

УДК 621.7.011

МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВІВ СИСТЕМИ W–Ni–Fe

О. В. ГРУШКО¹, О. В. ГУЦАЛЮК¹, І. В. АНДРЕЄВ²,
В. В. МЕЛЬНИЧЕНКО², С. Ф. СТУДЕНЕЦЬ²

¹ Вінницький національний технічний університет;

² Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, Київ

Досліджено механічні властивості сплаву типу ВНЗ (вольфрам–нікель–залізо) з вмістом вольфраму та зв'язки 89 і 11 mass% відповідно на основі нікелю та заліза зі співвідношенням 7:3. Для сплаву побудовано криву текучості, діаграму пластичності, градувальні графіки твердість–напруження–деформація. На основі отриманих результатів механічних випробувань в умовах стиску, розтягу та кручення проаналізовано можливість застосування холодного пластичного деформування до сплаву.

Ключові слова: вольфрамовий важкий сплав, міцність, деформаційне зміцнення.

Сучасні дослідження показують, що на міцність і пластичність композитів на основі вольфраму можуть впливати багато чинників: вміст, розмір, склад і форма частинок тугоплавкої складової та зв'язки, температура, витримка, швидкість нагрівання і охолодження за спікання та відпалу заготовок, зовнішні сили [1–3].

Останнім часом зростає необхідність отримання з таких композитів великогабаритних виробів з високою пластичністю. Це вимагає використання в композитах значної кількості зв'язувальної фази. Але при цьому зростає здатність виробів до підвищеної формозміни за спікання навіть під час дії тільки гравітаційних сил [3, 4]. Як наслідок, є вірогідність того, що такий виріб може мати неоднорідну структуру та фізико-механічні властивості, а його геометрична форма після спікання потребує додаткової механічної обробки.

На сьогодні вплив вказаних чинників на структуру і властивості конкретних композитів вивчено недостатньо. Це не дає змоги науково обґрунтувати технологію виробництва таких заготовок з названих композитів. Сплави системи W–Ni–Fe після спікання та відпалу мають високий рівень пластичності [1]. Але в низці випадків для успішного використання цих сплавів, за умови їхньої відповідності іншим вимогам, необхідно знизити їхню пластичність. Цього можна досягти холодним пластичним деформуванням (ХПД) [5]. Відомо, що під впливом ХПД механічні властивості металів та сплавів змінюються суттєво. Зазвичай підвищується твердість, границя текучості, знижується пластичність.

Для зменшення пластичності й поліпшення механічних властивостей циліндричних заготовок сплавів W–Ni–Fe можна використати декілька схем деформування, а саме: радіальне кування, гідропресування, гвинтова екструзія, редукування тощо. Кожна з цих схем має як свої переваги, так і недоліки, але на сьогодні вони вивчені недостатньо. Їх реалізація потребує дорогого, енергоємного обладнання та складного інструменту, а для деяких з них необхідне нагрівання заготовки під час обробки. Можливості редукування для обробки сплавів типу ВНЗ не вивчені зовсім.

Контактная особа: О. В. ГРУШКО, e-mail: grushko1alex@gmail.com

Фізико-механічні властивості деформованого матеріалу є важливою складовою в технологічних розрахунках та дослідженнях пластичного деформування. Здебільшого використовують лише криву текучості, діаграми пластичності та стійкості, градувальні графіки твердість–напруження–деформація тощо [6–9]. Для розрахунків напружено-деформованого стану та силових характеристик обробки металів тиском (ОМТ) використовують криві текучості [7, 8]; для оцінки граничних деформацій за особливостями руйнування користуються діаграмами пластичності [9]; діаграми стійкості дають можливість оцінити граничні деформації листових матеріалів за втратою стійкості [10]; градувальні графіки [11] використовують для експериментальних досліджень напружено-деформованого стану. Технологічний паспорт матеріалу складається з сукупності зазначених функцій [6, 12]. На основі відомостей про технологічний паспорт (карту матеріалу) можна прогнозувати фізико-механічні властивості матеріалу після його технологічної обробки, тобто забезпечувати ці характеристики методами холодного пластичного формозмінювання.

