

## *Вплив передрекристалізаційної термічної обробки на фізико-механічні властивості напилених покриттів та деформованих металів і сплавів*

О. М. Дубовий, доктор технічних наук  
Н. Ю. Лебедєва, кандидат технічних наук  
Т. А. Янковець

Національний університет кораблебудування ім. адмірала С. М. Макарова,  
Миколаїв

*Встановлена можливість підвищення фізико-механічних властивостей деформованих металів і сплавів передрекристалізаційним відпалом. Вибрано оптимальні режими термічної обробки напилених покриттів та холоднодеформованих матеріалів, що забезпечують підвищення твердості на 20 – 70 % та зниження теплопровідності на 30 – 50 %.*

Сучасні підходи до проблеми підвищення фізико-механічних властивостей металів і сплавів полягають, переважно, у наданні матеріалам наноструктурного стану [1 – 3]. Консолідовані наноматеріали не набули поки що широкого застосування через високу вартість, складність технології отримання тощо. Більш доступними є матеріали і покриття з наноструктурними елементами. Існуючі способи отримання покриттів з наноструктурними елементами [4 – 11] пов'язані зі спеціальною трудомісткою підготовкою порошків, потребують модернізації обладнання чи створення нових пристроїв.

Відомо, що при напилюванні покриттів відбувається інтенсивна пластична деформація частинок внаслідок високої швидкості співудару з підкладкою (в реальних процесах напилювання до 300 м/с) [12]. При цьому величина деформації може складати 90 – 95 %, а швидкість охолодження деформованої частинки досягає  $10^8$  °C/с [8], що запобігає протіканню динамічної рекристалізації в матеріалі покриття. Короткочасна витримка зразків з напиленими покриттями при температурі рекристалізації і наступне прискорене охолодження на повітрі забезпечує підвищення твердості покриттів завдяки фіксуванню передрекристалізаційного стану матеріалу покриття.

Метою даної роботи є визначення можливостей підвищення фізико-механічних властивостей напилених покриттів та пластичнодеформованих металів і сплавів шляхом формування субмікроскопічних (нанокристалічних) елементів структури в процесі термічної обробки.

Дослідження впливу часу витримки зразків з плазовими покриттями із ПНК-2К10 при температурі початку первинної рекристалізації 480 °C і при 420 °C (рис. 1 а) показало, що твердість спочатку підвищується, досягає максимальних значень і далі знижується. Після напилення покриттів на установці «Київ-7» (повітря) твердість зразків складала 2,05 ГПа (дослід 1), а на установці УПУ-ЗД (аргон) – 1,4 ГПа

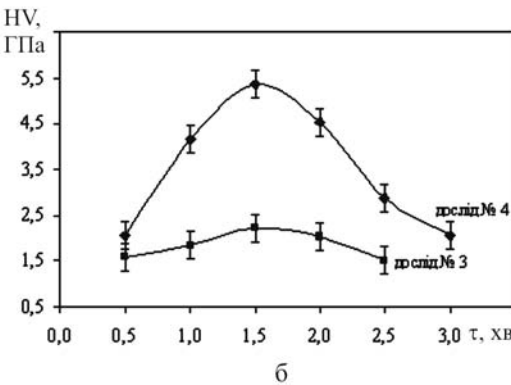
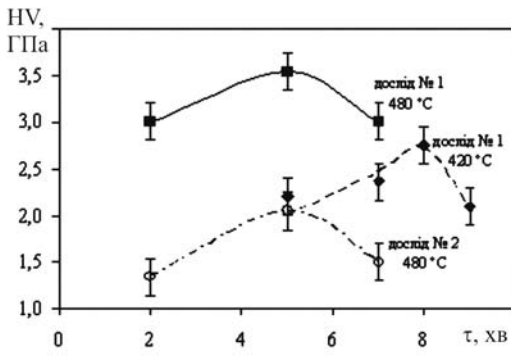


Рис. 1. Залежність твердості покриття ПНК-2К10 (а) та ПХ18Н15 (880 °С) (б) від температури та часу витримки при термічній обробці.

твердості на 40 % після термічної обробки при температурі 500 °С протягом 1,5 хвилини (рис. 2 а).

Дослідження мікроструктури плазмових покриттів із ПНК-2К10 при збільшенні x500 (мікроскоп МИМ-7) і при збільшенні x3000 (електронний мікроскоп РЭММА-102-02) показали, що змін в мікроструктурі покриттів до і після термічної обробки не спостерігається. Це свідчить про те, що зміцнюючий ефект забезпечують структурні елементи розміром менше 0,67 мкм. Рентгенофазовий аналіз цих покриттів встановив наявність кристалічних фаз не менше 99 %, на підставі чого можна виключити процес кристалізації з аморфної фази.

