

Дослідження змін властивостей вольфрамкових сплавів під впливом імпульсних нагрівів

Шаломеев В. А., доктор технічних наук, професор, проректор з наукової роботи, shalomeev@zntu.edu.ua, ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6091-837X>

Коробко О. В., старший викладач кафедри, sany.kor.17@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9461-7762>

Вініченко В. С., кандидат технічних наук, доцент кафедри, valeryi_v@ukr.net, ORCID: <https://orcid.org/0009-0001-7631-9822>

Пархісенко Д. І., аспірант, aviapdi@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0009-0004-2100-8201>

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна

Удосконалення конструкції сучасних теплових двигунів характеризується розширенням застосування жароміцних волокнистих метало-композитів (МКМ). Важливою ознакою вказаних матеріалів є те, що їх властивості можливо цілеспрямовано змінювати у необхідних напрямках в залежності від схеми навантаження конкретної деталі. Компонентом, що багато в чому визначає міцність та технологічні властивості такого композиту, є волокна. В даний час вимогам, що пред'являються до властивостей армуючих волокон, досить повно відповідають дроти з вольфрамкових сплавів, а для формування композиту перспективним є використання коротких імпульсних нагрівів. Однак у разі не раціонально встановлених значень параметрів процесу формування імпульсні нагріви можуть призводити до невиправданого зниження властивостей волокон, зокрема міцності та пластичності при температурах біля 20 °С. Тому з метою раціонального вибору марки сплаву для волокон і режимів формування КМ, що не призводять до невиправданого зниження властивостей армуючих волокон, в даній роботі вивчали вплив параметрів імпульсних нагрівів, зокрема, швидкості нагрівання та досяжної максимальної температури на властивості волокон з вольфрам-ренієвих і молібден-ренієвих сплавів. Щоб дослідити зміни властивостей волокон, під впливом технологічних нагрівів моделювали нагрівання волокон, яке відбувається в процесі формування КМ пропусканням через їх зразки імпульсів електричного струму різної потужності. При цьому встановлено, що армуючі волокна з вольфраморенієвого сплаву, який містить близько 5 % ренію окрихчуються після імпульсних нагрівів до температур (вище 2000 °С) необхідних для формування бездефектної структури МКМ, а дроти з вольфраморенієвих сплавів, що містять близько 27 % ренію, зберігають свою пластичність при температурі 20 °С після імпульсних нагрівів аж до температур плавлення.

Ключові слова: композит, армуючі волокна, формування композиту, імпульсний нагрів, властивості.

На сьогодні провідним напрямком розвитку як вітчизняної так і зарубіжної економіки є машинобудівна галузь [1], зокрема, виробництво теплових двигунів. При цьому найбільш актуальною проблемою є підвищення коефіцієнта корисної дії (ККД) таких двигунів. Зокрема, вказану характеристику двигунів реактивної тяги, на сьогодні підвищують застосуванням подовжувача сопла. Зазначений спосіб дозволяє підвищити величину питомого імпульсу тяги при зниженні загальної маси двигуна [2]. На даний момент зазначене рішення підвищення ККД успішно реалізується, у двигунах Atlas V, Delta IV, Falcon 9 і Ariane 5 [3, 4]. Для виробництва такого типу деталей успішно використовують композитні волокнисті матеріали. Перевагою даних матеріалів порівняно з ізотропними є те, що їх застосування дозволяє фахівцям цілеспрямовано створювати матеріали для виготовлення конкретного виробу відповідно до чинних навантажень [4]. При цьому матеріали вказаного типу перевершують за своїми питомими характеристиками аналогічні параметри ізотропних жароміцних сплавів [5].

Слід відмітити, що для виготовлення подовжувачів сопла, суттєве значення має технологічна пластичність матеріалу. Важливим компонентом, що багато в чому визначає вказану характеристику даних матеріалів, є волокна, матеріалом для яких, у разі подовжувачів сопла часто є вольфрамкові сплави. Дані сплави характеризуються високою температурою плавлення та міцністю, які зумовлюють їх застосування в умовах високих температур [6], проте зазначені матеріали мають істотний недолік – крихкість при звичайних температурах (20 °C) [7]. Вказаний недолік зумовлений декількома факторами: низькою енергією інтеркристалічного руйнування [8], високою температурою переходу від пластичності до крихкості. Викликано це слабким зчепленням між зернами [9], яке часто зумовлене наявністю домішок впровадження, навіть за низької їх концентрації [10]. В залежності від морфології зерен у полікристалічному вольфрамі спостерігається, як руйнування внаслідок розкриття тріщини, так і внаслідок одночасного розкриття та ковзання тріщин [11]. За певних умов також спостерігається транскристалітне поширення тріщини.

Відомо [12], що підвищити пластичність полікристалічного вольфраму при звичайній температурі (20 °C) можливо шляхом деформаційної обробки при температурі нижче температури рекристалізації, яка приводить до утворення волокнистої структури. У роботі [13] наголошується, що сильно деформований дріт, який має волокнисту мікроструктуру, вздовж напрямку волокон, виявляє значну пластичність при звичайній температурі навколишнього середовища, однак, це спостерігається тільки в деформованому стані, а проходження рекристалізації викликає різке зниження пластичності [14].

Методом, вільним від зазначеного недоліку, є підвищення пластичності вольфраму при звичайних температурах із застосуванням легування його ренієм [15]. Зазначене легування дозволяє отримати вольфрамівий дріт, який не окрихчується навіть у рекристалізованому стані. Слід відмітити, що вольфрамкові сплави які леговані до 5 % Re мають кращу

високотемпературну пластичність, а сплави леговані Re вище 8 % мають кращу низькотемпературну пластичність [16].

