

## *Структура та особливості формування властивостей штампового інструменту зі сталі Р6М5*

П. Ю. Волосевич, доктор фізико-математичних наук

С. А. Беспалов, кандидат технічних наук

М. І. Кобаско, кандидат технічних наук

Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ

*На прикладі двох прошивок зі сталі Р6М5, оброблених за традиційною та експериментальною технологіями, методами металографічного, електронномікроскопічного, дюрOMETричного та рентгеноструктурного аналізів досліджено особливості структурних станів виробів та продемонстровано їх комплексний зв'язок зі значним (більше, ніж у два рази) підвищенням службових характеристик прошивки, обробленої за експериментальною технологією. Важливе місце серед досліджених чинників впливу посідають напруження, рівень яких в означеній прошивці майже втричі нижчий, ніж в обробленій за традиційною термічною обробкою.*

У практиці виготовлення відповідальних виробів одним з методів боротьби за надійність є введення стандартизованих обмежень, які не припускають присутності в металі певних розмірів (балів) різного роду технологічних (неметалеві вклучення, флокени, тріщини, закати) та інших особливостей, що порушують суцільність робочого об'єму виробу, а також однорідність структурних характеристик (різнозернистість, інші фази, виділення, тощо), які містять небезпеку передчасних руйнувань. Проте досвід експлуатації свідчить, що дотримання лише таких вимог не завжди є достатнім, особливо у випадках боротьби за довговічність, для збільшення якої необхідно враховувати також темп зростання та характер розподілу напружень відповідальних за наслідки накопичення та взаємодії різних дефектів в вершинах концентраторів у виробі. Це визначає швидкість виникнення при експлуатації неприпустимих (розрахункових) пошкоджень на різних рівнях структурної ієрархії, які зменшують довговічність служби. Вирішення подібних проблем, які залежать від багатьох параметрів, є непростим завданням. В першу чергу це пов'язано з відсутністю моделі, яка дозволяє оцінити вплив всього різноманіття параметрів у вигляді результуючого, що несе відповідальність за особливості поведінки виробу при експлуатації. Прикладом цього в механіці суцільного середовища є розвиток модельних уявлень про концентратори напружень, що дозволило оцінювати їх рівень відносно механічних властивостей матеріалу, а також прогнозувати особливості їх поведінки за різних умов експлуатації [1–3], практично без урахування впливу реальної структури виробу. На практиці це

проявляється в роботі відповідних угруповань концентраторів, у вершинах яких діють різні рівні напружень. Швидкість їх росту має визначальний вплив на службові характеристики виробів, в тому числі і через кількість, шкідливість та характер розподілу концентраторів по робочому об'єму в залежності від реалізованого напруженого стану [4 – 8].

У даній роботі зроблено спробу пов'язати особливості формування структури, характеру розподілу напружень і твердості у двох однотипних одиницях штампного інструменту зі сталі Р6М5, одна з яких після експериментальної обробки демонструє майже трикратне збільшення кількості робочих циклів порівняно з обробленою за традиційною технологією.

Дослідження проведено на однотипному штампному інструменті (прошивках) зі сталі Р6М5, який пройшов термічну обробку за двома режимами. Стандартний (варіант 1) [9] – нагрівання до 1230 °С + охолодження до кімнатної температури в бішофіті + відпуск при 560 °С (дворазовий по одній годині) + відпуск при 610 °С протягом 1 години, що забезпечує твердість HRC = 64,0 – 65,9. Варіант 2 [10], при якому на першому і останньому етапі інструмент охолоджували від тієї ж температури в середовищах з температурою кипіння приграничного шару 120 – 350 °С. На проміжній стадії охолодження починається від температур 850 – 900 °С.

