

**П.А. Балабанов, к.т.н., н.с.  
О.І. Боримський, к.т.н., с.н.с.  
В.Г. Делєві, к.т.н., с.н.с.  
В.М. Крикун, пров. констр.  
Т.Ю. Чіпенко, пров. інж.**

*Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України*

**ВПЛИВ ПОПЕРЕДНЬОЇ ХОЛОДНОЇ РАДІАЛЬНОЇ  
ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ СКРІПЛЮВАЛЬНИХ КІЛЕЦЬ  
АПАРАТІВ ВИСОКОГО ТИСКУ ЗІ СТАЛЕЙ 35ХГСА ТА ХВГ  
РІЗНОЇ ТВЕРДОСТІ НА ЗМІНУ  
ЇХНІХ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ**

*Досліджено вплив холодної радіальної пластичної деформації, яку виконували перед проведенням загартування і відпуску скріплювальних кілець апаратів високого тиску, виготовлених зі сталей 35ХГСА та ХВГ різної твердості, на їхні механічні властивості. Встановлено, що холодна радіальна пластична деформація значно підвищує коефіцієнт зміцнення скріплювальних кілець зі сталі 35ХГСА різної твердості, але не впливає на значення їх границі текучості. Проведення попередньої холодної радіальної пластичної деформації кілець зі сталі ХВГ не впливало на їхні механічні властивості після остаточної термічної обробки, що ймовірно пов'язано з більш низькою, ніж у сталі 35ХГСА температурою рекристалізації.*

**Вступ.** Синтез надтвердих матеріалів (НТМ) – алмазу і кубічного нітриду бору – здійснюють при високому тиску (5–8 ГПа) і високій температурі (1200–1600 °С) в області їхньої термодинамічної стабільності [1]. Для створення вказаних високих параметрів застосовують апарати високого тиску (АВТ) різних типів, серед яких широко поширені апарати типу "ковадла з заглибленнями" різних конструкцій [2]. Одним з основних елементів АВТ такого типу є матриці, що працюють в умовах великих змінних теплових і механічних навантажень.

При синтезі НТМ, напруги, що виникають у матрицях, перевищують межу міцності при стисканні твердого сплаву і швидкорізальної сталі, з яких вони виготовляються. Забезпечення працездатності матриць в таких умовах досягається завдяки створенню на їхніх бокових поверхнях стискаючих напруг шляхом запресовування у багатошарові (зазвичай тришарові) блоки товстостінних скріплювальних кілець із конструкційної сталі 35ХГСА

різної твердості. Наприклад, в деяких випадках твердість внутрішнього кільця блоку складає 49...53 HRC, проміжного – 44...47 HRC, зовнішнього – 38...44 HRC. Оптимальний тиск попереднього скріплення матриць складає близько 1,0–1,25 ГПа [3]. При синтезі НТМ через навантаження АВТ зусиллям преса тиск скріплення зростає в результаті пружної, а також пружно-пластичної деформації матриць.

Таким чином, в процесі експлуатації в скріплювальних кільцях створюються високі напруги, які призводять до їхньої пластичної деформації та руйнування в результаті малоциклової втоми. Враховуючи, що руйнування скріплювальних кілець блок-матриць значно знижує довговічність АВТ й є однією з найбільш розповсюджених причин виходу їх з ладу, задача підвищення механічних властивостей скріплювальних кілець є актуальною.

Відомо, що одним із можливих шляхів підвищення механічних властивостей сталей є їхня попередня термомеханічна обробка (ПТМО) – пластична деформація та післядеформаційне нагрівання, які проводяться перед остаточною термічною обробкою [4]. В роботі [5] була установлена можливість значного підвищення пластичності та міцності скріплювальних кілець із сталі 35ХГСА твердістю 50 HRC шляхом проведення попередньої холодної радіальної пластичної деформації (ПРПД) їхніх заготовок, яка виконувалася перед проведенням традиційних процесів їхнього загартування і відпуску, та показано, що максимум пластичності після остаточної термічної обробки спостерігається у кілець, ступінь ПРПД яких складав близько 16 %.