Перспективним способом формування листових композиційних матеріалів із металевою основою є метод з використанням імпульсних джерел нагріву [17]. Даний метод, завдяки забезпеченню взаємодії розплаву металу матриці з волокнами, приводить до утворення прикордонного проміжного дифузійного шару, який, в свою чергу, забезпечує міцний зв'язок складових композиту. При цьому суттєвий вплив на якість композиційних матеріалів, що отримуються, чинять значення технологічних параметрів процесу формування, раціональний вибір яких дозволяє отримати достатній ступінь взаємодії складових МКМ. Крім якісного з'єднання матриці та волокон якість тонколистового композиційного матеріалу залежить від структури, а відповідно і властивостей армуючих волокон, які можуть змінюватися внаслідок впливу як взаємодії розплаву металу матриці з волокнами, так і теплових ударів у процесі формування композиту. Наприклад, авторами роботи [18] було встановлено, що в умовах імпульсного нагріву вольфрамові армуючі волокна мають два чітко виражені температурні інтервали крихкої поведінки. Можливі механізми зазначеної поведінки волокон, через свою складність, не дозволяють однозначно виділити вплив нагріву як пріоритетного фактору у зміні пластичності досліджуваних матеріалів. А для визначення раціональних значень технологічних параметрів бажано знати окремо вплив контакту розплаву з волокнами та вплив режиму нагрівання.

Тому в даній роботі з метою встановлення закономірностей зміни структури, а відповідно і властивостей волокон, під впливом тільки необхідних технологічних нагрівів (без впливу взаємодії волокон з матричним матеріалом) в процесі формування композиту, моделювали технологічні нагрівання волокон шляхом пропускання через їх зразки імпульсів електричного струму різної тривалості та амплітуди а потім вивчали властивості досліджуємих зразків. При цьому, також сподівались отримати додаткову інформацію про зміни властивостей досліджуємих матеріалів при дії імпульсних нагрівів.

На сьогодні, можливі механізми впливу легування ренієм вольфрамових сплавів, через свою складність і багатогранність, не дозволяють однозначно виділити пріоритетні фактори у підвищенні пластичності досліджуваних матеріалів, принаймні при проведенні експериментів в умовах стандартного підходу. Тому представляло науковий інтерес здійснити оцінки впливу імпульсних нагрівів на зміну властивостей волокон із вольфрамових і молібденових сплавів легованих ренієм, які є перспективними для застосування як армуючої структурної складової тонколистових жароміцних композиційних матеріалів. При цьому сподівались, що результати даних досліджень дозволять визначити раціональні марки сплавів волокон для формування композиційних матеріалів методом імпульсного електроформування, а також будуть корисними при встановленні значень параметрів вказаного процесу.

В даній роботі досліджували волокна з вольфрамових і молібденових вакуумплавлених сплавів легованих ренієм, що мають унікальне поєднання

Термічна і хіміко-термічна обробка

характеристик міцності і пластичності навіть після нагрівання до високих температур. Як зразки для проведення цих досліджень застосовані дроти із сплавів вольфраму і молібдену легованих ренієм. Хімічний склад і механічні властивості дротів представлені відповідно в табл. 1 та табл. 2.

Таблиця 1
Хімічний склад армуючих волокон

Table 1
Chemical composition of reinforcing fibers

№ сплаву	Вміст хімічних елементів, % мас.						
	W	Mo	Re	C	Al ₂ O ₃	SiO ₂	Fe ₂ O ₃
Сплав №1	основа	0,004	4-5	0,001	0,002	0,003	0,002
Сплав №2	основа	0,003	27,5	0,002	0,002	0,002	0,001
Сплав №3	0,004	основа	47,3	0,002	0,001	0,002	0,002

Таблиця 2
Механічні властивості армуючих волокон при різних температурах випробування

Table 2
Mechanical properties of reinforcing fibers at different test temperatures

№ сплава	Діаметр дроту, мм	Температура випробувань, °C	Короточасна міцність, σ_b , МПа	Відносне видовження, δ , %
Сплав №1	0,29	20	3100	-
		1000	2600	
		1200	2167	
		1300	1480	
Сплав №2	0,31	20	2190	16
		1000	1010	
		1200	830	
		1300	780	
		1600	370	
Сплав №3	0,3	20	1250	19

З метою імітації теплових впливів процесу формування проводили нагрівання дротяних зразків довжиною 75 мм імпульсами змінного струму. Довжина ділянки, що нагрівається становила 25 мм. Для цього зразки встановлювали у вакуумній камері установки для високотемпературних досліджень матеріалів типу ИМАШ 20-75. Дана установка призначена для дослідження мікроструктури з одночасним вимірюванням електричного опору в процесі випробування, зокрема, на розтяг при звичайних та підвищених температурах. Точність підтримки температури нагрівання зразка під час проведення випробувань становила 0,5 %. Було передбачено можливість автоматичного запису зміни електричного опору зразків у процесі

дослідження з точністю до 0,02 %. Залишковий тиск у камері не перевищував 7·10⁻² Па.

Амплітуду та тривалість імпульсів встановлювали за допомогою регулятора циклу зварювання. Швидкості та температури нагрівання при проведенні даних досліджень обирали відповідно до результатів роботи [17]. Температуру зразків реєстрували фотоелектричним методом. Градування реєструючої системи здійснювали за допомогою оптичного пірометра. Відносна похибка вимірювання температури вказаним методом не перевищувала 5 %. Після вимкнення струму зразки охолоджували у вакуумі до кімнатної температури. Середня швидкість охолодження зразків армуючих волокон обраної довжини в інтервалі температур (1000-2000) °С дорівнювала приблизно 1100 °С/с.

Ступінь рекристалізації армуючих волокон визначали за допомогою рентгенівського дифрактометра загального призначення у мідному випромінюванні. Фізичне розширення рентгенівських інтерференцій встановлювали шляхом графічного аналізу дифракційного максимуму (400).