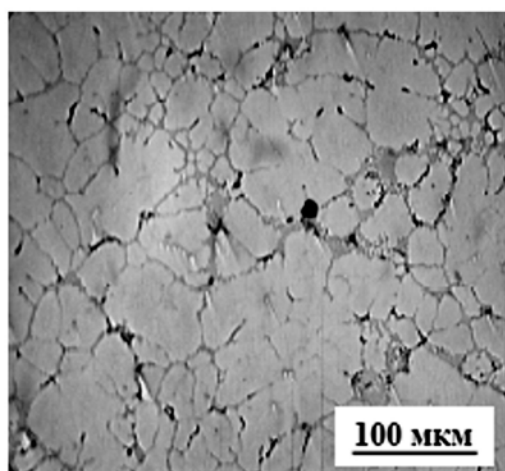
Запропонований метод інтенсивного багаторазового гартування дозволив збільшити термін служби інструменту більш, ніж у 2,5 рази (від  $6 \cdot 10^3$  до  $16 \cdot 10^3$  робочих циклів). Мікроструктуру, а також характер будови поверхні руйнування зразків в умовах ударних випробувань вивчали методами світлової та електронної мікроскопії. Травлення шліфів здійснювали в 5 % розчині азотної кислоти в етиловому спирті. Полірування тонких фольг для досліджень структури за допомогою трансмісійної електронної мікроскопії проводили за методом Болмана в електроліті складу: 75 г хромового ангідриду + 125 мл льодової оцтової кислоти + 10 мл дистильованої води при напрузі 85 – 105 В і силі струму 0,5 – 1,0 А.

Твердість визначали за методом Вікерса при навантаженні 60 кг, а мікротвердість методом дряпання після попереднього хімічного полірування шліфів зі зняттям шару завтовшки не менше 30 мкм. Дряпання травлених шліфів здійснювали відповідно до [11, 12] алмазною чотиригранною пірамідою ребром вперед при 100 г навантаження на інденторі за кімнатної температури, а також після обробки зразків холодом, яку проводили шляхом їх занурення в рідкий азот з витримкою 15 хвилин та подальшим відігріванням.

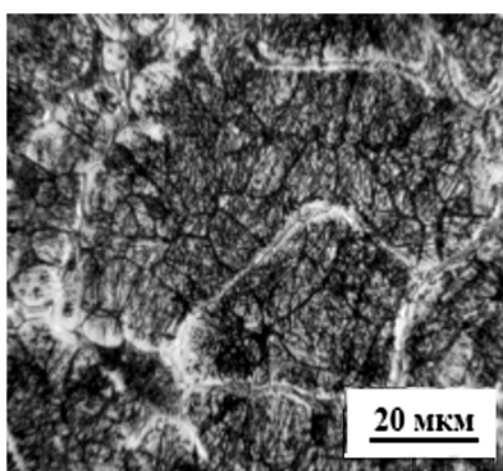
Розрахунок мікротвердості вздовж подряпини (від 3,5 до 7,0 мм завдовжки) проводили за допомогою комп'ютерної техніки з кроком  $S = 3,0 - 4,2$  мкм з використанням значень її ширини. Характер зміни рівня і знаку мікронапружень в структурі уздовж подряпини визначали за методикою [13] та рентгенівським методом.

Розмірні параметри елементів структури, в тому числі і карбідних частин, встановлювали металографічним методом з наступною обробкою результатів з використанням програми Image Pro.

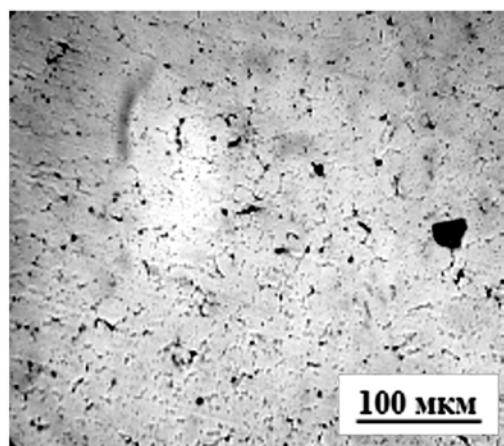
Результати металографічних досліджень шліфів сталі Р6М5 в стані постачання, а також після обробок за варіантами 1 і 2 (рис. 1 а – е) свідчать