Мета роботи – вивчити механічні характеристики вольфрамового важкого сплаву системи W–Ni–Fe із вмістом зв'язки 11 mass%.

Методика досліджень. Досліджували сплав типу ВНЗ (вольфрам–нікель–залізо) з вмістом вольфраму та зв'язки 89 і 11 mass% відповідно на основі нікелю та заліза за співвідношення 7:3. Такий сплав є одним із найзастосовуваних у сучасній техніці.

Готували вихідні порошки для формування (грануляція та пресування) за загальноприйнятою в порошковій металургії методикою: змішуванням компонентів у кульовому млині та подальшим пластифікуванням одержаної суміші розчином синтетичного каучуку в бензині для ліпшого спресовування. Формували дослідні зразки за допомогою гідравлічного преса з тиском 70 МПа. Пористість спресованих зразків 45...55%, діаметр 50 mm, довжина 200 mm.

Спікали зразки вольфрамових важких сплавів у печі в середовищі водню за температури, вищої на 40°C від температури появи рідкої фази. Відпал спечених зразків здійснювали у вакуумі за залишкового тиску 3 Pa, температури 850°C та витримки 50 h. Після цього визначали їх густину та виготовляли зразки для металграфічних досліджень та механічних випробувань.

Механічні випробування зразків сплаву здійснювали в умовах стиску, розтягу та кручення. Із спечених заготовок досліджуваного сплаву виготовляли стандартні циліндричні зразки на розтяг і кручення (діаметр $d_0 = 8$ mm, робоча довжина $l_0 = 40$ mm) та на стиск (діаметр $D_0 = 10$ mm, висота $H_0 = 15$ mm). Зразки осаджували до різних ступенів деформації аж до руйнації в об'ємі без перекосів на гідравлічному пресі ПММ-125.

Результати досліджень та їх обговорення. В результаті спікання зразків сплаву одержали матеріал із густиною $16,95 \text{ g/cm}^3$, що відповідає повністю ущільненому під час рідкофазного спікання сплаву з відсутньою залишковою пористістю та рівномірним розподілом структурних елементів по всьому об'єму (рис. 1). Середній розмір зерна вольфрамової фази 35 μm .

У результаті випробувань на розтяг (рис. 2a) зразки сплаву руйнувались з утворенням шийки в місці розриву. По всій довжині зразка спостерігали рівномірне звуження до місця розриву. В результаті випробувань на кручення (рис. 2b) площа руйнування збігається з областю дії максимальних дотичних напружень, тобто матеріал руйнується за пластичною схемою (шляхом зрізу).

Стискали зразки, використовуючи мідну фольгу зі змащенням торців конси-стентним мастилом. Після кожного ступеня навантаження мідні прокладки замінювали. Тертя на торцях зразка несуттєве, що підтверджує відсутність бочкоутворення на бічній поверхні (рис. 2c). Зразки руйнувались в основному шляхом

відриву – магістральна тріщина утворювалась вздовж зразка (рис. 2с), проте на деяких зразках спостерігали тріщини на поверхні під кутом 45°, що свідчить про руйнування шляхом зриву. Це пояснюється деякою відмінністю схем напруженого стану через різні крайові умови на торцях досліджуваних зразків. Оскільки візуально форма зразків з різними типами руйнування відрізнялась не суттєво, то руйнування за стиску можна оцінити як крихко-пластичне.