**Основна частина.** В даній роботі експериментально досліджено вплив ПРПД на зміну механічних властивостей кілець зі сталей 35ХГСА та ХВГ різної твердості.

Експерименти проводилися на кільцях (далі – зразки), розміри яких вказано на схемі установки, яка використовувалася для проведення ПРПД (рис. 1).

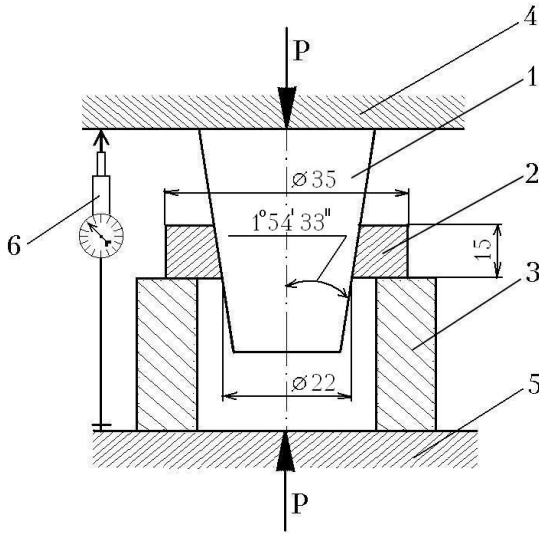


Рис. 1. Схема установки для радіальної деформації зразків:  
 1 – деформуючий пуансон; 2 – зразок; 3 – гільза;  
 4, 5 – опорні плити преса; 6 – датчик переміщення

Для зменшення коефіцієнта тертя між поверхнями контакту зразка та деформуючого пуансона їх покривали тонким шаром машинного масла.

При проведенні досліджень фіксували сукупну пластичну та пружну радіальну деформацію зразків при навантаженні, яку визначали як відносне збільшення внутрішнього діаметра кілець:

$$\delta = \frac{\Delta d}{d_1} \quad (1)$$

Значення  $\Delta d$  обчислювали за формулою:

$$\Delta d = 2 \cdot L \cdot \operatorname{tg} \alpha,$$

де  $L$  – хід деформуючого пуансона при навантаженні,  $\alpha = 1^\circ 54' 33''$  – кут між віссю й твірною конуса.

Вказане значення кута  $\alpha$  використовується при виготовленні скріплювальних кілець АВТ в умовах промислового виробництва.

Ступінь деформації зразків при ПРПД склав 16 % (парні номери партій). Для порівняння досліджувались зразки, що не піддавалися ПРПД (непарні номери партій).

Після ПРПД усі зразки проходили остаточну термічну обробку. Для сталі 35ХГСА – це загартування від 880 °С в маслі і відпуск упродовж 3 годин: при 520 °С для отримання твердості 39...41 HRC (партії № 1 і № 2), при 460 °С для отримання твердості 44...46 HRC (партії № 3 і № 4) і при 220 °С для отримання твердості 49...52 HRC (партії № 5 і № 6). Для сталі ХВГ остаточна термічна обробка складалася з загартовування від 860 °С в маслі і відпуску упродовж 1 години: при 420 °С для отримання твердості 50...52 HRC (партії № 7 і № 8) і при 250 °С для отримання твердості 60...62 HRC (партії № 9 і № 10).

Для визначення механічних властивостей зразків їх доводили до руйнування, використовуючи установку для ПРПД (рис. 1). При навантаженні зразків фіксували зусилля преса і хід деформуючого пуансона. Зусилля преса фіксували за допомогою динамометра, а переміщення пуансона – за допомогою індикатора.