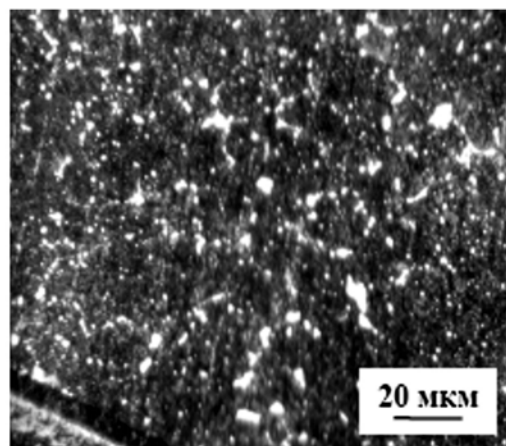
а



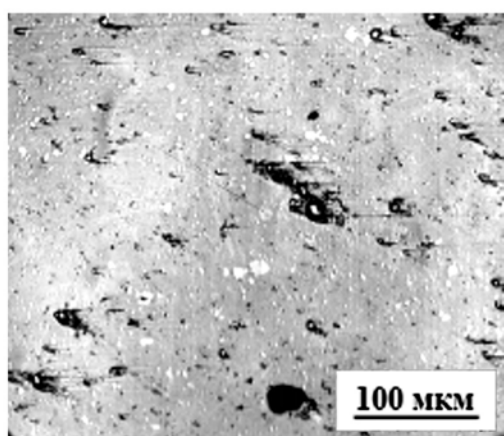
б



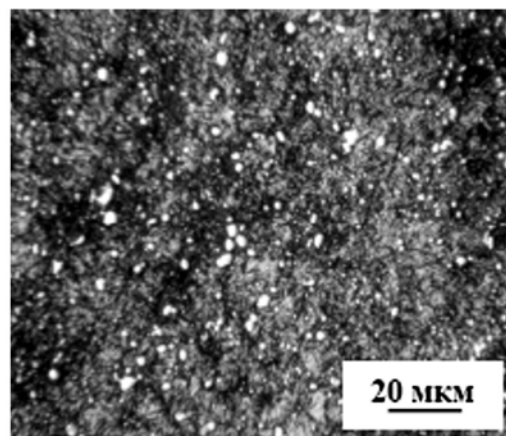
в



г



д



е

Рис. 1. Мікроструктура поперечних перерізів зразків після полірування (а, в, д) і травлення (б, г, е). а, б – стан постачання, в, г – традиційна термічна обробка, д, е – експериментальна термічна обробка.

про те, що основною відмінною ознакою зразків стану постачання і обробленого за варіантом 1 (на відміну від режиму 2) є присутність карбідної сітки та її залишків, які декорують границі елементів структури з розмірами від 10 до 80 мкм [8]. Границі більш дрібних її фрагментів практично вільні від виділень. Мікроструктури зразків після травлення (рис. 1 г – е) свідчать про те, що на відміну від стандартної обробки (варіант 1) експериментальна за варіантом 2, веде до повного зникнення слідів карбідної сітки при мінімізації неоднорідності розподілу карбідів на границях. Це супроводжується суттєвим зменшенням величини розбігу середніх діаметрів карбідів від 0,3 – 12,0 до 0,3 – 6,0 мкм і зміщенням максимуму розподілу їх найбільш ймовірних розмірів у бік менших значень (рис. 1, 2). При цьому характер їх розподілу стає більш рівномірним, включаючи і границі структурних елементів з мінімальними розмірами (від 1 до 20 мкм). Особливо це помітно на виробі, що пройшов експериментальну термічну обробку за варіантом 2, після якої середній діаметр карбідів, сформованих переважно вздовж границь структурних елементів, зменшився в порівнянні з традиційною (варіант 1) від 1,54 до 0,92 мкм (рис. 2).