Короткочасну міцність зразків дроту і їх відносне видовження при кімнатній температурі визначали також за допомогою установки ИМАШ 20-75. Довжина зразків, що монтуються у вакуумній камері установки, становила 75 мм, а довжина ділянки, що нагрівається, становила 25 мм. Для того, щоб при затисканні дротяних зразків вони не пошкоджувалися, їх кінці запаювали у втулки з жароміцного сплаву. Довжина зразка дроту у кінців з температурою на 10 °С нижче встановлюваної становила приблизно 6 % від робочої довжини випробуваного зразка і її вплив на відносне видовження не враховували. Сумарний час перебування зразків при підвищеній температурі в умовах імпульсного нагрівання зі швидкістю 2000-20000 °С/с та подальшого охолодження не перевищував 2 с.

У процесі дослідження впливу швидкісних імпульсних нагрівів на структуру і властивості вольфрам- і молібденренієвих сплавів були отримані залежності залишкової короткочасної міцності і відносного подовження зразків дротяних матеріалів від температури, що досягається при імпульсному нагріванні. Залежності короткочасної міцності та відносного видовження від температури для волокон з вольфрам-ренієвих сплавів, що містять 5 % ренію (сплав №1) і 27 % ренію (сплав №2), а також молібденового сплаву, який містить 47 % ренію (сплав №3) представлені відповідно на рис. 1-3.

Аналіз залежностей короткочасної міцності (σ_b) від температури (t) для дротів у деформованому стані (рис. 1 а, 2 а, 3 а) дозволяє відзначити монотонне зниження залишкової міцності досліджуваних матеріалів у всьому температурному діапазоні, аж до температури плавлення. При цьому не спостерігалися температурні області з різким зниженням міцності (інтервали сегрегаційної крихкості), характерні для порошкових матеріалів, що не леговані ренієм [17, 18]. При визначенні короткочасної міцності на зруйнованих дротяних зразках, попередньо нагрітих до температур, відповідних початковим ділянкам областей монотонного зниження міцності (1500-3000) °С, (рис. 1 а, 2 а), (1000-2500) °С (рис. 3 а) спостерігали утворення шийок в місті розриву зразків, що свідчило про певну частку

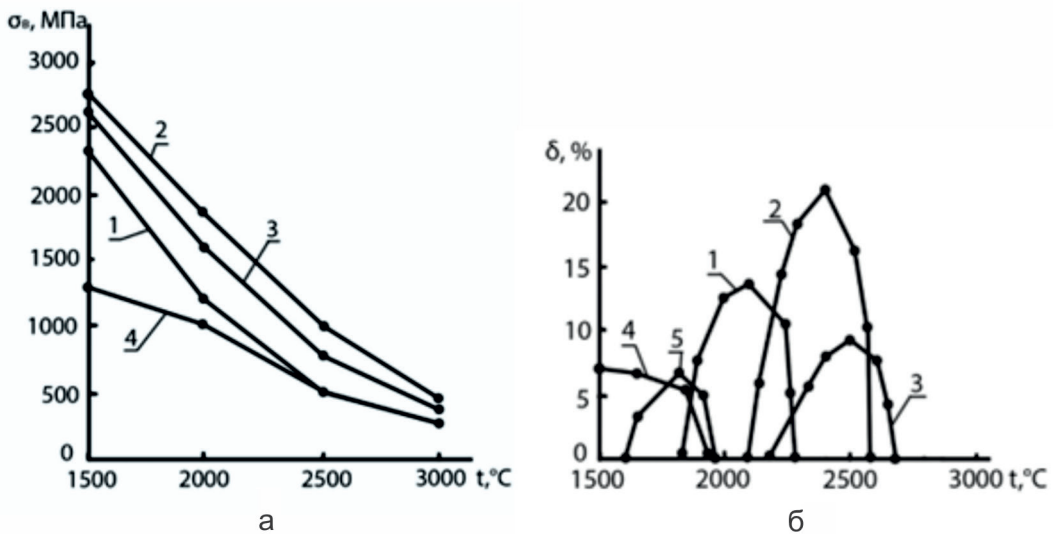


Рис. 1. Залежність залишкової короточасної міцності (а) та відносного видовження (б) вольфрамового дроту із сплаву №1 від температури імпульсного нагрівання: 1, 2 і 3 – $V_{\text{нагр}} = 2000, 10000$ та 20000 град/с відповідно; 4 – $V_{\text{нагр}} = 2000$ град/с попередньо відпаленого дроту; 5 – ізотермічний відпал тривалістю 60 с.

Fig. 1. Dependence of the residual short-term strength (a) and relative elongation (b) of tungsten wire from alloy No. 1 on the temperature of pulse heating: 1, 2 and 3 – $V_{\text{heat}} = 2000, 10000$ and 20000 deg/s respectively; 4 – $V_{\text{heat}} = 2000$ deg/s of pre-annealed wire; 5 – isothermal annealing lasting 60 s.

