

П.А. Балабанов, інж. I кат.
О.І. Боримський, к.т.н., с.н.с.
О.О. Розенберг, д.т.н., проф.
В.Г. Делеві, к.т.н., с.н.с.
О.М. Ващенко, пров. інж.
Т.Ю. Чіпенко, пров. інж.

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАНУ

ВПЛИВ ХОЛОДНОЇ РАДІАЛЬНОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА СТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СКРІПЛЮЮЧИХ КІЛЕЦЬ АПАРАТІВ ВИСОКОГО ТИСКУ, ВИГОТОВЛЕНИХ ЗІ СТАЛІ 35ХГСА

Досліджено вплив холодної радіальної пластичної деформації, яку виконували перед проведенням загартування і відпуску скріплюючих кілець апаратів високого тиску, виготовлених зі сталі 35ХГСА, на їх структуру і механічні властивості. Встановлено, що холодна радіальна пластична деформація значно підвищує міцність і пластичність скріплюючих кілець. Найбільше підвищення міцності і пластичності кілець досягалося при ступені холодної радіальної пластичної деформації кілець близько 16 %.

Постановка проблеми. Синтез надтвердих матеріалів (НТМ) – алмазу і кубічного нітриду бору – здійснюють при високому тиску (5–8 ГПа) і високій температурі (1200–1600 °С) в області їх термодинамічної стабільності [1]. Для створення вказаних високих робочих параметрів застосовують апарати високого тиску (АВТ) різних типів, серед яких широко поширені апарати типу "кувалда із заглибленнями" різних конструкцій [2]. Одним з основних вузлів АВТ типу "кувалда із заглибленнями" є блок-матриці, які складаються з матриць, запресованих у багатопарові блоки скріплюючих кілець.

При синтезі НТМ напруги, що виникають у матрицях, перевищують межу міцності при стиску твердого сплаву і швидкорізальної сталі, з яких вони виготовляються. Забезпечення працездатності матриць в таких умовах досягається завдяки створенню на їх бокових поверхнях стискаючих напруг шляхом запресовки у багатопарові блоки скріплюючих кілець. Для АВТ із сталевими матрицями оптимальний тиск попереднього скріплення матриць складає близько 1,1 ГПа. При навантаженні АВТ зусиллям преса при синтезі НТМ тиск скріплення зростає в результаті пружно-пластичної деформації матриць до 1,4 ГПа [3].

Зазначені тиски бічного скріплення сталевих матриць АВТ типу "кувалда із заглибленнями" у даний час забезпечуються тришаровими блоками скріплюючих кілець, виготовлених зі сталі 35ХГСА з коефіцієнтом товстостійкості від 0,6 до 0,7.

Аналіз останніх досліджень. Як показує аналіз напружено-деформованого стану блок-матриць АВТ, в процесі експлуатації в скріплюючих кільцях створюються високі напруги, які призводять до їх пластичної деформації та руйнування в результаті малоциклової втоми. При цьому найбільш напруженими є внутрішні скріплюючі кільця блок-матриць, руйнування яких призводить до зменшення бічного скріплення матриць та до збільшення напруги в інших кільцях. Слід відмітити, що зменшення бічного скріплення матриць призводить до зростання величини їх пластичної деформації в кожному робочому циклі при синтезі НТМ (рис. 1).

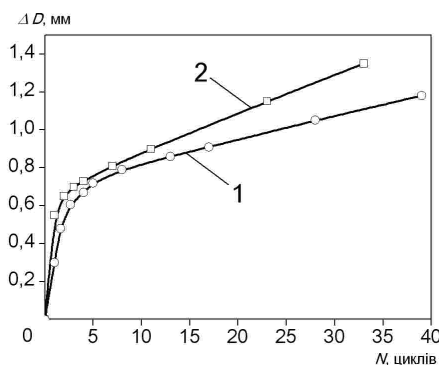


Рис. 1

Мета статті. Враховуючи, що руйнування скріплюючих кілець блок-матриць значно знижує довговічність АВТ і є однією з найбільш розповсюджених причин виходу їх з ладу, задача підвищення механічних властивостей скріплюючих кілець є актуальною.

