперсністю карбідів. При цьому мікротвердість зміцненого шару після всіх режимів термічної обробки вище, ніж мікротвердість вихідного металу. Мікротвердість обробленого шару після іспиту на червоностійкість (4-кратний годинний нагрів при 630°C) перевищує мікротвердість вихідної структури.



**Рис. 1.** Мікроструктура зміцненої поверхні сталей Р6М5 (а, в) і Р18 (б, г),  $\times 500$ : а, б – зона оплавлення; в, г – границя зони оплавлення з вихідною структурою

Порівняння мікротвердості сталей, отриманих традиційним способом і методом ЕШП, показало, що мікротвердість звичайних сталей трохи вище. Можлива причина цього – більш висока чистота металу після ЕШП. Як видно з рис. 1, структура зони оплавлення сталі Р18 містить більшу кількість ледебуриту. Незважаючи на це, мікротвердість зони оплавлення сталі Р6М5 трохи вища, очевидно, через більш високий вміст залишкового аустеніту.

Працездатність ріжучого інструмента при інших рівних умовах визначається зносостійкістю його ріжучих кромки. Шляхом відновлюючої обробки досягаються багаторазове використання інструмента й підвищення сумарної працездатності. Відновлення шляхом заточки й термічної обробки супрово-

джується комплексними процесами механотермічного, термомеханічного і термічного зміцнення [2–4], що найбільш повно відбувається в багатовуглецевих складнолегованих сплавах [5]. Особливо значні зміни відбуваються під час багаторазово повторених обробок, що включають цикли експлуатації [6].

У роботі виконали порівняльне дослідження впливу кратності деформації заточенням і термічною обробкою шляхом відпуску на зміцнення–знеміцнення швидкорізальних сталей Р6М5 і Р6М5К5. На відміну від [4], у даній роботі після циклу «заточення + додатковий відпуск» термоциклічну обробку, що імітує умови експлуатації інструмента на кромкостругальному верстаті, не проводили. Тим самим була зроблена спроба розділити ефекти зміцнення–знеміцнення при відновленні інструмента і при експлуатації.

Для проведення експериментів відібрали різці зі швидкорізальних сталей трубного виробництва, що працюють на кромкостругальному верстаті Харцизького трубного заводу. Різці були піддані спочатку загартуванню від температури 1200°C і триразовому відпуску при 560°C тривалістю по 1 h кожний. З частини різців, що ріже, виготовляли зразки розміром 10×10×15 mm. Зразки заточували на глибину 0.7–0.8 mm на абразивному колі протягом 10 min із використанням води для охолодження. Після цього зразки піддавали додатковому відпуску при 560°C протягом 1 h. Цикли заточення і додаткового відпуску проводили 4 рази. Потім виготовляли шліфи, вивчали мікроструктуру і вимірювали мікротвердість на приладі ПМТ-3 через кожні 0.02 mm. Розподіл мікротвердості показаний на рис. 2. Внаслідок заточення і відпуску твердість на поверхні зразків зі сталі Р6М5 підвищується, при чому ефект зміцнення зростає при збільшенні кількості циклів «заточення–відпуск», причиною цього може бути як зменшення кількості залишкового аустеніту, так і зменшення розмірів блоків, що викликають зміну фізичного розширення лінії (220) [4]; при цьому параметр кристалічної решітки α-фази завдяки відпуску також зростає. Результатом цих процесів є формування субструктури тонкого поверхневого шару.

В міру збільшення відстані від поверхні мікротвердість знижується. Однак на глибині 0.1 mm спостерігається її явно виражений максимум. Це пов'язано з додатковим вторинним твердінням при заточенні, що викликається розігрі-

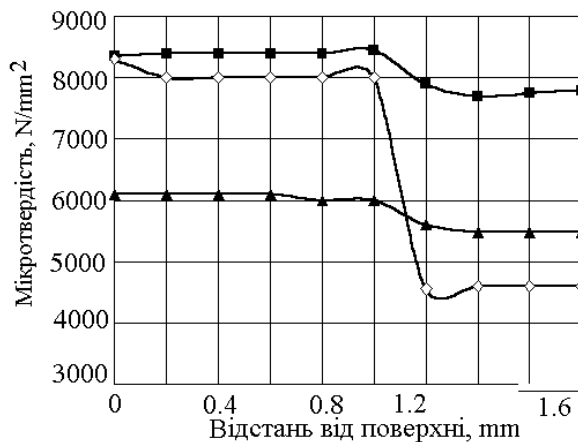
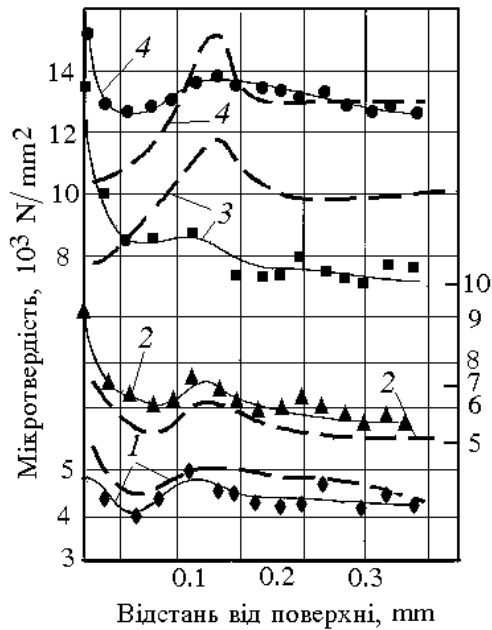


