

these materials at temperatures of 200–1000 °C can be achieved molten lithium lift height of 0.8 to 620 m.

Key words: pore liquid lithium, tungsten particles, sintered porous-capillary system.

Литература

1. Смирнов В.П. Термоядерная энергетика – крупнейший международный инновационный проект / В.П. Смирнов // Рос. Хим. журн. – 2008. – С. 79–94.
2. Люблинский И.Е. Литий в энергетическом термоядерном реакторе / И.Е. Люблинский / Вопросы атомной науки и техники. Сер. Термоядерный синтез. – 2006. – Вып. 3. – С. 3–26.
3. Даценко О.А. Перспективы использования вольфрама в термоядерных установках / О.А. Даценко, А.И. Кондрик // Сер. фізична: Ядра, частинки, поля. – Вип. 2. – Т. 46. – Вісн. Харків. Уні-ту. – № 899. – 2010. – С. 4–13.
4. Белов С.В. Пористые материалы в машиностроении / С.В. Белов– 2-е изд, перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1981. – 247 с.
5. Особенности восстановления вольфрама из его оксида WO₃ в закрытом реакторе / В.П. Бондаренко, И.В. Андреев, И.В. Савчук и др. // Сверхтвердые матер. – 2005. – № 2. – С. 35–44.
6. Бондаренко В.П. Кинетический анализ реакций восстановления WO₃ водородом в закрытом реакторе / В.П. Бондаренко, И.В. Андреев // Сверхтвердые матер. – 2006. – № 2. – С. 43–51.
7. Recent researches on the metal-ceramic composites based on the decamicron-grained WC / V.P. Bondarenko, I.V. Andreyev, I.V. Savchuk et all. // Int. J. of Refractory Metal. and Hard Mater. – 2013. – V. 39. – P. 18–31.
8. Активированное спекание вольфрама / С.В. Матренин, А.П. Ильин, А.И. Слосман, Л.О. Толбанова // Изв. Томск. ун-та. – 2008. – Т. 313. – № 3. – С. 83–87.
9. Алчагиров А.Б., Хоконов Х.Б. Смачиваемость поверхностей твердых тел расплавами щелочных металлов и сплавами с их участием. / А.Б. Алчагиров, Х.Б. Хоконов // Эксперимент. – 1994. – Т. 32. – Вып. 5. – С. 756–783.
10. Косторнов А.Г. О влиянии формы пор: Материаловедение дисперсных и пористых материалов и сплавов: в 2 т. / А.Г. Косторнов // Т. 2 – К.: Наук. думка. – 2003. – 550 с.

Поступила 20.05. 15

УДК 669.017.112:669.27

І. В. Андреев, канд. техн. наук, **В. П. Бондаренко**, член-кор. НАН України, **В. В. Мельниченко**,
Я. В. Мельниченко, **С. Ф. Студенець**, **С. Є. Шейкін**, д-р. техн. наук

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, м. Київ

ВПЛИВ ВМІСТУ ЗВ'ЯЗУЮЧОЇ ФАЗИ НА ДЕЯКІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ ТИПУ W–Ni–Fe

Досліджено вплив вмісту зв'язуючої фази у вольфрамовому важкому сплаві на формування його фізико-механічних властивостей. Показано, що зміна вмісту сполучної фази на 1 % (по масі) істотно впливає на властивості важкого сплаву, що може мати значення при наступному процесі деформаційного зміцнення матеріалу.

Ключові слова: вольфрамовий важкий сплав типу ВНЗ (системи W–Ni–Fe), фізико-механічні властивості, спікання, відпал, холодне пластичне деформування, деформаційне зміцнення.

Сучасні дослідження природи міцності і пластичності композитів на основі вольфраму вказують на те, що на них можуть впливати багато факторів: вміст, розмір, склад і форма частинок тугоплавкої складової та зв'язки, температура, витримка, швидкість нагрівання і охолодження при спіканні та відпалі заготовок, наявність і величина зовнішніх сил [1–3].