Виклад основного матеріалу. Відомо, що одним із можливих шляхів підвищення механічних властивостей сталей є їх пластична деформація, яка проводиться перед їх загартуванням та відпуском [4].

Враховуючи викладене вище, нами була досліджена можливість підвищення механічних властивостей скріплюючих кілець АВТ, виготовлених зі сталі 35ХГСА, шляхом проведення додатково холодної радіальної пластичної деформації (ППД) скріплюючих кілець, яка виконувалася перед проведенням традиційних процесів їх загартування і відпуску.

Експерименти проводилися на кільцях (далі за текстом – зразки), виготовлених із сталі 35ХГСА, розміри яких наведено на схемі установки, яка використовувалася для проведення ППД (рис. 2).

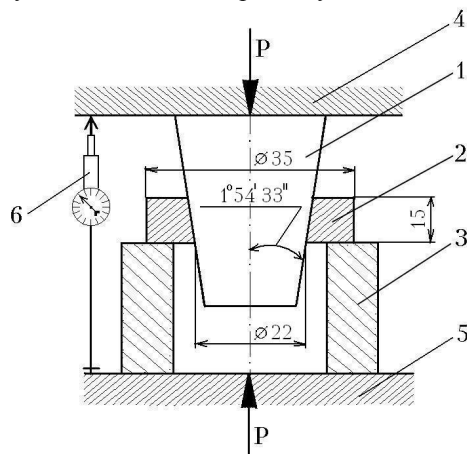


Рис. 2.

Перед ППД зразки піддавали одній з наступних термічних обробок:

– відпал (нагрівання до температури 860 °С, витримка при вказаній температурі упродовж 3 годин, охолодження разом з піччю);

– нормалізація (нагрівання до температури 920 °С, витримка при вказаній температурі упродовж 0,5 години, охолодження на повітрі).

Нормалізацію застосовували з метою додаткового подрібнення зерна в структурі зразків.

Після проведення однієї із вказаних вище термічних обробок зразки піддавали ППД. Для зменшення коефіцієнта тертя між поверхнями контакту зразка та деформуючого пуансона їх покривали тонким шаром машинного масла.

Ступені деформації зразків різних партій при ППД складали 4, 8, 12, 16 та 20 %. Для порівняння використовували зразки, які не піддавалися ППД. Слід відмітити, що при ступені ППД 30 % частина кілець руйнувалася.

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

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

Значення Δd 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 α використовується при виготовленні скріплюючих кілець АВТ в умовах промислового виробництва.

Частина зразків після ППД зі ступенем 16 % піддавали проміжній термічній обробці, яка включала їх нагрівання до температур 200 або 400 °С, витримку при одній із вказаних температур протягом 2 годин, охолодження на повітрі.

Одна з партій зразків після ППД пройшла відпал при температурі 860 °С упродовж 0,5 години.

Слід зазначити, що твердість зразків у процесі ППД зростала від 207 до 331 НВ. Після витримки зразків після ППД протягом 2 годин при температурі 200 °С їх твердість знижувалася до 293 НВ, а після витримки протягом 2 годин при температурі 400 °С їх твердість знижувалася до 255 НВ, а після відпалу при температурі 860 °С упродовж 0,5 годин їх твердість знижувалася до 217 НВ.

Після ППД усі зразки проходили остаточну термічну обробку (загартування від 880 °С в маслі і відпуск при 220 °С упродовж 3 годин). Твердість усіх зразків після остаточної термічної обробки складала 50..52 HRC.

Для визначення механічних властивостей кілець їх доводили до руйнування, використовуючи установку, схема якої наведена на рис. 2. При навантаженні зразків фіксували зусилля преса і хід

деформуючого пуансона. Зусилля преса фіксували за допомогою динамометра, а переміщення пуансона – за допомогою індикатора.