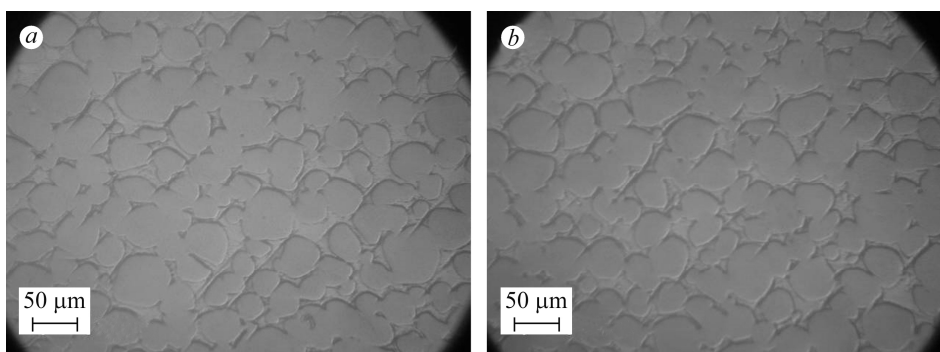


Рис. 1. Мікроструктура сплаву з вмістом зв'язки 11 mass%:
a – зовнішня частина перерізу; *b* – центр перерізу.

Fig. 1. Microstructure of alloy, containing 11 mass% of binder:
a – on the periphery of the cross-section; *b* – on center of the cross-section.



Рис. 2. Зразки із вольфрамового сплаву типу ВНЗ після випробовувань на розтяг (*a*), кручення (*b*), стиск (*c*).

Fig. 2. Samples of tungsten W–Ni–Fe alloy after tensile (*a*), torsion (*b*), compression (*c*) testing.

Під час розрахунків деформування металів використовують криві, які характеризують залежність істинних напружень від деформацій (інтенсивності напружень σ_i та логарифмічних деформацій e_i) $\sigma_i = f(e_i)$. Для більшості ОМТ за деформацій в холодному стані, що суттєво перевищують границю текучості, криву текучості можна апроксимувати степеневою функцією

$$\sigma_i = A e_i^n, \quad (1)$$

або функцією Д. Свіфта

$$\sigma_i = A_1 (e_i + e_0)^{n_1}, \quad (2)$$

де A та n – емпіричні коефіцієнти – модуль та показник зміцнення. Фізичний зміст величини A відповідає напруженню за одиничної деформації, а n дорівнює логарифмічній деформації початку шийкоутворення за розтягу зразка.

Інтенсивність деформацій під час осаджування визначали за формулами: за малих ступенів деформації ($e_i \leq 0,3$)

$$e_i = \ln \frac{H_0}{H}, \quad (3)$$

де H_0 та H – висота вихідного зразка та після деформування, відповідно; за великих ($e_i \geq 0,3$) – за діаметром

$$e_i = 2 \ln \frac{D}{D_0}, \quad (4)$$

де D_0 та D – діаметр вихідного зразка та після деформування, відповідно.

Гранична деформація за стиску сягнула 1 – при цьому спостерігали суттєве спотворення циліндричної форми досліджуваного зразка.

Обчислювали інтенсивність напружень та деформацій під час кручення за методикою [9]. На робочу поверхню зразка наносили лінію, паралельну його осі.

Під час кручення інтенсивність напружень

$$\sigma_i = \frac{\sqrt{3}}{2\pi r_0^3} \left(3M + \gamma \frac{dM}{d\gamma} \right), \quad (5)$$

де r_0 – радіус суцільного циліндричного зразка, який закручували; γ – зсув на поверхні; $\gamma = \text{arctg} \frac{\varphi \cdot r}{l} \cdot 57,3$ (φ – кут закручування, в градусах; l – довжина зразка), M – крутний момент, прикладений до зразка.

Інтенсивність деформацій під час кручення (на поверхні)

$$e_i = \frac{\text{tg } \alpha}{\sqrt{3}}, \quad (6)$$

де α – кут зсуву на поверхні, який вимірюють на інструментальному мікроскопі між поздовжньою віссю зразка і рисою, проведеною до випробування вздовж його осі.