В останній час все більш зростає необхідність отримання з таких композитів великогабаритних виробів з високою пластичністю. Це вимагає використання в композитах високого

вмісту зв'язуючої фази. Але при цьому зростає здатність виробів до підвищеної формозміни при спіканні навіть при дії тільки гравітаційних сил [3, 4].

Як наслідок, є вірогідність того, що спечений виріб може мати неоднорідні структуру та фізико-механічні властивості, а його геометрична форма після спікання потребує додаткової механічної обробки.

На сьогоднішній день вплив вказаних факторів на структуру і властивості конкретних композитів вивчено недостатньо. Це не дозволяє науково обґрунтувати технологію виробництва таких заготовок з названих композитів.

В даній роботі представлено результати досліджень, спрямованих на встановлення деяких закономірностей формування фізико-механічних властивостей важких сплавів типу ВНЗ (системи W-Ni-Fe) з високим вмістом зв'язки (10–11 % по масі).

Для досліджень взято сплав на основі вольфраму (ВНЗ) з вмістом вольфраму 89 та 90 % (по масі) та 11 та 10 % (по масі) зв'язки відповідно на основі нікелю та заліза. Співвідношення Ni та Fe складало як 7/3. Сплав із наведеним вище хімічним складом, є одним із найбільш застосовуваним у сучасній техніці.

Підготовку вихідних порошків до формування (грануляцію та пресування) здійснювали за загальноприйнятою в порошковій металургії методикою. Формування дослідних зразків здійснювали за допомогою гідравлічного преса із тиском пресування 70 МПа. Пористість спресованих зразків складала 45-55 %. Габаритні розміри зразків після пресування склали: діаметр – 50 мм, довжина – 100 мм.

Спікання зразків вольфрамових важких сплавів здійснювали у печі в середовищі водню, при температурі, вищій на 40 °С від температури появи рідкої фази. Вакуумний відпал спечених зразків здійснювали у вакуумі при залишковому тиску 3,0 Па, температурі 850 °С та витримці при температурі відпалу 50 год. Після процедури вакуумного відпалу на зразках визначали густину та виготовляли зразки для випробувань на розтяг.

Діаметр робочої частини зразка для визначення границі міцності під час розтягу та відносного подовження складав 3 мм. Швидкість навантаження зразків на випробувальній машині складала 0,6 мм/хв.

Твердість на одержаних зразках визначали за допомогою твердоміра ХПО 250. Вимірювання проводилось від зовнішньої поверхні до центру перерізу зразка.

Результати визначення деяких фізико-механічних властивостей вольфрамових важких сплавів наведено у табл. 1.

Таблиця 1. Результати визначення фізико-механічних властивостей спечених вольфрамових важких сплавів

Вміст вольфраму, %	Густина, г/см ³	Границя міцності при розтягу R_m , МПа	Відносне подовження ϵ , %	Відносне звуження ψ , %
90	16,95	950,0	22,0	17,2
89	17,20	920,0	26,7	26,1

Для дослідження мікроструктури сплаву були вирізані зразки зі зовнішньої та внутрішньої частини спеченого стержня та зроблені шліфи. Зображення мікроструктури сплаву показано на рис. 1. Характерно, що після відпалу мікроструктура зразків практично не змінюється.

З зображень представлених на рис. 1 видно, що структура зразка біля зовнішньої поверхні і в глибині практично не відрізняється. Порівняльний аналіз показав, що сплави ВНЗ виробництва ІНМ НАН України мають мікроструктуру аналогічну зарубіжним аналогам [6–11].

На рис. 2, а, показано розподіл твердості по перерізу циліндричного зразка ВНЗ Ø40 мм з вмістом вольфраму 89% після спікання. Виміри твердості проводили при навантаженні 0,294 кН. Коливання твердості по перерізу пояснюються тим, що розмір відбитків індентування співрозмірний зі складовими структурами зразка.