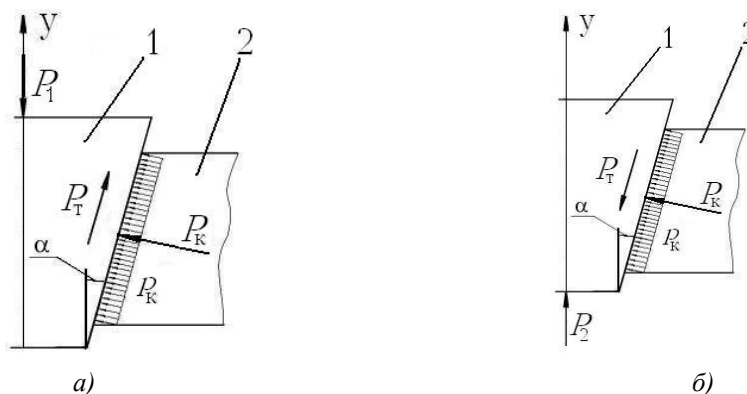


Рис. 3

Ступінь деформації кільця до руйнування δ_p розраховували за формулою (1). Контактний тиск p_k між поверхнями зразка та деформуючого пуансона обчислювали, виходячи з рівнянь рівноваги, використовуючи схему розрахунку, наведену на рис. 3:

$$\sum P_y = -P_1 + P_m \cdot \cos \alpha + P_k \cdot \sin \alpha = 0,$$

$$\sum P_y = P_2 - P_m \cdot \cos \alpha + P_k \cdot \sin \alpha = 0,$$

де $\sum P_y$ – сума проєкцій усіх сил на вертикальну вісь y ; P_1 – зусилля преса при запресовуванні пуансона; P_2 – зусилля преса, при якому тільки починається переміщення пуансона при випресовуванні. При цьому допустимо вважати, що P_k не змінюється за величиною з його значенням при його запресовуванні зусиллям P_1 ; P_m – сила тертя; P_k – сила, створена контактним тиском.

$$P_m = P_k \cdot f,$$

$$P_k = p_k \cdot S,$$

де f – коефіцієнт тертя; S – площа внутрішньої поверхні кільця; p_k – контактний тиск.

Таким чином,

$$f = \frac{P_1 + P_2}{P_1 - P_2} \cdot \operatorname{tg} \alpha,$$

$$p_k = \frac{P_1}{(f \cdot \cos \alpha + \sin \alpha) \cdot S}.$$

Металографічні дослідження зразків проводили на мікроскопі «Neophot-2». Структуру виявляли травленням у 4 % розчині HNO_3 у спирті. Злами зразків після руйнування досліджували на стереоскопічному мікроскопі МБС-10 і растровому електронному мікроскопі «CamScan-4DV». Рентгенографічні дослідження проводили в монохроматичному $\text{Cu K}\alpha$ – випромінюванні на дифрактометрі ДРОН-УМ1. Як монохроматор використовували монокристал графіту, встановленого на дифрагованому пучку. Дифрактограми знімали методом крокового сканування в інтервалі значень кутів 2θ від 38 до 122°. Крок сканування складав 0,05°, а час експозиції в кожній точці – 5–9 с.

Як видно з рис. 4, пластичність зразків після остаточної термічної обробки зі збільшенням ступеня їхньої ППД змінюється незначно до досягнення ступеня ППД рівного 12 % і різко зростає при ступені ППД рівного 16 %, після чого його величина знижується.