Рис. 2. Розподіл мікротвердості по перетину після деформаційно-плазмової обробки сталі Р18: • – з деформацією; ◇ – з гартуванням; ■ – з гартуванням і відпуском



**Рис. 3.** Розподіл мікротвердості в зразках сталі Р6М5 (суцільні криві) і Р6М5К5 (штрихові) після заточення і відпуску. Кількість циклів заточення і відпуску: 1 – 1; 2 – 2; 3 – 3; 4 – 4

вом і деформацією при заточенні. Тобто, на цій глибині мають місце процеси механо-термомеханічного зміцнення–знеміцнення; більш глибокі шари (більш 0.15 mm) характеризуються стабільною мікротвердістю, чисельне значення якої змінюється (збільшується) зі збільшенням кількості циклів «заточення–відпуск».

Характер зміцнення сталі Р6М5К5 (рис. 3) після перших двох циклів «заточення–відпуск» аналогічний. Однак при 3–4 циклах істотно змінюється – зміцнення відбувається безперервно аж до глибини 0.1–0.2 mm. При цьому досягаються дуже високі значення мікротвердості. Такий характер зміни мікротвердості може бути обумовлений присутністю в сталі кобальту, що знижує теплопровідність сталі і впливає на стійкість аустеніту в сталі, у тому числі залишкового.

### Висновки

Гідропресування забезпечує збільшення структурної неоднорідності порошкової швидкорізальної сталі, подрібнення карбідів, а для сталі Р6М5К5 – зниження карбідної неоднорідності. Внаслідок гідроекструзії порошкової сталі можливо одержання меншого на один номер розміра зерна аустеніта з причини здрібнення карбідів та збільшення їхньої питомої кількості. Плазмова обробка поверхні і наступна деформаційно-термічна обробка сприяють одержанню в поверхневому шарі більш дисперсної структури в порівнянні з порошковою сталлю. При цьому одержані значення твердості і червоностійкості поверхневого шару перевершують відповідні значення порівняльного металу. Це доводить про доцільність використання плазми, а особливо разом з деформацією для зміцнення інструмента з швидкорізальних сталей. В перспективі можливим є легування вуглецевої сталі з використанням плазми з метою отримання в поверхневому шарі складу швидкорізальної сталі. Багаторазові деформаційно-термічні впливи шляхом заточення і додаткового відпуску на зразки зі швидкорізальних сталей Р6М5 і Р6М5К5, що імітують кромку інструмента, який ріже, призводять до зміцнення на глибині до 0.3 mm від поверхні заточення з максимумом на глибині 0.1–0.12 mm у зв'язку з процесами вторинного твердіння, що розвиваються при заточенні. Розходження в поведженні мікротвердості після 3–4 циклів «заточення–відпуск» у цих сталях викликані наявністю кобальту в сталі Р6М5К5.

1. *И.Я. Кондратов, Б.Е. Натанов, Е.Н. Смирнова*, в кн.: Структура и свойства инструментальных и подшипниковых сталей, Металлургия, Москва (1975), с. 22–28.
2. *В.И. Алимов, В.Г. Оноприенко, И.К. Ткачева*, Изв. вузов. Черная металлургия № 8, 93 (1986).
3. *В.И. Алимов, В.И. Негляд, В.Г. Оноприенко и др.*, Металлургическая и горнорудная промышленность № 1, 27 (1988).
4. *В.І. Алімов, В.Г. Онопрієнко, С.І. Марчук*, Металознавство та обробка металів № 1–2, 12 (1996).
5. *В.И. Алимов, Н.Т. Егоров, А.П. Штыхно*, Металлургическая и горнорудная промышленность № 2, 56 (2001).
6. *Л.Н. Чеховой, В.И. Куманин*, в кн.: Современное состояние и технология термической и химико-термической обработки материалов, МДНТП (1989), с. 56–60.

*V.I. Alimov, V.N. Krymov, A.P. Shtikhno*

#### IMPROVEMENT OF HIGH-SPEED STEEL PROPERTIES BY SURFACE TREATMENT

Influence of deformation by hydroextrusion, plasma processing of the surface and thermal treatment of different kinds on structure and properties of some high-speed steels has been investigated. Hydroextrusion is shown to be an effective method of improving the properties of powder high-speed steels. Surface strengthening by plasma can be used as an additional method for the improvement of operational properties of tools.

**Fig. 1.** Microstructure of strengthened surface of steels R6M5 (*a, в*) and R18 (*б, з*),  $\times 500$ : *a, б* – zone of melting; *в, з* – boundary of the zone of melting and initial structure

**Fig. 2.** Distribution of microhardness across section after plasma-deformation treatment of steel R18:  $\blacklozenge$  – with deformation;  $\blacklozenge$  – with quenching;  $\blacksquare$  – with quenching and tempering

**Fig. 3.** Distribution of microhardness in the specimens of steel R6M5 (solid curves) and R6M5K5 (dotted curves) after grinding and tempering. Quantity of grinding and tempering cycles: 1 – 1; 2 – 2; 3 – 3; 4 – 4