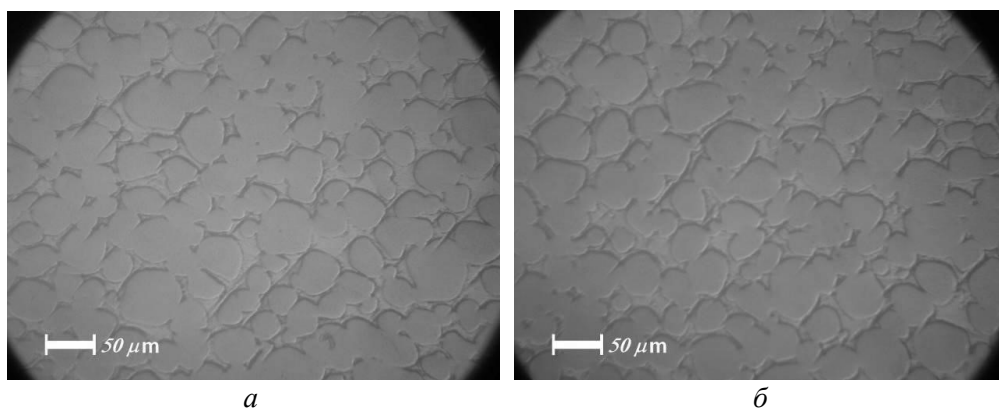


Рис. 1. Зображення мікроструктури сплаву із вмістом зв'язки 11 % (по масі): а – зовнішня частина перерізу; б – центр перерізу

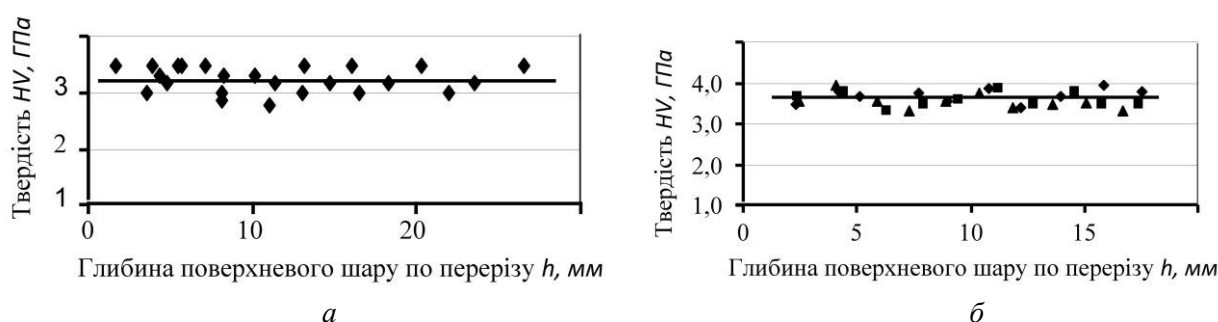


Рис. 2. Розподіл мікротвердості по перерізу зразка ВНЗ Ø32 мм та вмістом вольфраму 89%: а – після спікання; б – після спікання та відпалу

Очевидно, що отриманий масив даних можна апроксимувати прямою лінією, паралельною вісі абсцис. При цьому середнє значення твердості складає 3,2 ГПа.

На рис. 2, б, наведено розподіл мікротвердості по перерізу зразка ВНЗ Ø40 мм та вмістом вольфраму 89% після спікання та відпалу. З наведеної залежності можна зробити висновок, що твердість зразка після відпалу також розподілена практично рівномірно (середнє значення становить 3,6 ГПа) і, у порівнянні із значеннями твердості після спікання, збільшилась в середньому на 13%.

Як видно з даних наведених в табл. 1, сплави типу ВНЗ після спікання та відпалу мають високий рівень пластичності. Але в ряді випадків для успішного використання даних сплавів за умови їхньої відповідності іншим вимогам, необхідно знизити рівень їхньої пластичності. Одним із ефективних шляхів досягнення таких вимог є холодне пластичне деформування (ХПД). Відомо, що під впливом ХПД відбуваються суттєві зміни механічних властивостей металів та сплавів. Зазвичай відбувається підвищення твердості, границі текучості, зменшення пластичності.