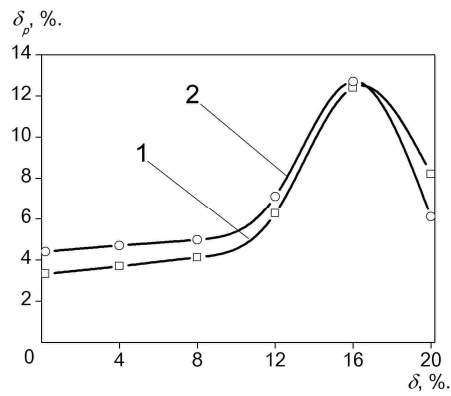


Рис. 4

Розглянемо вплив ППД на структуру зламу зразків.

На зразках, які не піддавалися ППД, спостерігається злам, характерний для відриву (рис. 5, а). Механізм руйнування зразків – в'язкий з елементами крихкого (рис. 5, б). На зламі присутні численні розшарування (рис. 5, в).

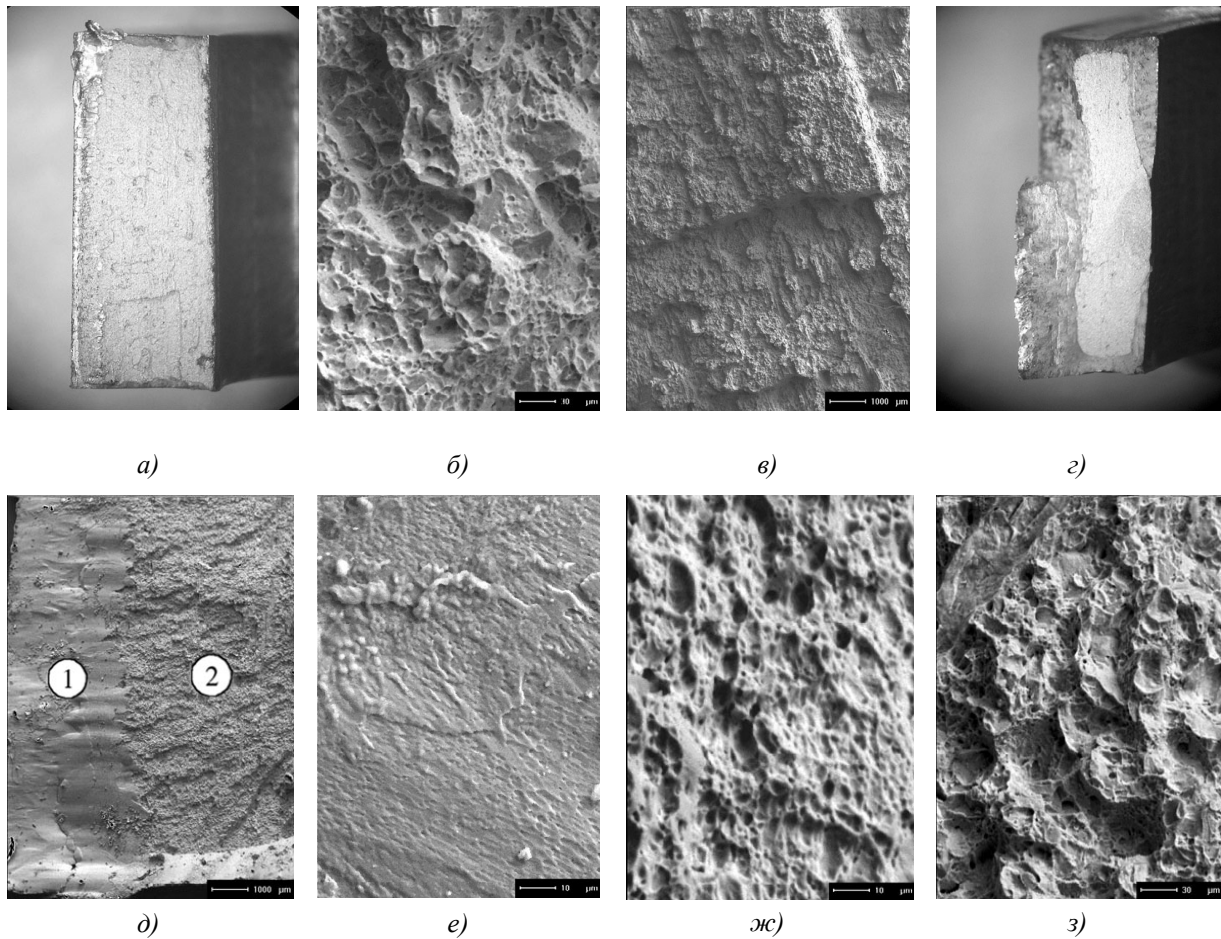


Рис. 5

Злам зразків, що пройшли ППД зі ступенем 16 %, характерний для руйнування, при якому крім відриву наявна значна частка пластичної деформації зсуву в зоні, яка прилягає до зовнішньої поверхні кільця (рис. 5, г). На зламі зразка можна виділити наступні дві зони (рис. 5, д) з різною структурою:

1. Зона пластичної деформації зсуву. Механізм руйнування цієї зони в'язкий з явно вираженою пластичною деформацією (рис. 5, е, ж).

2. Зона відриву, у якій спостерігається в'язке руйнування з незначними елементами крихкого й одиничних розшарувань (рис. 5, з).

Згідно з даними металографії, розмір пластин мартенситу в структурі зразків, що пройшли ППД зі ступенем 16 %, менше розміру пластин мартенситу зразків, які не піддавалися ППД. Відмінностей в

розмірах пластин мартенситу для зразків, що піддавалися і не піддавалися нормалізації перед деформацією (після однакового ступеня ППД), не виявлено.

Згідно з даними рентгенографічних досліджень, за фазовим складом всі зразки двофазні і містять мартенсит (близько 90 % за масою) і аустеніт (близько 10 % за масою). Після руйнування зразків вміст аустеніту в них не змінювався. Дифракційні лінії зразків, підданих ППД, ширші від ліній зразків, які не піддавалися ППД (табл.).

Таблиця

Величини напівширин K_{01} – складових дифракційних дублетів мартенситу зразків зі сталі 35ХГСА, град.

Стан зразка	Ступінь ППД, %	Індекси дифракційної лінії				
		110	200	211	220	310
До руйнування	Без ППД	0,484	0,728	0,988	1,314	1,805