Дослідженнями встановлено, що ефект підвищення твердості проявляється і при термічній обробці за обраною схемою холоднореформованих металів та сплавів.

(дослід 2). Режими напилювання у досліді 1 забезпечували більш високу швидкість частинок порошку, що відповідає більшій деформації при формуванні покриття. Максимальні показники твердості після термічної обробки на 30 – 70 % вище порівняно з напиленим станом.

Аналогічна залежність твердості від часу витримки при температурі первинної рекристалізації (880 °С) спостерігається при термічній обробці зразків з плазмовими покриттями (досліди 3 і 4) із ПХ18Н15 (рис. 1 б). Режим напилювання у досліді 3 забезпечував меншу деформацію частинок порошку, ніж у досліді 4. Встановлено, що максимальне значення твердості для обох варіантів досягається після витримки 1,5 хвилини і складають відповідно 1,58 ГПа і 3,63 ГПа.

Для електродугових покриттів із Св08Г2С встановлено підвищення

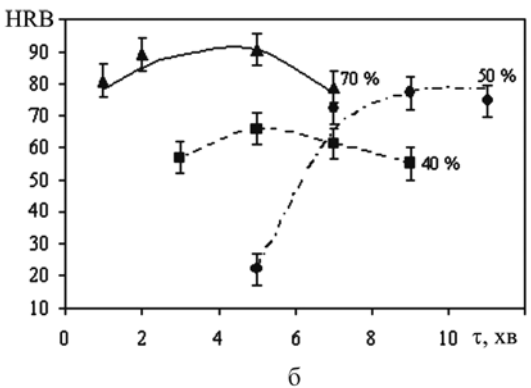
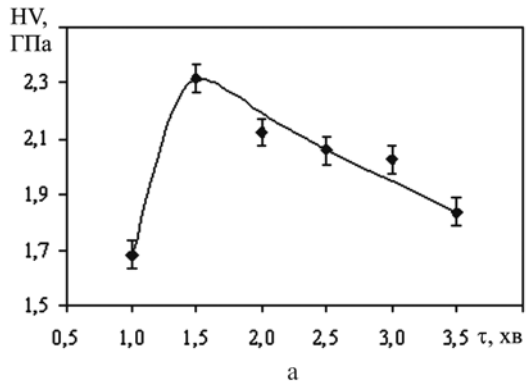


Рис. 2. Залежність твердості від часу витримки при температурі 480 °С. а – електродугове покриття Св08Г2С (500 С), б – електролітичний нікель; цифри біля кривих – величини деформації 40, 50, 70 %.

## Термічна і хіміко-термічна обробка

Залежність твердості від часу витримки при температурі рекристалізації для холоднореформованих електролітичного нікелю, технічного заліза, сталей У8 і 30ХГСА, бронзи БрАмц 9-2 представлено на рис. 2 б та рис. 3.

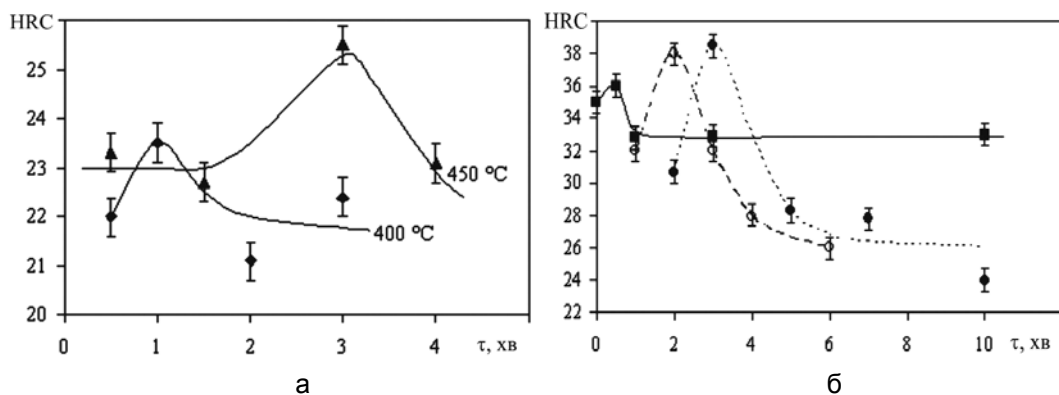


Рис. 3. Залежність твердості холоднореформованого технічного заліза (72 %) (а), сталей У8, 30ХГСА та бронзи БрАмц 9-2 (б) від часу витримки при температурі первинної рекристалізації. ■ – сталь У8 (деформація 75 %, 500 °С), ○ – сталь 30ХГСА (деформація 73 %, 550 °С), ● – бронза БрАмц 9-2 (деформація 80 %, 400 °С).