Для зменшення пластичності й підвищення механічних властивостей циліндричних заготовок сплавів типу ВНЗ можуть бути використані декілька схем деформування. А саме, радіальне кування, гідропресування, гвинтова екструзія, редукування та ін. Кожна з перелічених схем має як свої переваги так і недоліки, але на даний час питання їх застосування вивчено недостатньо.

Реалізація цих схем потребує дорогого, енергоємного обладнання та складного інструменту, а деякі з цих схем потребують нагрівання заготовки в процесі обробки.

Можливості редукування для обробки сплавів типу ВНЗ не вивчені зовсім.

На рис. 3 наведено розподіл твердості по перерізу зразка сплаву, виготовленого на Світловодському комбінаті твердих сплавів, з 89% W після спікання, відпалу та радіального кування.

Схема замірів мікротвердості, що проводились у трьох напрямках під кутом 120° представлена на рис. 4.



Рис. 3. Розподіл мікротвердості по перерізу зразка ВНЗ Ø32 мм вмістом вольфраму 89% після спікання, відпалу та радіального кування:
◆ ряд I, ■ ряд II, ▲ ряд III

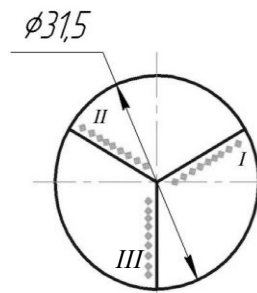


Рис. 4. Схема вимірювання твердості по перерізу зразка сплаву ВНЗ після спікання, відпалу та радіального кування

З приведених даних видно, що твердість після радіального кування суттєво збільшилась і, при цьому, також розподіляється практично рівномірно. Середнє значення твердості становить 5,6 ГПа, тобто її приріст складає близько 55% в порівнянні з твердістю зразка після спікання та відпалу.

Розподіл твердості по перерізу зразка сплаву ВНЗ з 90% W, обробленого гвинтовою екструзією в Донецькому фізико-технічному інституті, наведено на рис. 5. Середнє значення



Рис. 5. Розподіл мікротвердості по перерізу зразка ВНЗ Ø32 мм вмістом вольфраму 90% після спікання, відпалу та гвинтової екструзії:
◆ ряд I, ■ ряд II, ▲ ряд III

твердості складає 5,3 ГПа (приріст 47% в порівнянні з твердістю зразка після відпалу), при цьому спостерігається невелика тенденція зниження твердості від поверхні зразка до його серцевини.

Таким чином, використані методи ХПД (радіальне кування і гвинтова екструзія) можуть забезпечити підвищення твердості сплаву ВНЗ на 55 і 47% відповідно. Така різниця в зміцненні пов'язана не з методом зміцнення, а з вмістом вольфраму в сплаві. В зразках виготовлених на Світловодському комбінаті твердих сплавів вміст вольфраму в сплаві 89%. Цей сплав більш схильний до зміцнення.

В роботі [5] вказується, що в процесах роздачі і обтиснення вісесиметричних деталей ХПД максимально можлива твердість обробленого матеріалу дорівнює твердості в шийці розірваного зразка при випробуваннях на розтяг. Тому для визначення максимально можливого деформаційного зміцнення сплаву ВНЗ було проведено вимірювання твердості в шийці розірваних зразків. Для цього виготовляли шліф по перерізу шийки розірваного зразка до моменту утворення площадки, достатньої для вимірювання

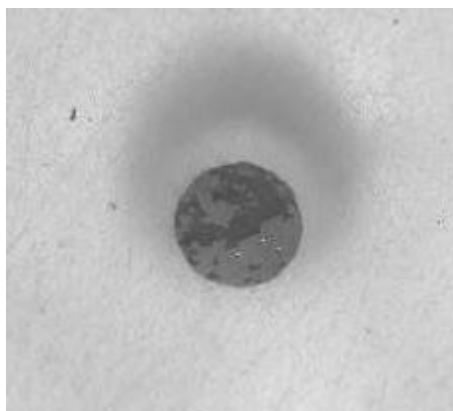


Рис. 6. Шліф перерізу шийки розірваного зразка для визначення максимальної твердості

твердості (рис. 6). Твердість вимірювали при навантаженні 0,049 кН.