За результатами досліджень побудовано криву текучості (рис. 3) та показані апроксимації згідно з залежностями (1), (2). Останні отримані шляхом статистичної обробки результатів, одержаних за допомогою ЕОМ. Отже, коефіцієнти апроксимації для сплаву типу ВНЗ такі: $A = 1731,6 \pm 9$ МПа; $A_1 = 1709,6 \pm 9$ МПа; $n = 0,259 \pm 0,004$; $n_1 = 0,236 \pm 0,006$; $e_0 = -0,009 \pm 0,002$.

Також на основі експериментів розраховані модуль Юнга (нормальної пружності), границі міцності і текучості, а саме: $E = 1,4 \cdot 10^{10}$ Па, $\sigma_B = 920$ МПа, $\sigma_T = 650$ МПа.

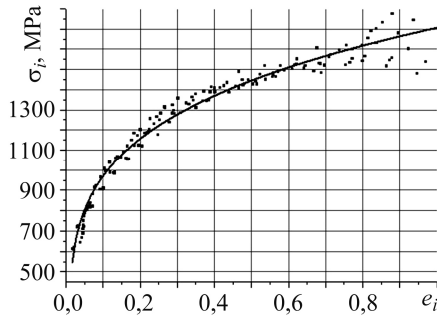


Рис. 3. Залежність інтенсивності напружень σ_i сплаву типу ВНЗ від інтенсивності деформацій e_i .

Fig. 3. Dependence of stress intensity σ_i of W-Ni-Fe alloy on strain intensity e_i .

Для стиснутих до різних ступенів деформацій зразків вимірювали твердість за Віккерсом за зусилля на індентор 294 N (в середньому 10 точок у різних місцях). Середня твердість кожного зразка відносно стабільна (відхилення до 3%).

Підвищення твердості зі збільшенням деформації суттєве, що пов'язано з великою зміцнюваністю та відносно значною пластичністю за стиску. Результати досліджень подані у вигляді градуального графіка (рис. 4). Деякі точки сильно відхиляються, що може бути пов'язано з відмінностями в початковій твердості зразків та наклепом під час механічної обробки.

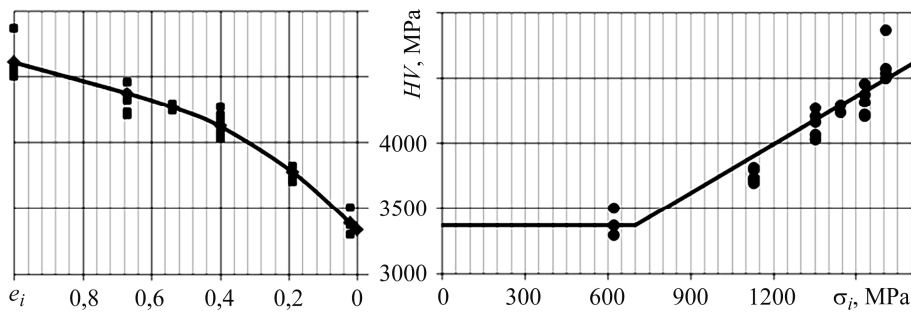


Рис. 4. Градувальний графік вольфрамового сплаву типу ВНЗ твердість (HV)–напруження (σ_i)–деформації (e_i).

Fig. 4. Calibration curve of tungsten W-Ni-Fe alloy hardness (HV)–tension (σ_i)–deformation (e_i).

Під пластичністю розуміють здатність матеріалу до формозміни без руйнування у вигляді макроскопічного порушення суцільності. Діаграмою пластичності називають залежність пластичності від показника η , який характеризує жорсткість схеми напруженого стану. Її можна побудувати за результатами випробувань стандартних зразків за простих видів деформування (розтяг, стиск та кручення) з подальшою її апроксимацією [7, 9].