За даними [13] твердість нікелю з розміром кристалітів приблизно 100 нм та 10 нм – 3,0 і 6,5 ГПа відповідно, а твердість крупнокристалічного нікелю – 1,4 ГПа. За цими даними визначено розмірний ефект, який дорівнює 114 % для кристалітів розміром ~100 нм і 293 % для ~10 нм. Розрахунки за експериментальними даними (рис. 2 б) показали, що максимальний ефект підвищення твердості електролітичного нікелю спостерігається після деформації на 70 % і становить 275 %. Це свідчить про те, що розмір структурних елементів (кристалітів, зерен) після передрекристалізаційного відпалу ймовірно знаходиться у межах 10 – 100 нм.

Вплив тривалості термічної обробки на субструктуру електролітичного нікелю і напилених покриттів оцінювали за розміром областей когерентного розсіювання (ОКР) рентгенівських променів. Встановлено, що розмір ОКР після передрекристалізаційного відпалу, який забезпечує максимальну твердість, у 1,5 – 2,3 рази менший, ніж у пластичнодеформованому стані. При збільшенні тривалості відпалу до 35 хвилин розмір ОКР збільшується у порівнянні з пластичнодеформованим станом.

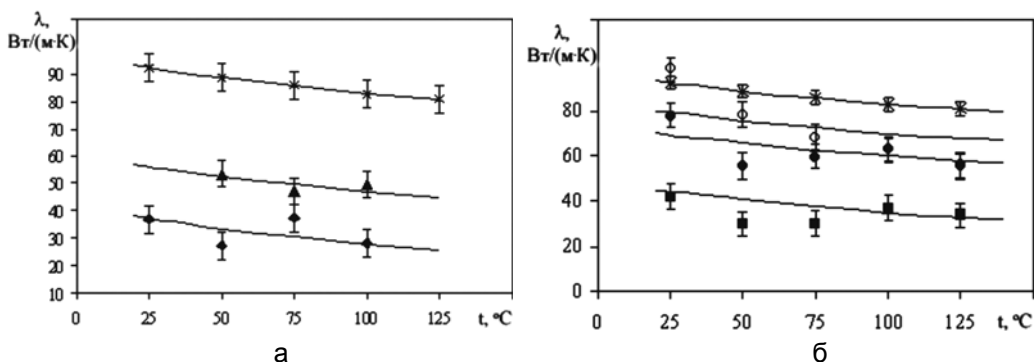


Рис. 4. Залежність коефіцієнта теплопровідності деформованого (70 %) консолідованого нікелю (а) та плазмового покриття із ПНК-2К10 (б) від температури випробувань. ✕ – консолідований нікель без термічної обробки, ▲ – деформований консолідований нікель після відпалу, ◆ – деформований консолідований нікель після термічної обробки (480 °С, 5 хв), ○ – покриття без термічної обробки, ■ – покриття після термічної обробки (480 °С, 5 хв), ● – покриття після витримки 35 хв при 480 °С.

Дослідження впливу передрекристалізаційного відпалу, який забезпечує максимальні значення твердості, на теплопровідність консолідованого нікелю та плазмового покриття з ПНК-2К10 (рис. 4) показали, що коефіцієнт теплопровідності зменшується в середньому на 30 – 50 %.

Виявлено середнє зменшення коефіцієнту теплопровідності електродугових покриттів із ЕП533-ІД, 12Х18Н9Т відповідно на 48 і 40 %, причому, збільшення величини деформації викликає більший ефект зниження теплопровідності.

**Висновки** Встановлена можливість підвищення твердості та зниження теплопровідності у напилених покриттях і холоднодеформованих металах та сплавах формуванням субмікроструктурних (наноструктурних) елементів в процесі передрекристалізаційної полігонізації.