	16	0,485	0,757	1,054	1,429	1,992
Після руйнування	Без ППД	0,447	0,668	0,916	1,235	1,720
	16	0,387	0,564	0,748	0,977	1,321

Якщо взяти зразок, що не піддавався ППД за еталон, то розрахунок розмірів областей когерентного розсіювання і величин мікроспотворень ґратки методом апроксимації функцією Гаусса показує, що розширення піків зразків, що піддавалися ППД, відбувається в основному за рахунок наявності в зразках мікроспотворень ґратки.

Слід відмітити, що лінії з великими індексами уширюються значніше, ніж з малими. Як відомо [5], на лініях з малими індексами більше позначаються розміри областей когерентного розсіювання, а на лініях з великими – мікроспотворень ґратки.

Для зруйнованих зразків характерне зменшення напівширин дифракційних піків нижче значень, що спостерігаються для зразків до руйнування (див. табл.). Відомо, що холодна пластична деформація викликає зниження ступеня тетрагональності мартенситу, що пов'язує із процесами розупорядкування атомів вуглецю в α -твердому розчині, з виділенням з мартенситу карбідних частин [6], а також з виходом частини атомів вуглецю з октаедричних пор кристалічної ґратки мартенситу в домішкові атмосфери дислокацій [7]. Таким чином, пластична деформація призводить до різкого зменшення ширини ліній мартенситу.

При цьому більше звуження ліній спостерігається в зразках, що пройшли ППД. Очевидно, попередня пластична деформація сприяє зниженню стабільності мартенситу. При пластичній деформації відбувається його інтенсивний розпад, що призводить до підвищення пластичності. Дислокації, що рухаються, захоплюючи атоми вуглецю, обумовлюють їхнє переміщення з октаедричних пор ОЦК ґратки у свої домішкові атмосфери. Сформовані в такий спосіб домішкові атмосфери забезпечують сильне закріплення дислокацій і, відповідно, високий рівень міцності загартованої сталі після ППД.