Ступінь деформації зразків  $\delta$  розраховували за формулою (1). Контактний тиск  $p_k$  між поверхнями зразка та деформуючого пуансона обчислювали виходячи з рівнянь рівноваги, згідно зі схемою та розрахунками, які наведено в [5]:

$$p_e = \frac{P}{(f \cdot \cos \alpha + \sin \alpha) \cdot S},$$

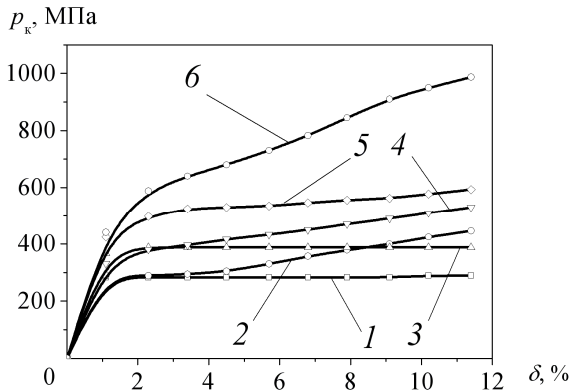
де  $P$  – зусилля преса при запресовуванні пуансона;  $f$  – коефіцієнт тертя;  $S$  – площа внутрішньої поверхні зразка.

Як показали результати досліджень, відмінності в пластичності зразків партій № 1–4 та 6 не спостерігалось (ступінь деформації зразків до руйнування був майже однаковим). Їхня пластичність була досить високою, незалежно від того піддавалися вони ПРПД, чи ні.

Пластичність зразків партії № 5 була значно нижчою, порівняно зі зразками інших партій зі сталі 35ХГСА. Проте деякі з них мали достатню пластичність для того, щоб дослідити різницю в ході кривих залежності контактного тиску від ступеня їх деформації, порівняно з кільцями, що пройшли ПРПД. (В роботі [5] низька пластичність після остаточної термічної обробки кілець твердістю 49...52 HRC, що не піддавалися ПРПД, не дозволяла провести такі порівняння).

Як видно з кривих залежності контактного тиску  $p_k$ , від ступеня деформації  $\delta$  (рис. 2), зразки, що пройшли ПРПД, мають більший коефіцієнт зміцнення, завдяки чому руйнуються при більш високих значеннях контактного тиску  $p_k$  ніж зразки, що не піддавалися ПРПД. Найбільший коефіцієнт зміцнення мали зразки з партії № 6. Зміцнення

при деформуванні зразків, які не піддавалися ПРПД, було майже відсутнє.



*Рис. 2. Залежності між ступенем деформації  $\delta$  і контактним тиском  $p_k$  зразків різної твердості зі сталі 35ХГСА, які піддавались або не піддавались ПРПД. Номери кривих співпадають з номерами партій зразків*

Пластична деформація зразків, які мали більшу твердість, починалась при більших значеннях контактного тиску (рис. 2). При цьому проведення ПРПД майже ніяк не впливало на величину контактного тиску, за якої починалася пластична деформація зразків.

Шляхом нескладних розрахунків можна оцінити границю текучості при розтягуванні  $\sigma_s$  зразків різної твердості.

Оскільки кільце перебуває в умовах плоского напруженого стану [6], поздовжнє нормальне напруження  $\sigma_z = 0$ , а окружні  $\sigma_\theta$  і радіальні  $\sigma_r$  напруження є головними нормальними напруженнями.

Залежність пружних напружень у товстостінних циліндрах від внутрішнього тиску  $p$  описуються формулами Ламе [7]:

$$\sigma_\theta = \frac{p}{K^2 - 1} \left( 1 + \frac{K^2}{\rho^2} \right);$$

$$\sigma_r = \frac{p}{K^2 - 1} \left( 1 - \frac{K^2}{\rho^2} \right),$$

де  $K = r_2/r_1$  – відношення зовнішнього радіуса кільця до внутрішнього;  $\rho = r/r_1$  – відносний радіус.

Тиск, при якому внутрішня поверхня кільця набуває пластичного стану, можна розрахувати, підставляючи наведені вище вирази у відповідні рівняння умови текучості.