## Література

1. Скороход В.В., Уварова І.В., Рагуля А.В. Фізико-хімічна кінетика в наноструктурних системах. – Київ: Академперіодика, 2001. – 180 с.
2. Лякишев Н.П. Нанокристаллические структуры – новое направление развития наноструктурных материалов. – 2003. – 73, № 5. – С. 422 – 428.
3. Андриевский Р.А. Современные проблемы наноструктурного материаловедения // Наноструктурное материаловедение. – 2005. – № 1. – С. 5 – 13.
4. Калита В.И. Физика, химия и механика формирования покрытий, упрочненных наноразмерными фазами // ФХОМ. – 2005. – № 4. – С. 46 – 57.
5. Калита В.И. Плазменное покрытие с наноразмерным карбонитридом титана // ФХОМ. – 2007. – № 2. – С. 37– 45.
6. Zhabg Hui, He Yi-zhu. Anhui gongye daxue xuebao. Zizan gexue ban. // J. Anhui. Univ. Technol. Natur. Sci. – 2006. – 23, № 1. – P. 21 – 25.
7. Ковнеристый Ю.К. Объемно-аморфизирующиеся металлические сплавы и наноструктурные материалы на их основе. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 7. – С. 14 – 16.
8. Калита В.И. Формирование наноразмерных упрочняющих фаз в плазменных покрытиях из сталей, чугунов и сплавов на основе железа. // ФХОМ. – 2006. – № 5. – С. 29 – 40.
9. Куракова Н.В. Формирование плазменных покрытий с нано и аморфной структурой. // ФХОМ. – 2007. – № 4. – С. 36 – 39.
10. Алехин В.П. Новая нанотехнология поверхностной упрочняющей обработки инструментальных сталей. // Материалы 4<sup>го</sup> Российско-Японского семинара “Перспективы технологии и оборудования для материаловедения микро- и нанoeлектроники”, Астрахань, 22 – 23 мая, 2006. – МГНУ, 2006. – С. 104 – 110.
11. Воронов А.В. // Физическая мезомеханика. – 2005. – № 8 (спец. выпуск). – С. 113 – 116.
12. Петров С.В., Карп И.Н. Пламенное воздушное напыление. – Киев: Наук. думка, 1993. – 496 с.
13. Рагуля А.В., Скороход В.В. Консолидированные наноструктурные материалы. – Киев: Наук. думка, 2007. – 376 с.

Одержано 06.05.10

**А. Н. Дубовой, Н. Ю. Лебедева, Т. А. Янковец**  
**Влияние предрекристаллизационной термической обработки**  
**на физико-механические свойства напыленных покрытий и деформированных**  
**металлов и сплавов**  
**Резюме**

Установлена возможность повышения физико-механических свойств деформированных металлов и сплавов передрекристаллизационным отжигом. Выбраны оптимальные режимы

термической обработки напыленных покрытий и холоднодеформированных материалов, которые обеспечивают повышение твердости на 20 – 70 % и снижение теплопроводности на 30 – 50 %.

A. N. Dubovoy, N. Yu. Lebedeva, T. A. Yankovets

### The influence of the prerecrystallization treatment on physicomechanical properties of the plastically deformed metals and alloys and the spray coatings

#### Summary

The possibility to increase in physicomechanical properties of deformed metals and alloys by the prerecrystallization treatment is established. Optimal modes of heat treatment of spray coatings and cold-deformed metals and the alloys are chosen. After such heat treatment the hardness increase by 20 – 70 % and the heat conductivity decrease by 30 – 50 %.

УДК 669.295/.296'26: 620.193.2

## Окислення сплавів титану та цирконію з малим вмістом хрому під час нагріву на повітрі

М. П. Бродніковський, кандидат фізико-математичних наук

Н. Ю. Порядченко, кандидат технічних наук

Н. Д. Хмелюк

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ

*Розглянуто поведінку сплавів титану та цирконію з вмістом хрому до 7,5 ат. % при нагріві на повітрі до 1000 °С зі швидкістю 5 °С/хв. Показано, що вплив хрому проявляється неоднаково в сплавах титану та цирконію вже від початку нагріву, що пов'язано з різними механізмами формування оксидної плівки. В обох випадках при малих домішках хрому не покращуються захисні властивості плівки. Встановлено, що під час нагріву швидкість окислення сплавів титану та цирконію із малим вмістом хрому не зазнає впливу  $\alpha \rightarrow \beta$  перетворення.*

Завдяки ряду механічних і фізико-хімічних властивостей, титан, цирконій та сплави на їх основі становлять важливі промислові матеріали і тому зацікавленість ними продовжує зростати. Невисока стійкість цих металів при підвищених температурах в агресивному середовищі [1] залишається в колі уваги дослідників.

У механізмі окислення титану і цирконію є багато спільного. У обох випадках при окисленні відбувається розчинення кисню в метали і одночасне утворення окалини на поверхні металу. Обидва ці процеси підкоряються параболічній залежності. Вважається [1, 2], що при високих температурах важливішим є процес розчинення