Графіки залежності ступеня деформації δ зразків до руйнування від контактного тиску p_k (для зразків, що не піддавалися ППД і пройшли ППД зі ступенем 16 %) показані на рис. 6. Наведені залежності мають подібний характер із кривими, які одержують при стандартних випробуваннях зразків при розтягуванні.

Як видно з наведених графіків, зразки, що пройшли ППД зі ступенем 16 %, завдяки високій пластичності, руйнуються при більш високих значеннях контактного тиску p_k , ніж зразки, що не піддавалися ППД (рис. 6, а).

Частина кривих, наведених на рис. 6, мають яскраво виражені площадки текучості (збільшення ступеня деформації без збільшення внутрішнього контактного тиску). Площадки текучості невеликі при деформації зразків, які перед ППД піддавалися нормалізації, і цілком відсутні при деформації зразків, які після ППД нагрівалися при температурі 200 °С упродовж 2 годин (рис. 6, б). Очевидно, нагрівання зразків після пластичної деформації сприяє створенню найменш рухливої (механічно) дислокаційної структури і визначає водночас найбільшу термічну стійкість створених наклепом структурних змін.

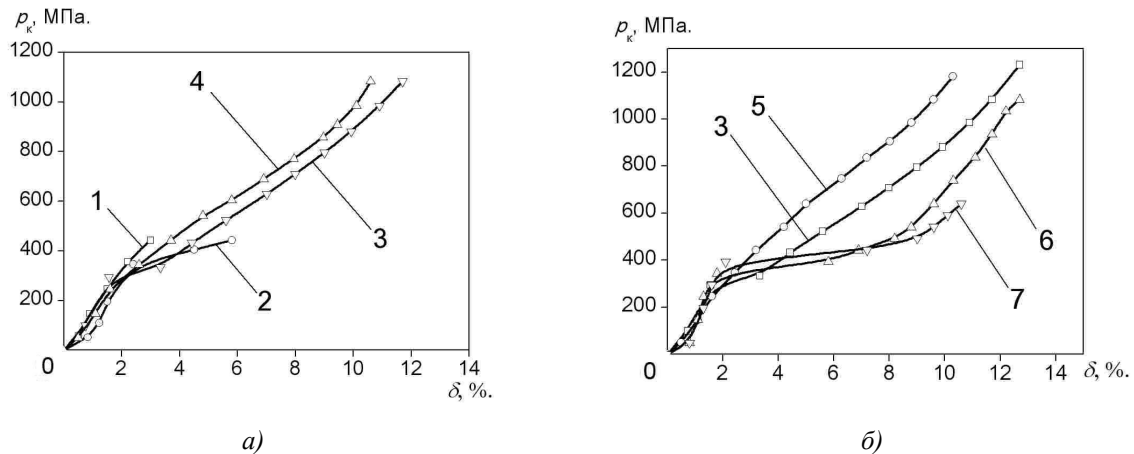


Рис. 6

Як відомо, високою термічною стійкістю відрізняється полігонізована структура [4]. У процесі полігонізації при нагріванні деформованого металу відбуваються перерозподіл дислокацій з поступовим формуванням субзерен шляхом утворення дислокаційних стінок. При кімнатній температурі дислокації в холоднотформованій сталі закріплюються недостатньо інтенсивно. При підвищенні температури нагрівання одержують розвиток процеси деформаційного старіння, дислокації закріплюються осідаючими на них домішковими атомами або їхніми сегрегаціями, знімаються напруги від холодного наклепу.