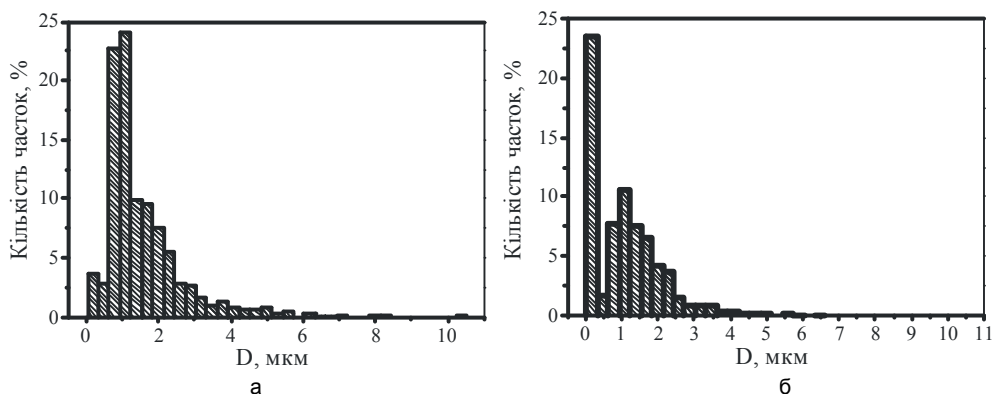
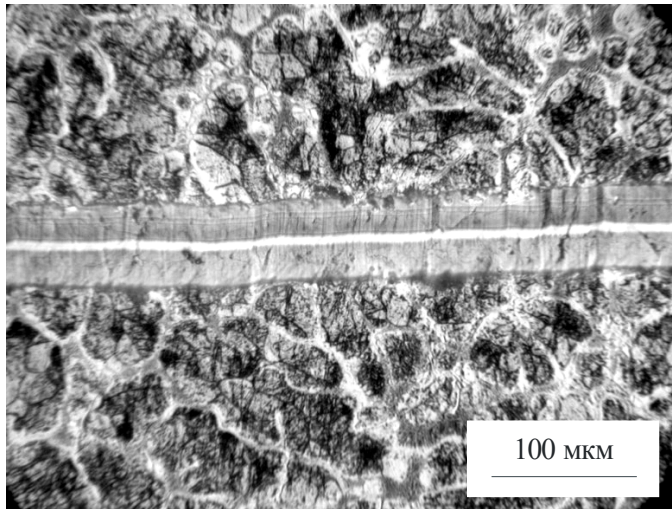


Рис. 2. Гістограми розподілу за середніми діаметрами кількості карбідних часточок в сталі Р6М5 після традиційної (а) і експериментальної (б) термічних обробок. а –  $D_{\text{сер.}} = 1,54$  мкм, б –  $D_{\text{сер.}} = 0,92$  мкм.

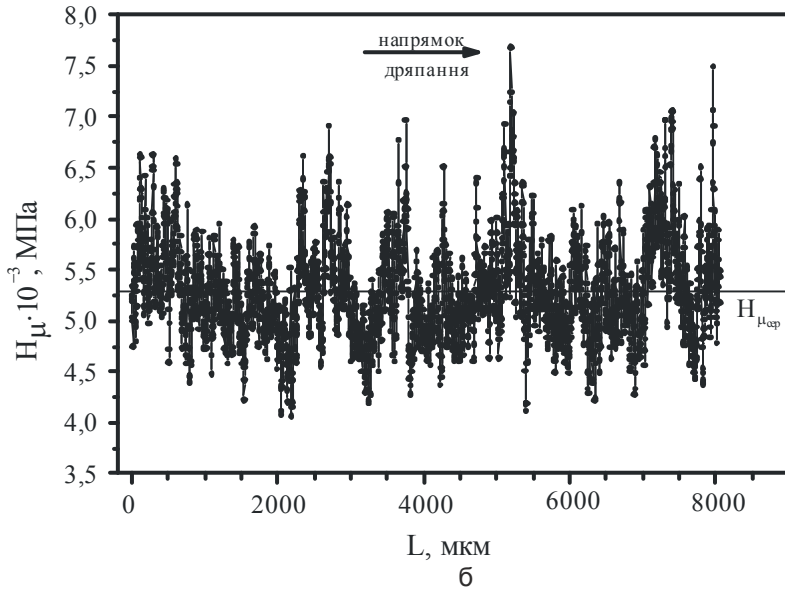
Результати вивчення особливостей зміни мікротвердості вздовж подряпини, нанесеної на поверхню шліфа сталі Р6М5 в стані постачання, наведено на рис. 3. Їх аналіз свідчить про наявність в характері її змін двох періодів циклічності. Середнє значення величини меншого з них  $T_1 = 173$ , а більшого  $T_2 = 330$  мкм. Максимальні значення мікротвердості спостерігаються, як правило, у випадках наближення і зустрічі подряпини з карбідами, або цементитною сіткою, а мінімальні – в середній частині зерен. Середнє значення мікротвердості  $H_{\text{сер}}$  в цьому випадку складає 5300 МПа з величиною розбігу значень від середнього в межах  $\pm (1300 - 1800)$  МПа.