Для випадку плоского напруженого стану, при розрахунку доцільно використовувати умову текучості Треска–Сен-Венана для максимальних дотичних напружень  $\tau_s$  [8]:

$$\frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} = \tau_s.$$

У застосуванні до товстостінних циліндрів ця умова може бути записана у вигляді:

$$\frac{\sigma_\theta - \sigma_r}{2} = \tau_s.$$

Якщо між  $\tau_s$  і  $\sigma_s$  приймається співвідношення, яке витікає з умови текучості Губера–Мізеса [8], а саме  $\sqrt{3}\tau_s = \sigma_s$ , умова текучості Треска–Сен-Венана набуває такого вигляду:

$$\sigma_\theta - \sigma_r = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_s.$$

Таким чином

$$\sigma_s = \frac{\sqrt{3}pK^2}{K^2 - 1}. \quad (2)$$

Приймаючи у формулі (2) за внутрішній тиск значення контактного тиску, які були отримані в результаті експериментів, одержуємо значення границі текучості для зразків різної твердості: для зразків твердістю 39..41 HRC – ~800 МПа, для зразків твердістю 44..46 HRC – ~1100 МПа, для зразків твердістю 49..52 HRC – ~1400 МПа.

Що стосується зразків зі сталі ХВГ (партії №№ 7–10), то в роботі не було виявлено помітного впливу проведення ПРПД на їхні механічні властивості. В усіх випадках руйнування зразків відбувалось на початку їхньої пластичної деформації.

В роботі [5] для пояснення зміни поведінки зразків зі сталі 35ХГСА після ПРПД було запропоновано припущення, що попередня пластична деформація сприяє зниженню стабільності мартенситу. При пластичній деформації відбувається його інтенсивний розпад. При цьому дислокації, що рухаються, захоплюючи атоми вуглецю, обумовлюють їхнє переміщення з октаедричних пор ОЦК гратки у свої домішкові атмосфери. Сформовані в такий спосіб домішкові атмосфери забезпечують сильне закріплення дислокацій і, відповідно, високий рівень коефіцієнту зміцнення загартованої сталі після ПРПД.

Більш складне питання із ПТМО інструментальних вуглецевих і легованих сталей, таких як У8, ХВГ, 9ХС, ШХ15, Х12М та ін. Дані, що представлені у [4], вказують, що для одержання помітного ефекту від ПТМО інструментальних сталей необхідні значно більші ступені деформації, ніж для конструкційних, і проміжна термічна обробка, яка виконується між попередньою деформацією та остаточною термічною обробкою. Ця проміжна термічна обробка сприяє створенню найменш рухливої (механічно) дислокаційної структури і визначає водночас найбільшу термічну стійкість створених наклепом структурних змін. Імовірно такі вимоги пов'язані з більш низькою, ніж у конструкційних сталей, температурою рекристалізації.

Це зниження температури рекристалізації інструментальних сталей може бути пояснено на основі діаграми залізо–вуглець. Хід лінії солідуса (початку плавлення) в інтервалі концентрації вуглецю від 0 до 2,0 % (по масі) визначає зниження температури плавлення сталі від 1820 °С до 1427 °С практично по прямій лінії. Оскільки температура рекристалізації пов'язана із точкою плавлення співвідношенням  $T_{\text{рекристалізації}} = (0,3-0,4)T_{\text{плавлення}}$ , можна припустити, що температура рекристалізації інструментальних сталей на 100 градусів нижче, ніж конструкційних. Тому при нагріванні під загартування інструментальних сталей після ПТМО значна частина наклепу знімається і сталь після загартування практично не відрізняється від недеформованої.

Оскільки умови радіального деформування знижують здатність матеріалу пластично деформуватися, для досягнення значно більших ступенів деформації при ПТМО кілець із інструментальних сталей слід застосовувати іншу схему напружено-деформованого стану.

**Висновок.** Встановлено, що попередня холодна радіальна пластична деформація зі ступенем 16 % кілець зі сталі 35ХГСА, проведена перед їх загартуванням та відпуском, підвищує їхню пластичність за умови, якщо їхня твердість після остаточної термічної обробки складає не нижче, ніж ~46 HRC.

Пластична деформація кілець зі сталі 35ХГСА, які мали більшу твердість, починалась при більших значеннях контактного тиску. При цьому проведення попередньої холодної радіальної пластичної деформації кілець не впливало на величину контактного тиску, при якому починалась їхня пластична деформація.