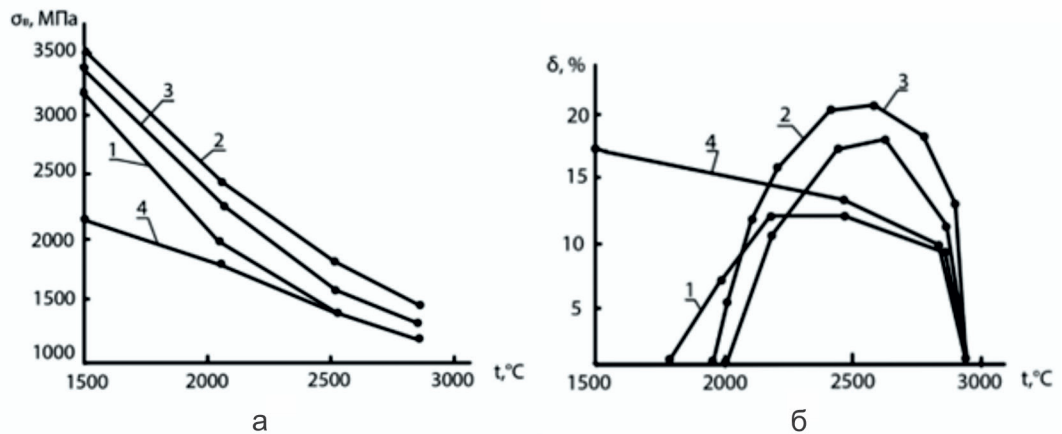


Рис. 2. Залежність залишкової короточасної міцності (а) та відносного видовження (б) вольфрамового дроту із сплаву №2 від температури імпульсного нагрівання: 1, 2 і 3 – $V_{\text{нагр}} = 2000, 10000$ та 20000 град/с відповідно; 4 – $V_{\text{нагр}} = 2000$ град/с попередньо відпаленого дроту.

Fig. 2. Dependence of the residual short-term strength (a) and relative elongation (b) of tungsten wire from alloy No. 2 on the pulse heating temperature: 1, 2 and 3 – $V_{\text{heat}} = 2000, 10000$ and 20000 deg/s respectively; 4 – $V_{\text{heat}} = 2000$ deg/s of pre-annealed wire.

в'язкого руйнування. Проте на отриманих діаграмах розтягування площадки плинності були відсутні і величина відносного видовження зразків не перевищувала 0,5-1,0 %.

Збільшення показників відносного видовження та поява ділянок плинності на діаграмах, в умовах стандартних випробувань,

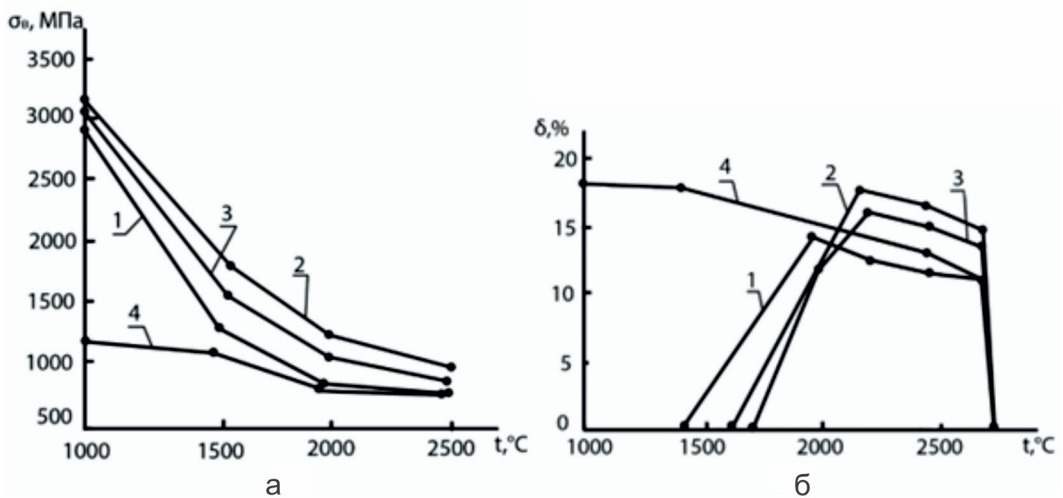


Рис. 3. Залежність залишкової короточасної міцності (а) та відносного видовження (б) молібденового дроту із сплаву №3 від температури імпульсного нагрівання: 1, 2 і 3 – $V_{\text{нагр}} = 2000, 10000$ та 20000 град/с відповідно; 4 – $V_{\text{нагр}} = 2000$ град/с попередньо відпаленого дроту.

Fig. 3. Dependence of the residual short-term strength (a) and relative elongation (b) of molybdenum wire from alloy No. 3 on the temperature of pulse heating: 1, 2 and 3 – $V_{\text{heat}} = 2000, 10000$ and 20000 deg/s respectively; 4 – $V_{\text{heat}} = 2000$ deg/s of pre-annealed wire.

спостерігали лише після підвищення температури попереднього нагрівання холоднодеформованих зразків дроту до визначених для кожної швидкості нагрівання значень (рис. 1 б; 2 б і 3 б). При цьому спостерігалось помітне зменшення (приблизно вдвічі) залишкової міцності зразків, ймовірно, пов'язане зі зменшенням густини лінійних дефектів. Про зниження густини дислокацій, у разі сплаву №1, побічно свідчить і поступове зменшення фізичного розширення рентгенівських дифракційних ліній, що починається з нагрівань вище 1300 °C (рис. 4). Аналіз характеру дифракційних ліній на рентгенограмах (рис. 5), а також поведінка таких структурно чутливих характеристик, як відносний електроопір і фізичне розширення рентгенівської дифракції (рис. 4), дозволив припустити, що збільшення відносного видовження дротяних зразків відбувається в результаті протікання процесів рекристалізації.