Аналіз результатів вимірювання мікротвердості вздовж подряпин, нанесених на поліровані поверхні зразків, після експериментальної (варіант 2) і стандартної термічних обробок вказує на те, що періоди циклічності її змін на зразку варіанта 2 складають 78 і 156 мкм при середньому значенні мікротвердості 7700 МПа і розбігу значень до  $\pm 1000$  МПа.

На зразку, обробленому за варіантом 1, відповідні середні інтервали двох видів циклічних змін складають 100 і 152 мкм при величині середнього



а



б

Рис. 3. Фрагмент структури сталі Р6М5 (а) в стані постачання з подряпиною і характер зміни мікротвердості  $H_{\mu\text{ср}}$  вздовж її довжини  $L$  з кроком вимірювання  $s$  (б).  $H_{\mu\text{ср}} = 5293,9$  МПа,  $s = 3,0$  мкм,  $P = 100$  г.

значення 9763 МПа і розбігу, який перевищує  $\pm 1800$  МПа. Найбільш високі значення мікротвердості (до 10000 – 12000 МПа) відповідають обом варіантам зразків при зустрічі подряпин з карбідами. Таким чином, отримані результати свідчать про те, що експериментальна обробка на фоні зниження (на 2000 МПа) середніх значень мікротвердості супроводжується зниженням мінімального періоду циклічного характеру її змін при майже дворазовому зменшенні величини розбігу її значень відносно середніх.

## Структура і фізико-механічні властивості

Результати вимірювання твердості вказують на те, що середнє її значення у зразка, обробленого за стандартним режимом, складає 913 HV, в той час, як після експериментальної обробки воно знижується до 852 HV. Аналіз результатів вимірювання мікротвердості вздовж подряпин на зразках 1 і 2 варіантів після їх додаткової обробки холодом свідчить про те, що в обох випадках вона не супроводжується зміною середніх значень мікротвердості порівняно з необробленими зразками. При цьому середні величини інтервалів циклічного характеру її зміни на зразку, обробленому за варіантом 2, практично не відрізняються, демонструючи значення 80 і 160 мкм при незначному збільшенні (від 464 до 524 МПа) величини розбігу значень відносно середнього. Разом з тим характер обох видів циклічності на зразку, обробленому за варіантом 1, демонструє зменшення їх періодів до значень 73 і 135 мкм при зниженні середньої величини розбігу мікротвердості (від 693 до 566 МПа). Це свідчить про неоднозначний вплив обробки холодом на особливості змін характеру розподілу величин мікротвердості обох зразків, яка однаково змінюється з рівнем напружень в умовах гартованих станів [14].

Ударні випробування зразків, оброблених за режимами 1 і 2, наведено на рис. 4 і свідчать про те, що поверхня руйнування прошивки, обробленої за