Таблица 2. Твердость зразків ВНЗ після спікання та відпалу в основному матеріалі та в шийці розриву при розтягуванні

Вміст W у сплаві, % (по масі)	Твердість HV, ГПа			
	після відпалу у вакуумі	після радіального кування	після гвинтової екструзії	у шийці зразка
89	3,67	5,60	–	5,50
90	3,69	–	5,30	5,40

З даних, наведених в таблиці можна зробити висновок, що попередня твердість зразків з різним вмістом вольфраму практично однакова (HV 3,70 ГПа). Однак, після випробування на розрив середня твердість в шийці розриву для зразків з вмістом вольфраму 90% становила HV 5,40 ГПа (зміцнення на 46%), а для зразків з вмістом вольфраму 89% становила HV 5,50 ГПа (зміцнення на 48%).

Можна констатувати, що важкий вольфрамовий сплав з вмістом вольфраму 89% в порівнянні зі сплавом з вмістом вольфраму 90% є більш придатним до деформаційного зміцнення. Цей сплав завдяки своїй здатності до зміцнення являється більш перспективним до подальшого використання у виробках зі спеціальними вимогами.

Аналіз даних, які містяться в літературі з питань використання зарубіжних спечених та відпалених зразків для подальшого деформаційного зміцнення показує, що характеристики міцності та здатності до деформування виготовлених в ІНМ НАН України зразків не нижче зарубіжних аналогів [6-11]. Крім того, в ІНМ накопичений великий досвід по використанню таких методів холодного пластичного деформування, як редукування та об'ємне стиснення для зміцнення сплавів та сталей. Але до теперішнього часу ці методи не застосовувалися для отримання необхідних фізико-механічних характеристик на сплавах типу ВНЗ. Таким чином, в ІНМ існують всі передумови для здійснення повного технологічного циклу створення виробів зі спеціальними вимогами з вольфрамових сплавів типу ВНЗ. Проте розробка таких технологічних процесів потребує перш за все створення наукового підґрунтя, яке дозволить ефективно поєднувати переваги як термічної обробки так і деформаційного зміцнення виробів з вольфрамових сплавів типу ВНЗ для отримання у них необхідних властивостей.

Исследовано влияние содержания связующей фазы в вольфрамовом тяжелом сплаве на формирование его физико-механических свойств. Показано, что изменение содержания связующей фазы на 1 % (по массе) существенно влияет на свойства тяжелого сплава, что может иметь значение при последующем процессе деформационного упрочнения сплава.

Ключевые слова: вольфрамовый тяжелый сплав типа ВНЖ (системы W-Ni-Fe), физико-механические свойства, спекание, отжиг, холодное пластическое деформирование, деформационное упрочнение.

Investigations of the influence of the content of the binder phase in the tungsten heavy alloys in the formation of its physical and mechanical properties. It is shown that changes in the content of the binder phase by 1% (by weight) significantly affects the properties of hard alloy that can make a difference in the implementation of follow-up process strain hardening alloy.

Key words: tungsten heavy alloy type WHA (system W-Ni-Fe), physical and mechanical properties, sintering, annealing, cold plastic deformation, strain hardening.

Література

1. Critical developments in tungsten heavy alloys R.M. German, in// A. Bose, R.J. Dowding Tungsten and Tungsten Alloys. MPIF, Princeton, NJ. – 1992. – P. 3–13.
2. Gravitational effects during liquid phase sintering R.M. German // A. Upadhyaya Mater. Chem. and Phys. – 2001. – V. 67. – P. 25–31.
3. Вплив вмісту зв'язки на формозміну виробів з вольфрамових сплавів в процесі рідкофазного спікання В.П. Бондаренко, І.В. Андрєєв, О.М. Барановський, В.В. Щербань // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. трудов. К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2009. – Вып. 12: – С. 407–413.