Дослідження зразків волокон з вольфраморенієвого сплавів № 2 і молібденоворенієвого сплаву № 3 показали, що вони зберігали свою пластичність, аж до температури оплавлення (рис. 2 б; рис. 3 б), в той час як сплав № 1 окрихчувався, вже починаючи з температури імпульсного нагріву біля 2100 °C (рис. 1 б). Поряд з цим, для сплаву № 1 були виявлені температурні області з яскраво вираженою екстремальною поведінкою відносного видовження, що зміщуються у бік більш високих температур зі збільшенням швидкості нагрівання. При цьому на рентгенограмах зразків, нагрітих до температур 2500 °C (точка найбільшого значення пластичної деформації), починаються зміни характеру дифракційних ліній, які свідчать про утворення нових зерен зі зниженою густиною лінійних дефектів. При цьому самі зерна мають певну пластичність, що і зумовлює збільшення

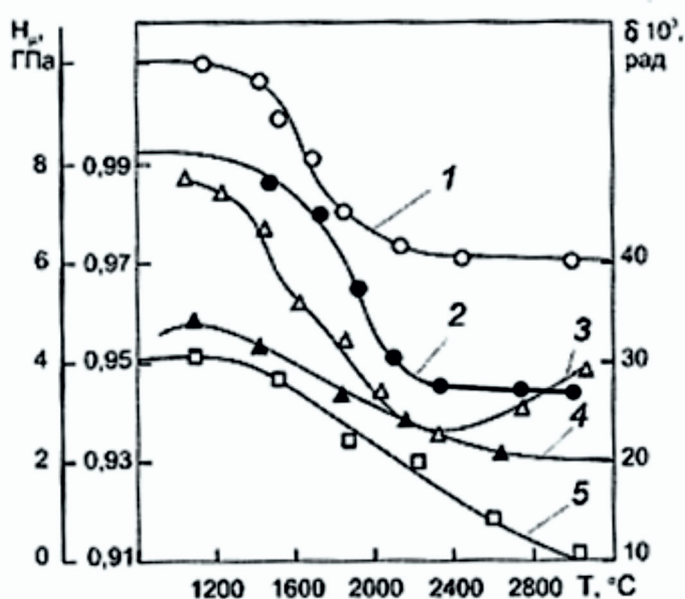


Рис. 4. Вплив температури короткочасного нагріву на фізичні характеристики вольфрамових молібденових дротів ($V_{\text{нагр}} = 10000$ град/с; $V_{\text{охл}} = 2000$ град/с): 1 і 2 – мікротвердість вольфраморенієвих сплавів №2 та №3 відповідно; 3 і 4 – відносний електроопір вольфраморенієвого сплаву №1 і молібденоренієвого сплаву №3 відповідно; 5 – фізичне розширення рентгенівських дифракційних ліній фольфраморенієвого сплаву №1.

Fig. 4. Effect of short-term heating temperature on the physical characteristics of tungsten-molybdenum wires ($V_{\text{hea}} = 10000$ deg/s; $V_{\text{oxl}} = 2000$ deg/s): 1 and 2 – microhardness of tungsten-molybdenum alloys No. 2 and No. 3, respectively; 3 and 4 – relative electrical resistivity of tungsten-molybdenum alloy No. 1 and molybdenum alloy No. 3, respectively; 5 – physical broadening of X-ray diffraction lines of tungsten-molybdenum alloy No. 1.

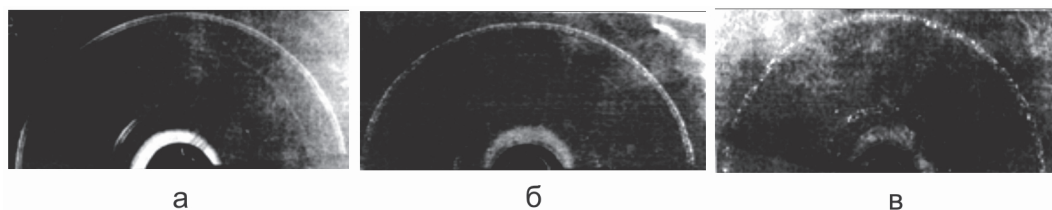


Рис. 5. Зміна характеру дифракційних ліній залежно від температури нагрівання фольфраморенієвого сплаву №1. ($V_{\text{нагр}} = 10000$ град/с): а – 2030 °C; б – 2500 °C; в – 2730 °C.

Fig. 5. Change in the nature of diffraction lines depending on the heating temperature of tungsten-molybdenum alloy No. 1. ($V_{\text{heat}} = 10000$ degrees/s): а – 2030 °C; б – 2500 °C; в – 2730 °C.

відносного видовження зразків при кімнатній температурі. На зразках сплаву № 1, зруйнованих після нагрівання до температурного інтервалу підвищеної пластичності, шийки не спостерігалися, а відповідні фрактограми зламів характеризувалися наявністю безлічі площадок легкого сколу і мали змішаний транскристалітний та інтеркристалітний характер.

На рис. 1-3 можна побачити, що для усіх досліджуваних сплавів зі збільшенням швидкості нагрівання до 10000 град/с (криві 1, 2) значення, як залишкової міцності, так і відносного видовження зростають. Подальше збільшення швидкості нагріву (крива 3) призводить до зниження цих

характеристик, що, ймовірно, зумовлено ушкодженням зразків внаслідок теплових ударів.

На рис. 6 наведено залежності температур початку знеміцнення (криві 1-3) та температур досягнення максимальної пластичності (криві 4-6) досліджених матеріалів від часу швидкісного нагрівання.

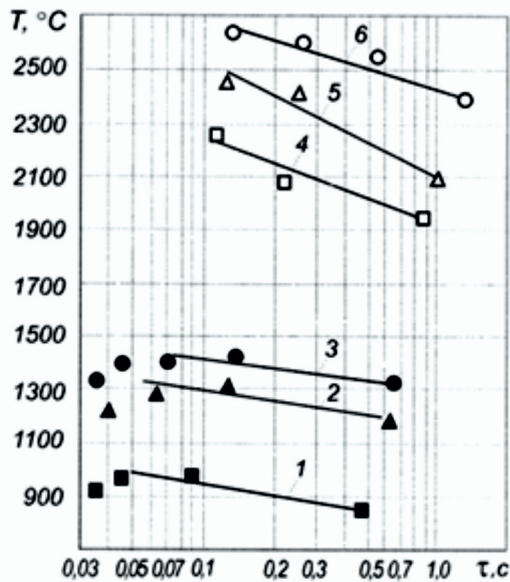


Рис. 6. Залежність температур початку знеміцнення та максимальної пластичності вольфрамових та молібденових дротів від часу нагріву (криві 1, 2, 3 характеризують спад температур початку знеміцнення; 4, 5, 6 – спад температур максимальної пластичності): 1 і 4 – сплав № 3; 2 і 5 – сплав № 1; 3 та 6 – сплав № 2.