Вагомий внесок у методіку побудови діаграм пластичності (на основі дослідів в умовах розтягу і кручення, випробування зразків у камері високого тиску тощо) і їхньої апроксимації внесли Г. Д. Дель [7] і В. А. Огородніков [9]. В області зміни показника напруженого стану $-2 \leq \eta \leq 0$ діаграми пластичності вольфрамового сплаву типу ВНЗ (рис. 5) задовільно описують рівнянням [7]:

$$e_p = \frac{e_p(\eta=0)e_p(\eta=-1)\exp(-\eta)}{e_p(\eta=-1) + \eta[e_p(\eta=-1) - 2,72e_p(\eta=0)]} = \frac{0,63 \cdot \exp(-\eta)}{0,92 - 0,93 \cdot \eta}, \quad (7)$$

де $e_p(\eta=0)$ і $e_p(\eta=-1)$ – пластичність матеріалу в умовах кручення і осьового стиску відповідно.

В області зміни показника $-1 \leq \eta \leq 2$ діаграму можна апроксимувати рівнянням [9]

$$e_p(\eta) = e_p(\eta=0) \exp(-\eta\lambda_i), \quad (8)$$

де λ_i – коефіцієнт чутливості пластичності до схеми напруженого стану ($i = 1, 2$).

В області $0 \leq \eta \leq 2$ коефіцієнт чутливості $\lambda_1 = \ln \frac{e_p(\eta=0)}{e_p(\eta=1)} = 1,75$, а в області

$-1 \leq \eta \leq 0$ – $\lambda_2 = \ln \frac{e_p(\eta=-1)}{e_p(\eta=0)} = 0,29$, де $e_p(\eta=-1) = 0,92 \pm 0,09$; $e_p(\eta=0) = 0,69 \pm 0,01$; $e_p(\eta=1) = 0,12 \pm 0,005$.

Рис. 5. Залежність інтенсивності накопичених деформацій e_i від показника напруженого стану η сплаву типу ВНЗ:
1 – апроксимація за рівнянням (7);
2 – апроксимація за виразом (8);
3 – діаграма пластичності;
× – експериментальні результати.

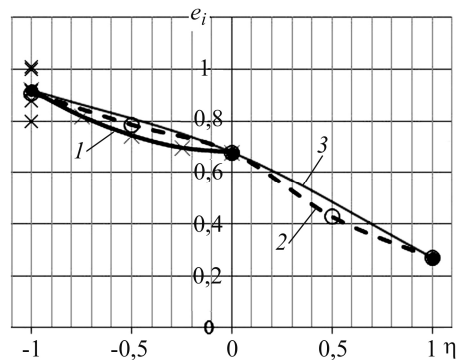


Fig. 5. Dependence of the intensity of accumulated strain e_i on the stress state index η of W-Ni-Fe alloy: 1 – approximation by Eq. (7); 2 – approximation by Eq. (8); 3 – diagram of plasticity; × – experimental data.

ВИСНОВКИ

Криві текучості вольфрамового сплаву типу ВНЗ з великим ступенем кореляції апроксимують степеневими функціями. Метал досить інтенсивно зміцнюється за пластичного деформування. Залежність твердості зміцненого сплаву від інтенсивності напружень має вигляд, близький до лінійного. Статистичний розкид результатів для досліджуваного матеріалу досить суттєвий, що пов'язано з його структурними особливостями та умовами експерименту. Сплав на основі вольфраму має відносно велику пластичність в області стискувальних напружень, що дає можливість його обробляти в холодному стані до відповідних значень накопичених деформацій. Коефіцієнти чутливості пластичності до схеми напруженого стану λ_1 і λ_2 в жорсткій області ($\eta \geq 0$) і м'якій ($\eta \leq 0$) відрізняються суттєво. Причому чутливість пластичності до схеми напруженого стану в області розтягувальних напружень значна в поєднанні з відносно низькою пластичністю за розтягу. Це треба враховувати під час обробки тиском сплаву ВНЗ і уникати схем деформацій, за яких у тілі заготовки виникатимуть напруження розтягу. Однак значний гідростатичний тиск не дасть великої переваги для досягнення пластичності металу, що спричинено низькою чутливістю (коефіцієнтом λ_1) до схеми напруженого стану у м'якій області ($\eta \leq 0$).