Слід зазначити, що найбільші площадки текучості спостерігалися при деформації зразків, які після ППД (перед кінцевою термічною обробкою) нагрівали при температурі 400 °С упродовж 2 годин з наступним охолодженням на повітрі, а також зразків, які після ППД нагрівали при температурі 860 °С упродовж 0,5 години з наступним охолодженням разом з піччю (рис. 6, б). Очевидно, у процесі нагрівання до вказаних температур в сталі вже відбуваються процеси знеміцнення, пов'язані із переповненням та анігіляцією дислокацій.

Висновки. Таким чином, на підставі проведених досліджень встановлено, що холодна радіальна пластична деформація кілець зі сталі 35ХГСА, проведена перед їх загартуванням та відпуском, підвищує міцність і пластичність матеріалу кілець.

Найбільш значне підвищення міцності і пластичності досягається при холодній пластичній деформації кілець зі ступенем близько 16 %, що призводить, зокрема, до значного подрібнення зерна в сталі після остаточної термічної обробки і до зниження стабільності мартенситу.

Нормалізація зразків, проведена до їх холодної пластичної деформації, не впливає на розмір зерна після остаточної термічної обробки.

Для зразків, нагрівання яких проводили при температурі 200 °С упродовж 2 годин після проведення ППД зі ступенем 16 %, характерна відсутність площадки текучості при руйнуванні. Очевидно, вказана термічна обробка зразків після проведення ППД сприяє створенню найменш рухливої дислокаційної структури і визначає водночас найбільшу термічну стійкість створених наклепом структурних змін.

Пластичність зразків, які після ППД зі ступенем 16 % нагрівали при температурі 400 °С упродовж 2 годин з наступним охолодженням на повітрі, а також зразків, які після пластичної деформації нагрівались при температурі 860 °С упродовж 0,5 години з наступним охолодженням разом з піччю, не знижувалася. В той же час при руйнуванні зразків мало місце утворення значних площадок текучості. Очевидно, в процесі нагрівання до вказаних температур має місце зменшення міцності сталі в результаті переповнення та анігіляції дислокацій.

ЛІТЕРАТУРА:

1. Синтетические сверхтвердые материалы: В 3 т. / Под ред. Н.В. Новикова. – Киев: Наукова думка, 1986. – Т. 1: Синтез сверхтвердых материалов. – 280 с.
2. Герасимович А.В. Влияние толщины заусенца на характеристики сжатия и прочности камер высокого давления // Синтетические алмазы. – 1975. – Вып. 1. – С. 10–14.
3. Боримский А.И., Чипенко Т.Ю., Труневич Л.В. Исследование стальных аппаратов высокого давления для синтеза сверхтвердых материалов // Влияние высокого давления на структуру и свойства материалов: Сб. науч. тр. – Киев: Ин-т сверхтвердых материалов АН УССР, 1983. – С. 125–128.
4. Волков К.В., Капустин А.И., Спусканюк В.З., Черный Ю.Ф. Упрочнение материалов методами гидропрессования. – Киев: Наукова думка, 1991. – 593 с.

5. Делеви В.Г., Сагарда А.А., Созин Ю.И., Ткаченко Р.К. Исследование структурных изменений железа армо при его шлифовании // Синтетические алмазы. – 1970. – Вып. 2. – С. 43–46.
6. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 237 с.
7. Wilson D.V. Effects of plastic deformation on carbide precipitation in steel // Acta Met. – 1957. – Vol. 5. – № 6. – P. 293–302.

БАЛАБАНОВ Павло Анатолійович – інженер I категорії Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАНУ.

Наукові інтереси:

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

Тел.: (044) 468-89-87.

E-mail: lab7@ism.kiev.ua

БОРИМСЬКИЙ Олександр Іванович – кандидат технічних наук, старший науковий співробітник, завідувач лабораторії Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАНУ.

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

РОЗЕНБЕРГ Олег Олександрович – доктор технічних наук, професор, завідувач відділу Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАНУ.

Наукові інтереси:

– обробка матеріалів різанням та деформуванням.

Тел.: (044) 468-86-26.