Fig. 6. Dependence of the temperatures of the beginning of weakening and the maximum plasticity of tungsten and molybdenum wires on the heating time (curves 1, 2, 3 characterize the decrease in the temperatures of the beginning of weakening; 4, 5, 6 – the decrease in the temperatures of the maximum plasticity): 1 and 4 – alloy No. 3; 2 and 5 – alloy No. 1; 3 and 6 – alloy No. 2.

Рис. 1-3 підтверджують, що і у разі молібден-ренієвих і вольфрам-ренієвих сплавів різної металургійної природи, після попередньої швидкісної теплової обробки, має місце тимчасовий поріг (в даному випадку 0,05-0,07 с), при якому відбувається зміна одного механізму крихкого руйнування іншим. Тому можна вважати, що в результаті надшвидкого нагріву утворення тріщин і їх подальший розвиток пов'язаний не тільки з перерозподілом дислокацій і домішкових атомів впровадження, але і з великими термічними напруженнями, що виникають внаслідок значних теплових ударів, які перевищують межу міцності досліджуваного матеріалу.

Різкий спад пластичних властивостей у сплаві № 1 після досягнення певної температури при різних швидкостях попереднього нагріву (наприклад, $T=2600$ °C при швидкості нагрівання 10000 °C/с, (рис. 1 б), ймовірно, пов'язаний з інтенсивним розчиненням в області цих температур дрібнодисперсних карбідів, присутніх в даному сплаві що, з одного боку, приводить до деякого обмеження рухливості ґраткових дислокацій, а з

іншого – до крихкості нових великокутових границь. Це твердження добре узгоджується з даними зміни мікротвердості та електроопору зразків сплаву № 1 після попереднього нагрівання до відповідних температур (рис. 4).

Таким чином, можна вважати, що холоднодеформовані дроти зі сплавів, легованих ренієм, не схильні до прояву сегрегаційної крихкості під впливом попередньої імпульсної термообробки зі швидкістю нагріву 2000-20000 °С/с. Ймовірно, головною причиною відсутності крихкості цих матеріалів після відповідної попередньої обробки служить послаблення сил зв'язку дефектів структури з домішками впровадження завдяки присутності у складі сплавів ренію. Для сплавів із високим вмістом ренію (сплав № 2 та № 3) не характерна ще й рекристалізаційна крихкість. Лише сплав № 1, що містить ренію близько 5 % після імпульсної рекристалізаційної термообробки руйнується крихко.

У той же час характер зміни характеристик міцності та пластичності, попередньо відпалених зразків досліджених марок після імпульсного нагрівання істотно відрізняється від холоднодеформованих зразків (криві 4 на рис. 1...3). З поведінки цих кривих випливає, що по-перше, значення короточасної міцності відпалених зразків у вихідному стані істотно нижче, ніж холоднодеформованих. По-друге, у вихідному стані відпалені зразки мають максимальні значення пластичності. При цьому імпульсні нагрівання аж до температур попереднього відпалу (1400 °С – для сплаву № 3; 1800 °С – для сплаву № 2 і № 1) практично не впливали на значення залишкової міцності та пластичності. Підвищення температури імпульсних нагрівів понад температури відпалу призводить до плавного зниження міцності та пластичності цих волокон. При цьому волокна зі сплавів № 2 та № 3 зберігають свою пластичність після імпульсних нагрівів аж до температур плавлення. А відпалені армуючі волокна зі сплаву № 1 окрихчуються вже після імпульсного нагрівання до температур понад 2000 °С.

Висновки. На підставі вище викладеного встановлено:

- холоднодеформовані армуючі волокна з вольфрамового сплаву, що містить 27 % ренію і молібденового сплаву, що містить 47 % ренію, не схильні до прояву сегрегаційної крихкості під впливом імпульсних нагрівів в діапазоні швидкостей (2000-20000) °С/с;

- вольфраморенієвий сплав з низьким вмістом ренію після імпульсних рекристалізаційних нагрівів руйнується крихко. Висунуто гіпотезу, що різкий спад пластичних властивостей у сплаві № 1 після досягнення певної температури при різних швидкостях попереднього нагріву, ймовірно, пов'язаний з інтенсивним розчиненням в області цих температур дрібнодисперсних карбідів, присутніх в даному сплаві;

- показано, що підвищення температури імпульсного нагрівання холоднодеформованих зразків дроту до визначених (для кожної швидкості нагрівання) значень призводить до зниження міцності і збільшення відносного подовження зразків в результаті процесу рекристалізації;

- як армуючі волокна найбільш доцільно використовувати відпалений дріт зі сплаву вольфраму, що містить близько 27 % ренію. Цей дріт має порівняно рівні питомі механічні характеристики з молібден-ренієвим

дротом, що містить 47 % ренію, проте має у своєму складі меншу кількість (в 1,7 рази) коштовного ренію і в той же час приблизно в 2 рази перевищує значення питомої міцності і пластичності сплаву з низьким вмістом ренію (біля 5 %).