4. Visoplastic flow of high density W-Ni-Fe alloys during liquid-phase sintering A.B. Rodriguez // J.G. Sevillano Tungsten and Tungsten Alloys. Proc. of the first int. conf. on tungsten and tungsten alloys by the metal powder industries federation, 15-18 November 1992. Arlington, Virginia 1992. – #1. – P. 61–68.
5. Механика пластического деформирования в процессах резания и деформирующего протягивания А. М. Розенберг. О. А. Розенберг – К.: Наук. Думка, 1990. – 320 с.
6. Effect of matrix alloy and cold swaging on micro-tensile properties of tungsten heavy alloys A. Sunwoo, S. Groves, D. Goto, H. Hopkins // Mater. Let. – 2006. – 60. – P. 321–5.
7. On the isotropy of the dynamic mechanical and failure properties of swaged tungsten heavy alloys D. Rittel // R. Levin, A. Dorogoy Metal. Mater. Trans. A. – 2004. – 35. – P. 3787–95.
8. Investigation of the rotary swaging and heat treatment on the behavior of W- and γ -phases in PM 92.5W–5Ni–2.5Fe–0.26Co heavy alloy B. Katavić // Z. Odanović, M. Nikačević Mater. Sci. Eng. A. – 2008. – 492. – P. 337–54.
9. Microstructures and recrystallization behavior of severely hot-deformed tungsten S.N. Mathaudhu, A.J. de Rosset, K.T. Hartwig, L.J. Kecskes // Mater. Sci. Eng. A. – 2009. – 503. – P. 28–31.
10. Ultimate strength of a tungsten heavy alloy after severe plastic deformation at quasi-static and dynamic loading L.W. Meyer, M. Hockauf, A. Hohenwarter, S. Schneider // Mater. Sci. Forum. – 2008. – 584–586. – P. 405–10.
11. Effect of low-temperature rolling on the tensile behavior of commercially pure tungsten Q. Wei // L.J. Kecskes. Mater. Sci. Eng. A. – 2008. – 491. – P. 62–9.

Надійшла 22.06.15

УДК 669.27'2578:548.5

Н. В. Литошенко, канд. техн. наук

Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, м. Київ

ФОРМУВАННЯ КІЛЬЦЕВОЇ СТРУКТУРИ ПРИ СПІКАННІ СПЛАВУ TiC–Ni З ДОДАВАННЯМ ЛЕГУЮЧОГО КАРБІДУ Mo₂C

За допомогою математичного моделювання досліджено кінетику утворення кільцевої структури зерна TiC при ізотермічному спіканні твердого сплаву TiC–Ni, легованого карбідом молібдену. Відповідний алгоритм для вивчення характеру розподілу концентрації дифузанта в зерні TiC враховує структурні характеристики сплаву, коефіцієнти дифузії легуючої добавки в металевому розплаві та зерні, граничну розчинність дифузанта у зв'язці та його концентрацію в сплаві, температуру і тривалість спікання.

Ключові слова: *твердий сплав TiC–Ni, легуючий карбід Mo₂C, математичне моделювання, дифузія, кільцева структура, розподіл концентрації.*

Вступ

Як свідчать результати аналізу численних експериментальних даних, мікроструктура і фазовий склад твердих сплавів на основі карбіду титану визначаються складом вихідних компонентів, вмістом зв'язаного вуглецю в TiC, а також ступенем взаємодії легуючих карбідів з карбідом титану, розчинністю фази TiC та легуючих домішок у металевій зв'язці, розміром частинок вихідних порошків, режимом спікання та іншими чинниками [1].

На сьогодні існує багато публікацій, присвячених експериментальним дослідженням формування мікроструктури та фазового складу безвольфрамових твердих сплавів TiC–Ni з додаванням Mo. Так, наприклад, в [2] утворення структури таких сплавів пояснюється тим, що молібден під час спікання дифундує у частинки TiC, заміщуючи атоми титану в його кристалічній ґратці. В результаті на поверхні цих частинок утворюється шар з твердого розчину Mo₂C в TiC.