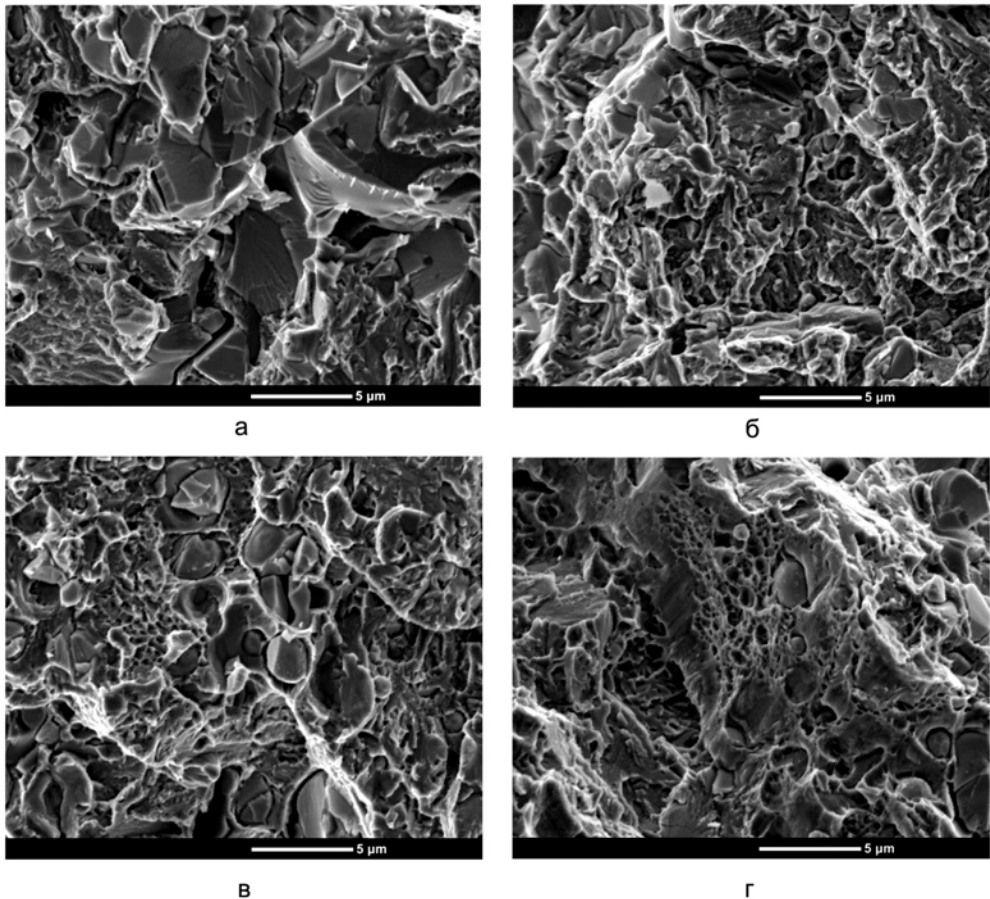


Рис. 4. Фрактограми характерних ділянок поверхонь руйнування зразків, оброблених за режимами 1 (а, б) та 2 (в, г).

## Структура і фізико-механічні властивості

режимом 1, характеризується квазікрихким характером руйнування. Її площа, зайнята елементами крихкого транскристалітного руйнування, становить 25 – 30 % від загальної площі руйнування. При цьому спостерігаються елементи не тільки транскристалітного, а й інтеркристалітного руйнування, яке реалізується, як правило, уздовж границь структурних елементів з розмірами більше 15 мкм. Розмір фасеток відколу в разі транскристалітного руйнування не перевищує 7 мкм (рис. 4 а, б). Присутність карбідних часточок в областях, зайнятих елементами крихкого руйнування, мінімальна, в той час як на поверхнях з в'язким його характером вона виявляється.

Поверхня руйнування зразка, обробленого за режимом 2, характеризується переважно в'язким характером руйнування. Іноді в місцях скупчення карбідів діаметром до 2 мкм спостерігаються невеликі ділянки з інтеркристалітним характером руйнування (рис. 4 в). Площа поверхні, зайнята елементами такого руйнування, лежить в інтервалі значень до 10 % від загальної площі руйнування. Отримані результати добре узгоджуються з результатами виробничих випробувань, які свідчить про те, що основною причиною виходу з ладу виробу, обробленого за традиційною технологією, є граничне розтріскування.

Результати електронномікроскопічних досліджень на просвічування тонких фольг зі зразків, оброблених за режимами 1 і 2, наведено на рис. 5. У всіх випадках структури представлені дисперсними пластинчастими елементами