Література

1. Vagonova O. G., Metelenko N. G., Shapurov O. O., Chornobayev V. V. Efficiency and internationalization of mining and metallurgical groups of Ukraine. *Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu*, 2023, Vol. 2, pp. 177-183. <https://doi.org/10.33271/nvngu/2023-2/177>
2. Potapov O. M. Composites: prospects for the use in the space and rocket equipment. *Kosmichna nauka i tekhnolohiia*, 2015, Vol. 5(96), pp. 69-74. <https://doi.org/10.15407/knit2015.05.069>
3. Gradl P. R., Valentine P. Carbon-Carbon Nozzle Extension Development in Support of In-space and Upper-Stage Liquid Rocket Engines. 53rd AIAA/SAE/ASEE Joint Propulsion Conference. American Institute of Aeronautics and Astronautics, 2017. <https://doi.org/10.2514/6.2017-5064>
4. Belodedenko S., Hanush V., Baglay A., Hrechanyi O. Fatigue Resistance Models of Structural for Risk Based Inspection. *Civil Engineering Journal*, 2020, Vol. 6(2), pp. 375-383. <https://doi.org/10.28991/cej-2020-03091477>
5. Belokon Y., Hrechanyi O., Vasilchenko T., Kruglyak D. Exploring thermochemical pressing in the manufacture of TiN-W cermet-based composite materials. *International Journal of Thermofluids*, 2025, Vol. 25, p. 101020. <https://doi.org/10.1016/j.ijft.2024.101020>
6. Kishore N., Sudheer Kumar B., Manoj K. N. V. K., Balamurugan D., Sriram S. Mechanical properties of tungsten-rhenium, lanthanum and copper doped tungsten-rhenium nanostructures: DFT study. *Materials Science and Engineering: B*, 2022, Vol. 278, p. 115626. <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2022.115626>
7. Liu J., Huang Y., Liu W., Wang Y., Zhang Y., Ma X. Effect of tantalum concentration on the microstructure and mechanical properties of novel W-Ta-Re alloy. *Vacuum*, 2023, Vol. 207, p. 111627. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2022.111627>
8. Geng X., Wang W.-J., Li Q., Xie C.-Y., Wang J.-C., Zhou H., Luo G.-N. Anisotropic Controlling Factors of Ductile-Brittle Transition in Rolled Tungsten During Recrystallization. *SSRN Electronic Journal*, 2022. <https://doi.org/10.2139/ssrn.4148125>
9. Ren C., Fang Z. Z., Koopman M., Butler B., Paramore J., Middlemas S. Methods for improving ductility of tungsten. A review. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2018, Vol. 75, pp. 170-183. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.04.012>
10. Pan Z., Kecskes L. J., Wei Q. The nature behind the preferentially embrittling effect of impurities on the ductility of tungsten. *Computational Materials Science*, 2014, Vol. 93, pp. 104-111. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2014.06.036>
11. Lee H., Tomar V. Understanding Effect of Grain Boundaries in the Fracture Behavior of Polycrystalline Tungsten under Mode-I Loading. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 2012, Vol. 134(3), 031010. <https://doi.org/10.1115/1.4006500>

12. Levin Z. S., Srivastava A., Foley D. C., Hartwig K. T. Fracture in annealed and severely deformed tungsten. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, Vol. 734, pp. 244-254. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.004>
13. Schade P. Wire drawing failures and tungsten fracture phenomena. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2006, Vol. 24(4), pp. 332-337. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2005.09.003>
14. Reiser J., Rieth M., Dafferner B., Hoffmann A., Yi X., Armstrong D. E. J. Tungsten foil laminate for structural divertor applications: Analyses and characterisation of tungsten foil. *Journal of Nuclear Materials*, 2012, Vol. 424(1-3), pp. 197-203. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2012.02.030>
15. Vinichenko V., Yershov A., Ol'shanetskii V., Volkov V., Ivanchenko E. Study of the possibility of increasing the plasticity of tungsten wire at normal temperatures by optimizing the drawing technology. *New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering*, 2023, No. 4, pp. 32-39. <https://doi.org/10.15588/1607-6885-2023-4-5>
16. Dou M., Lu Y., Wang X. Forming Processes and Properties of Selective Laser Melted W-Re Alloy. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2022, Vol. 59(1), 0114003. <https://doi.org/10.3788/LOP202259.0114003>
17. Лавренко А. С. Исследование технологии высокотемпературного формирования и свойств листовых жаропрочных композиционных материалов: автореф. дис. канд. техн. наук. – Запорожье, 1982. – 25 с.
18. Lavrenko A. S., Olshanetsky V. E., Natapov B. S. Softening of cold-formed tungsten during high-speed heating. *Physics of Metals and Metal Science*, 1981, Vol. 51(5), pp. 1029-1036.

References

1. Vagonova, O. G., Metelenko, N. G., Shapurov, O. O., & Chornobayev, V. V. (2023). Efficiency and internationalization of mining and metallurgical groups of Ukraine. *Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu*, 2, 177-183. <https://doi.org/10.33271/nvngu/2023-2/177>
2. Potapov, O. M. (2015). Composites: Prospects for the use in the space and rocket equipment. *Kosmichna Nauka i Tekhnolohiia*, 5(96), 69-74. <https://doi.org/10.15407/knit2015.05.069> [in Russian]
3. Gradl, P. R., & Valentine, P. (2017). Carbon-carbon nozzle extension development in support of in-space and upper-stage liquid rocket engines. 53rd AIAA/SAE/ASEE Joint Propulsion Conference. <https://doi.org/10.2514/6.2017-5064>
4. Belodedenko, S., Hanush, V., Baglay, A., & Hrechanyi, O. (2020). Fatigue resistance models of structural for risk based inspection. *Civil Engineering Journal*, 6(2), 375-383. <https://doi.org/10.28991/cej-2020-03091477>
5. Belokon, Y., Hrechanyi, O., Vasilchenko, T., & Kruglyak, D. (2025). Exploring thermochemical pressing in the manufacture of TiN-W cermet-based composite materials. *International Journal of Thermofluids*, 25, 101020. <https://doi.org/10.1016/j.ijft.2024.101020>
6. Kishore, N., Sudheer Kumar, B., Manoj, K. N. V. K., Balamurugan, D., & Sriram, S. (2022). Mechanical properties of tungsten-rhenium, lanthanum and copper doped tungsten-rhenium nanostructures: DFT study. *Materials Science and Engineering: B*, 278, 115626. <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2022.115626>