Проведення попередньої холодної радіальної пластичної деформації кілець зі сталі ХВГ не впливало на їхні механічні властивості після остаточної термічної обробки. В усіх випадках руйнування зразків зі сталі ХВГ відбувалось на початку їхньої пластичної деформації та без помітної

різниці в значеннях контактного тиску. На нашу думку, це пов'язано з більш низькою, ніж у конструкційних сталей, температурою рекристалізації.

#### **ЛІТЕРАТУРА:**

1. Синтетические сверхтвердые материалы : в 3 т. / Под ред. *Н.В. Новикова*. – Т. 1 : Синтез сверхтвердых материалов. – К. : Наукова думка, 1986. – 280 с.
2. *Герасимович А.В.* Влияние толщины заусенца на характеристики сжатия и прочности камер высокого давления / *А.В. Герасимович* // Синтетические алмазы. – 1975. – Вып. 1. – С. 10–14.
3. *Боримский А.И.* Исследование стальных аппаратов высокого давления для синтеза сверхтвердых материалов / *А.И. Боримский, Т.Ю. Чипенко, Л.В. Труневич* // Влияние высокого давления на структуру и свойства материалов : сб. науч. тр. – К. : Ин-т сверхтвердых материалов АН УССР, 1983. – С. 125–128.
4. Упрочнение материалов методами гидропрессования / *К.В. Волков, А.И. Капустин, В.З. Спусканюк, Ю.Ф. Черный*. – К. : Наукова думка, 1991. – 593 с.
5. Вплив холодної радіальної пластичної деформації на структуру та механічні властивості скріплювальних кілець апаратів високого тиску, виготовлених зі сталі 35ХГСА / *П.А. Балабанов, О.І. Боримський, В.Г. Делеві та ін.* // Вісн. ЖДТУ : Технічні науки. – 2005. – № 4 (35). – С. 7–13.
6. *Махонина Т.М.* Расчет прессовых посадок дисков за пределами упругости / *Т.М. Махони на* // Расчеты на прочность. – М. : Машгиз, 1958. – Вып. 3. – 576 с.
7. Сопроотивление материалов : учебник / *Г.С.Писаренко, В.А. Агарев, А.Л. Квитка и др.* / Под общ. ред. *Г.С. Писаренко*. – К. : Вища школа, 1979. – 696 с.
8. *Малинин Н.Н.* Прикладная теория пластичности и ползучести / *Н.Н. Малинин*. – М. : Машиностроение, 1975. – 399 с.

БАЛАБАНОВ Павло Анатолійович – кандидат технічних наук, науковий співробітник Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України.

Наукові інтереси:



– вплив високих тисків і механіко-термічної обробки на механічні властивості і структуру сталей і сплавів.

Тел.: (044) 468-89-87.

E-mail: [lab7@ism.kiev.ua](mailto:lab7@ism.kiev.ua)

БОРИМСЬКИЙ Олександр Іванович – кандидат технічних наук, завідувач лабораторії Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України.

Наукові інтереси:

– апарати для створення високого тиску та температури;

– синтез алмазу та кубічного нітриду бору.

Тел.: (044) 468-89-87.

E-mail: [lab7@ism.kiev.ua](mailto:lab7@ism.kiev.ua)

ДЕЛЄВІ Віталій Григорович – кандидат технічних наук, старший науковий співробітник Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України.

Наукові інтереси:

– металографічні, рентгенографічні і електронно-мікроскопічні дослідження матеріалів.

Тел.: (044) 468-89-87.

E-mail: [lab7@ism.kiev.ua](mailto:lab7@ism.kiev.ua)

КРИКУН Віктор Миколайович – провідний конструктор Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України.

Наукові інтереси:

– розробка конструкторської документації для виготовлення апаратів високого тиску та температури.

Тел.: (044) 468-89-87.

E-mail: [lab7@ism.kiev.ua](mailto:lab7@ism.kiev.ua)

ЧПЕНКО Тетяна Юріївна – провідний інженер Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України.

Наукові інтереси:

– металографічні дослідження структури сталей і сплавів.

Тел.: (044) 468-89-87.

E-mail: [lab7@ism.kiev.ua](mailto:lab7@ism.kiev.ua)

Подано 25.07.2011