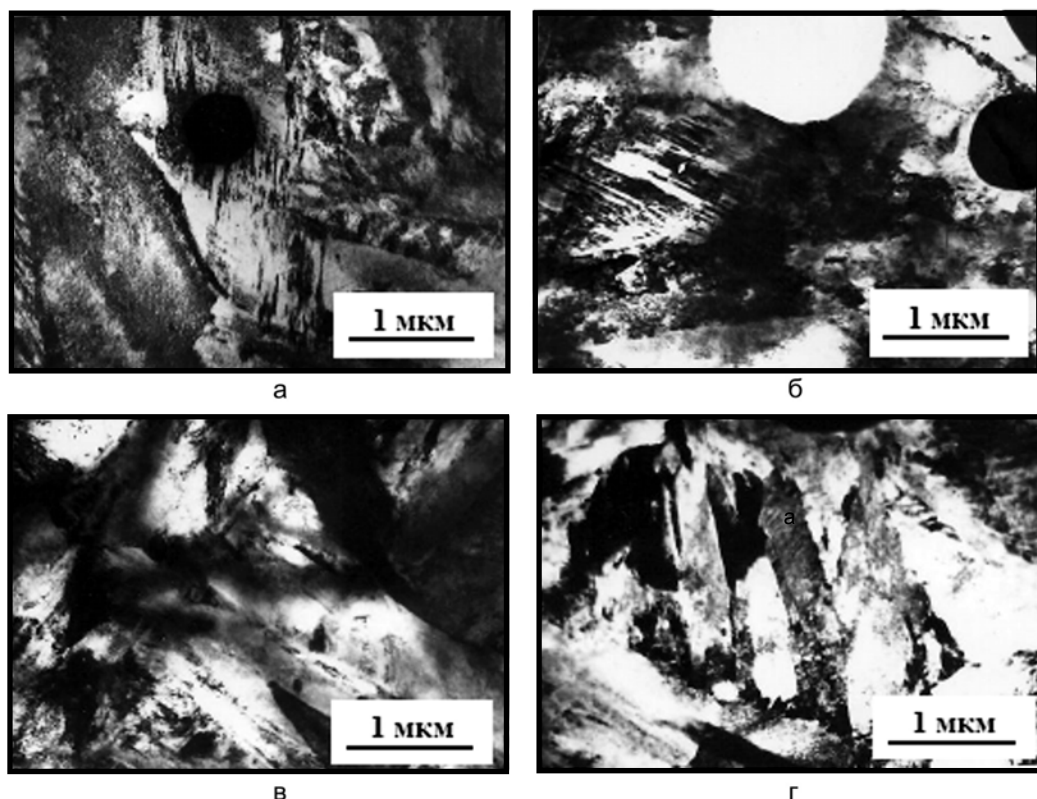


Рис. 5. Мікроструктури зразків сталі Р6М5, оброблених за варіантами 1 (а, в) та 2 (б, г) після (а, б) та до (в, г) виробничих випробувань відповідно.

довжиною до 3,5 мкм та поперечними розмірами 0,3 – 1,5 мкм і високою щільністю розподілу (до  $10^{12}$  см<sup>-2</sup>) блокованих дисперсними виділеннями (0,02 мкм) дислокацій при незначній кількості внутрішніх мікродвійників, які спостерігаються переважно в кристалах з найбільшими розмірами за наявності великої кількості більших карбідних часточок в їх оточенні. Відзначимо, що після виробничих випробувань щільність мікродвійників в об'ємі великих кристалів мартенситу в зразках обох варіантів обробки суттєво зростає (рис. 5 а, б), що свідчить про їх деформаційне походження.

Присутність залишкового аустеніту не виявляється, на що вказує відсутність його рефлексів на електроннограмах. Наведені результати свідчать про те, що, незважаючи на відсутність суттєвих розмірних та морфологічних відмінностей мартенситу в структурах зразків після обох варіантів обробки та виробничих випробувань, значення твердості і мікротвердості зразків відрізняються. Причиною цього може бути відмінність у рівнях внутрішніх напружень, оцінка яких продемонструвала їх суттєву різницю. Так, рівень напружень у зразку, обробленому за традиційною технологією (варіант 1), оцінений за методикою [13], втричі перевищує рівень напружень зразка (обробка за варіантом 2) і становить 280 і 93 МПа відповідно. Ці результати не суперечать результатам рентгеноструктурного аналізу, за якими ширина ліній  $101_{\alpha}$ ,  $200_{\alpha}$  та  $211_{\alpha}$  максимальна на зразку, обробленому за традиційним режимом і в порівнянні з експериментальним співвідноситься як 0,74 – 0,60, 1,07 – 0,93, 1,40 – 1,36 мм відповідно.