7. Liu, J., Huang, Y., Liu, W., Wang, Y., Zhang, Y., & Ma, X. (2023). Effect of tantalum concentration on the microstructure and mechanical properties of novel W-Ta-Re alloy. *Vacuum*, 207, 111627. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2022.111627>
8. Geng, X., Wang, W.-J., Li, Q., Xie, C.-Y., Wang, J.-C., Zhou, H., & Luo, G.-N. (2022). Anisotropic controlling factors of ductile-brittle transition in rolled tungsten during recrystallization. *SSRN Electronic Journal*. <https://doi.org/10.2139/ssrn.4148125>
9. Ren, C., Fang, Z. Z., Koopman, M., Butler, B., Paramore, J., & Middlemas, S. (2018). Methods for improving ductility of tungsten: A review. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 75, 170-183. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.04.012>
10. Pan, Z., Kecskes, L. J., & Wei, Q. (2014). The nature behind the preferentially embrittling effect of impurities on the ductility of tungsten. *Computational Materials Science*, 93, 104-111. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2014.06.036>
11. Lee, H., & Tomar, V. (2012). Understanding effect of grain boundaries in the fracture behavior of polycrystalline tungsten under mode-I loading. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 134(3), 031010. <https://doi.org/10.1115/1.4006500>
12. Levin, Z. S., Srivastava, A., Foley, D. C., & Hartwig, K. T. (2018). Fracture in annealed and severely deformed tungsten. *Materials Science and Engineering: A*, 734, 244-254. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.004>
13. Schade, P. (2006). Wire drawing failures and tungsten fracture phenomena. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 24(4), 332-337. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2005.09.003>
14. Reiser, J., Rieth, M., Dafferner, B., Hoffmann, A., Yi, X., & Armstrong, D. E. J. (2012). Tungsten foil laminate for structural divertor applications: Analyses and characterisation of tungsten foil. *Journal of Nuclear Materials*, 424(1-3), 197-203. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2012.02.030>
15. Vinichenko, V., Yershov, A., Ol'shanetskii, V., Volkov, V., & Ivanchenko, E. (2023). Study of the possibility of increasing the plasticity of tungsten wire at normal temperatures by optimizing the drawing technology. *New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering*, (4), 32-39. <https://doi.org/10.15588/1607-6885-2023-4-5> [in Ukrainian]
16. Dou, M., Lu, Y., & Wang, X. (2022). Forming processes and properties of selective laser melted W-Re alloy. *Laser & Optoelectronics Progress*, 59(1), 0114003. <https://doi.org/10.3788/LOP202259.0114003>
17. Lavrenko, A. S. (1982). Issledovanie tekhnologii vysokotemperaturnogo formirovaniya i svoystv listovykh zharoprochnykh kompozitsionnykh materialov [Summary of the dissertation for the degree of Candidate of Technical Sciences, Specialty 05.02.01 "Materials Science"]. Zaporozhye. [in Russian]
18. Lavrenko, A. S., Olshanetsky, V. E., & Natapov, B. S. (1981). Softening of cold-formed tungsten during high-speed heating. *Physics of Metals and Metal Science*, 51(5), 1029-1036.

Одержано 14.10.25

Research of changes in the properties of tungsten alloys under the influence of pulsed heating

V. A. Shalomeev, Doctor of Technical Sciences, Professor, Vice-Rector for Research, shalomeev@zntu.edu.ua, ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6091-837X>

O. V. Korobko, Senior Lecturer at the Department, sany.kor.17@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9461-7762>

V. S. Vinichenko, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor at the Department, valeryi_v@ukr.net, ORCID: <https://orcid.org/0009-0001-7631-9822>

D. I. Parkhisenko, Postgraduate Student, aviapdi@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0009-0004-2100-8201>

National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine

Summary

The improvement of the design of modern heat engines is characterized by the expansion of the use of heat-resistant fibrous metal composites (MCM). An important feature of these materials is that their properties can be purposefully changed in the necessary directions depending on the loading scheme of a particular part. The component that largely determines the strength and technological properties of such a composite is the fibers. Currently, the requirements for the properties of reinforcing fibers are quite fully met by tungsten alloy wires, and the use of short pulse heating is promising for the formation of the composite. However, in the case of irrationally set values of the parameters of the formation process, pulse heating can lead to an unjustified decrease in the properties of the fibers, in particular strength and plasticity at temperatures around 20 °C. Therefore, in order to rationally select the alloy grade for fibers and CM formation modes that do not lead to an unjustified decrease in the properties of reinforcing fibers, this work studied the influence of pulse heating parameters, in particular, the heating rate and the maximum achievable temperature on the properties of fibers from tungsten-rhenium and molybdenum-rhenium alloys. To investigate changes in fiber properties, under the influence of technological heating, the heating of fibers was simulated, which occurs during the CM formation process by passing electric current pulses of different power through their samples. It was found that reinforcing fibers from a tungsten-rhenium alloy containing about 5 % rhenium become brittle after pulse heating to temperatures (above 2000 °C) necessary for the formation of a defect-free MKM structure, and wires from tungsten-rhenium alloys containing about 27 % rhenium retain their plasticity at a temperature of 20 °C after pulse heating up to melting temperatures.

Keywords: composite, reinforcing fibers, composite formation, pulsed heating, structure, properties