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

Наукові інтереси:

– металографічні, рентгенографічні і електронно-мікроскопічні дослідження матеріалів.

Тел.: (044) 468-89-87.

E-mail: lab7@ism.kiev.ua

ВАЩЕНКО Олександр Миколайович – провідний інженер Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАНУ.

Наукові інтереси:

– мікрорентгеноспектральні і растрово-електронні дослідження матеріалів.

Тел.: 468-86-31.

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

Наукові інтереси:

– металографічні дослідження структури сталей і сплавів.

Тел.: (044) 468-89-87.

E-mail: lab7@ism.kiev.ua

Подано: 15.11.2005

Балабанов П.А., Боримський О.І., Розенберг О.О., Делеві В.Г., Ващенко О.М., Чіпенко Т.Ю. Вплив холодної радіальної пластичної деформації на структуру та механічні властивості скріплюючих кілець апаратів високого тиску, виготовлених зі сталі 35ХГСА

Балабанов П.А., Боримский А.И., Розенберг О.А., Делеви В.Г., Ващенко А.Н., Чипенко Т.Ю. Влияние холодной радиальной пластической деформации на структуру и механические свойства скрепляющих колец аппаратов высокого давления, изготовленных из стали 35ХГСА

Balabanov P.A., Borimsky A.I., Rozenberg O.A., Delevi V.G., Vashchenko A.N., Chipenko T.Yu. The influence of cold radial plastic deformation on the structure and mechanical properties of the reinforcing rings of high pressure, high temperature apparatus made of 35ХГСА steel

УДК 62-987: 621.7.011

Вплив холодної радіальної пластичної деформації на структуру та механічні властивості скріплюючих кілець апаратів високого тиску, виготовлених зі сталі 35ХГСА / П.А. Балабанов, О.І. Боримський, О.О. Розенберг, В.Г. Делеві, О.М. Ващенко, Т.Ю. Чіпенко

Досліджено вплив холодної радіальної пластичної деформації, яку виконували перед проведенням загартування і відпуску скріплюючих кілець апаратів високого тиску, виготовлених зі сталі 35ХГСА, на їх структуру і механічні властивості. Встановлено, що холодна радіальна пластична деформація значно підвищує міцність і пластичність скріплюючих кілець. Найбільше підвищення міцності і пластичності кілець досягалося при ступені холодної радіальної пластичної деформації кілець близько 16 %.

УДК 62-987: 621.7.011

Влияние холодной радиальной пластической деформации на структуру и механические свойства скрепляющих колец аппаратов высокого давления, изготовленных из стали 35ХГСА / П.А. Балабанов, А.И. Боримский, О.А. Розенберг, В.Г. Делеви, А.Н. Ващенко, Т.Ю. Чипенко

Исследовано влияние холодной радиальной пластической деформации, которую выполняли перед проведением закалки и отпуска скрепляющих колец аппаратов высокого давления, изготовленных из стали 35ХГСА, на их структуру и механические свойства. Установлено, что холодная радиальная пластическая деформация значительно повышает прочность и пластичность скрепляющих колец. Наибольшее повышение прочности и пластичности колец достигалось при степени холодной радиальной пластической деформации колец около 16 %.

УДК 62-987: 621.7.011

The influence of cold radial plastic deformation on the structure and mechanical properties of the reinforcing rings of high pressure, high temperature apparatus made of 35ХГСА steel / P.A. Balabanov, A.I. Borimsky, O.A. Rozenberg, V.G. Delevi, A.N. Vashchenko, T.Yu. Chipenko

The influence of cold radial plastic deformation which was carried out before hardening and tempering of the reinforcing rings made of 35ХГСА steel for high pressure, high temperature apparatus on the structure and mechanical properties of the rings has been investigated. It has been established that cold radial plastic deformation significantly increases durability and plasticity of the reinforcing rings. The greatest increase of durability and plasticity of the rings was achieved at the degree of cold radial plastic deformation of the rings about 16%.