Таким чином продемонстровано зв'язок службових характеристик прошивок, оброблених за різними технологіями із розподілом та розмірами карбідних виділень вздовж границь елементів структури, її станом та рівнем мікро- напружень. Встановлено, що підвищений ресурс прошивки, обробленої за експериментальною технологією (режим 2) відносно традиційної (режим 1), пов'язаний зі зменшенням середнього розміру карбідів, більш рівномірним їх розподілом вздовж границь елементів структури, зменшенням рівня мікро-напружень при, практично, однаковій морфології та розмірних параметрах мартенситу.

## Література

1. Нейбер Г. Концентрация напряжений. – М. – Ленинград: Гостехиздат, 1947. – 204 с.
2. Писаренко Г. С., Лебедев А. А. Деформирование и прочность материалов при сложном напряженном состоянии. – Киев: Наук. думка, 1976. – 415 с.
3. Мешков Ю. Я. Физические основы разрушения стальных конструкций. – Киев: Наук. думка, 1981.
4. Финкель В.М. Физика разрушения. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.
5. Коппельман Л. А. Сопrotивление сварных узлов хрупкому разрушению. – Ленинград: Машиностроение, 1978. –С. 238.
6. Волосевич П. Ю. Концентраторы напряжений и их роль в формировании механических свойств поликристаллов с наноразмерными элементами структуры. // УФМ. – 2011. – 12. – С. 367 – 382.
7. Сударикова Е. В. Неразрушающий контроль в производстве. Ч. 1. – Санкт-Петербург, 2007. – 137 с.



8. Werner Schmidt. Der Einfluss von Spannungszustand und Spannungsverteilung auf die mechanischen Eigenschaften von Stählen / Blech Rohre Profile. – 1991. – 38, 4. – S. 296 – 302.
9. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1968. – 567 с.
10. Zagorodnya N. S., Kobasko N. I., Volosevich P. Yu. Heat Treating: Equipment and Processes // Proc. of intern. conf. (Chicago, April 18 – 20, 1994). – Chicago, 1995. – P. 139 – 141.
11. ГОСТ 21318-82. Измерение микротвердости царапанием алмазными наконечниками. – М.: Изд-во стандартов, 1983.
12. Волосевич П. Ю., Беспалов С. А. Склерометрия и ее возможности в комплексном выявлении особенностей распределения элементов структуры, их механических характеристик и размерных параметров // Металлофизика и новейшие технологии. – 2004. – 26, № 3. – С. 343 – 359.
13. Патент на корисну модель № 22454. Україна, МКП G01L1/00. Спосіб визначення внутрішніх напружень / Волосевич П. Ю., Беспалов С. А. – Бюл. «Промислова власність». – 2007. – 5.
14. Лысак Л. И., Векслер Е. Я., Драчинская А. Г. Изменение механических свойств и несовершенств кристаллического строения при отпуске закаленных сталей перлитного класса // Вопросы физики металлов и металловедения. – 1964. – № 19. – С. 69 – 73.

Одержано 13.07.13

**П. Ю. Волосевич, С. А. Беспалов, Н. И. Кобаско**

### **Структура и особенности формирования свойств штампового инструмента из стали Р6М5**

#### **Резюме**

На примере двух прошивок из стали Р6М5, обработанных по традиционной и экспериментальной технологиям, методами металлографического, электронно-микроскопического, дюрOMETрического и рентгеноструктурного анализов изучены особенности структурных состояний изделий и продемонстрирована их связь с повышением служебных характеристик изделия, обработанного по экспериментальной технологии. Установлено существенное влияние микронапряжений, уровень которых после экспериментальной обработки почти в три раза ниже, чем после промышленной.

**P. Yu. Volosevich, S. A. Bepalov, N. I. Kobasko**

### **Structure and formation peculiarities of the properties of die tool steel R6M5**

#### **Summary**

In the work on the example of two broaches of the steel R6M5 processed by traditional and experimental techniques, by the methods of metallographic, Electron microscopy, derometry and X-ray analysis the features of the structural state of the products were investigated. Their complex influence and connection with significant (more than twofold) increase in service characteristics of the products processed by the experimental technology is demonstrated. An important influence of microstress, level of which is almost three times lower after experimental treatment in comparison with traditional technology.