РЕЗЮМЕ. Представлены результаты исследований, направленных на исследование основных физико-механических свойств тяжелого сплава на основе вольфрама типа ВНЗ

(системы W–Ni–Fe) с высоким содержанием связки (11 mass%). Построена кривая течения, диаграмма пластичности и градуировочные графики твердость–напряжение–деформация. Показана возможность применения к сплавам типа ВНЖ метода холодного пластического деформирования.

SUMMARY. The results of research aimed at the study of the basic physical and mechanical properties of a heavy alloy based on tungsten (system W–Ni–Fe) with a high content of ligament (11 mass%) are presented. The curve of the yield, plasticity diagram and calibration curves hardness–stress–strain are constructed. The possibility of applying the method of cold plastic deformation for the W–Ni–Fe alloy is shown.

1. *German R. M.* Critical developments in tungsten heavy alloys / A. Bose, R. J. Dowding (Eds.) // Tungsten and Tungsten Alloys. Proc. of the 1st Int. Conf. on tungsten and tungsten alloys by the metal powder industries federation (November, 15–18, 1992). – Virginia, Arlington, 1992. – № 1. – P. 3–13.
2. *Upadhyaya A. and German R. M.* Gravitational effects during liquid phase sintering // Materials Chemistry and Physics. – 2001. – 67. – P. 25–31.
3. *Вплив вмісту зв'язки на формозміну виробів з вольфрамових сплавів в процесі рідкофазного спікання / В. П. Бондаренко, І. В. Андреев, О. М. Барановський, В. В. Щербань // Породорозрушаючий і металлообробляючий інструмент – техніка і технологія його виготовлення і застосування: сб. науч. тр. – К.: ИСМ ім. В. Н. Бакуля НАН України, 2009. – Вып. 12. – С. 407–413.*
4. *Rodriguez A. B. and Sevillano J. G.* Visoplastic flow of high density W–Ni–Fe alloys during liquid-phase sintering // Tungsten and Tungsten Alloys. Proc. of the 1st Int. Conf. on tungsten and tungsten alloys by the metal powder industries federation (November, 15–18, 1992). – Virginia, Arlington, 1992. – № 1. – P. 61–68.
5. *Розенберг А. М., Розенберг О. А.* Механика пластического деформирования в процессах резания и деформирующего протягивания. – К.: Наук. думка, 1990. – 320 с.
6. *Грушко О. В.* Феноменологічні аспекти створення карт матеріалів для процесів холодного пластичного деформування // Обработка материалов давлением. – 2013. – № 1 (34). – С. 85–95.
7. *Дель Г. Д.* Технологическая механика. – М.: Машиностроение, 1978. – 174 с.
8. *Grushko A. V., Kukhar V. V., and Slobodyanyuk Yu. O.* Phenomenological Model of Low-Carbon Steels Hardening during Multistage Drawing, Solid State Phenomena // Mater. Engng and Technol for Production and Processing III. – 2017. – 265. – P. 114–123. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.265.114.
9. *Огородников В. А.* Деформируемость и разрушение металлов при пластическом формоизменении. – К.: УМК ВО, 1989. – 152 с.
10. *Dell H., Gese H., and Oberhofer G.* CrachFEM – A comprehensive approach for the prediction of sheet metal failure // AIP Conf. Proc. 908. – American Institute of Physics, 2007. – P. 165–170.
11. *Дель Г. Д.* Определение напряжений в пластической области по распределению твердости. – М.: Машиностроение, 1971. – 200 с.
12. *Grushko O. V.* Development of usage of brinell hardness test method for flow stress definition during cold deformation // Metallurgical and Mining Industry. – 2013. – 5, № 1. – P. 11–16.

Одержано 26.09.2016