

УДК 669.293.5.293.784

В.В. Широков¹, О.В. Широков¹, Анна Угль², Андреас Нігель³*Українська академія друкарства¹, Університет прикладних наук Вюцбург-Швайнбурга²,
Університет Оствестфаллен-Лінне³***ВПЛИВ КАРБІДНОГО ЗМІЦНЕННЯ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА ОПІР
ЗНОШУВАННЮ ВАНАДІЮ**

Наведено експериментальні результати щодо впливу сумісного легування цирконієм та вуглецем на структуру, фізико-механічні властивості і жаро- та зносотривкість ванадію. Встановлено високу ефективність карбідного зміцнення ванадію та його позитивний вплив на характеристики жароміцності, опір окисленню та зносотривкість.

Ключові слова: ванадій, зміцнення, жароміцність, жаростійкість, зносотривкість, вторинні фази, карбіди

В.В. Широков, О.В. Широков, Анна Угль, Андреас Нігель**ВЛИЯНИЕ КАРБИДНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
И СОПРОТИВЛЕНИЕ ИЗНОСУ ВАНАДИЯ**

Приведены экспериментальные результаты оценки влияния совместного легирования цирконием и углеродом на структуру, физико-механические свойства, жаро- и износостойкость ванадия. Установлена значительная эффективность карбидного упрочнения ванадия и его положительное влияние на сопротивление окислению и износостойкость. Изучены и идентифицированы структурные составляющие сплава. Сделан вывод о возможном отрицательном влиянии температурных всплесков при трении на износостойкость ванадия и сплавов на его основе.

Ключевые слова: ванадий, упрочнение, жаропрочность, жаростойкость, износостойкость, вторичные фазы, карбиды

V. Shyrokov, O. Shyrokov, Anna Uhl, Andreas Niegel.**EFFECT OF CARBIDE HARDENING ON THE PHYSICAL AND MECHANICAL
PROPERTIES AND RESISTANCE TO THE WEAR OF VANADIUM**

The experimental results regarding the impact of co-doping with zirconium and carbon in the structure, physical and mechanical properties resistance, wearing and wear resistance of vanadium. The high efficiency and vanadium carbide strengthening its positive impact on the characteristics of heat resistance, oxidation resistance and wearing. The structural constituents of the alloy have been studied and identified. Electron microscope and X-ray analysis revealed that after recrystallization annealing (initial state) in a matrix of zirconium carbide ZrC coexist with HCC, β -carbide V_2C - with different GPU grating dispersion in small quantities and in small amounts VC. A conclusion is made about the possible negative effect of temperature flares in the friction of the wear resistance of vanadium and alloys based on it.

Keywords: vanadium, hardening, heat resistance, wear resistance, secondary phases, carbides

Актуальність. Нове тисячоліття ознаменоване енергокризами у всьому світі. Тому в розвинених країнах різко інтенсифікуються роботи, метою яких є залучення нетрадиційних джерел енергії. Вагомих альтернатив атомній та термоядерній енергетиці поки що не існує [1-3]. Однак, на шляху створення сучасних реакторів ділення (на швидких нейтронах) і синтезу різного призначення (мобільні, стаціонарні), на сьогодні визначальним є вирішення матеріалознавчих питань [4]. Встановлено перелік найбільш перспективних матеріалів для першої стінки термоядерних та твелів ядерних реакторів на швидких нейтронах, елементів трубопроводів, запірної арматури тощо, який базується, крім ядерних, і на основі ряду фізико-механічних критеріїв, щодо їх міцності, швидкості повзучості, опору втомі при теплових навантаженнях, жаротривкості, корозійній стійкості в теплоносіях, терміну служби, тощо. В цьому плані, згідно з прогнозами світових науково-дослідницьких центрів, які спеціалізуються в галузі реакторного матеріалознавства, важливого значення набуває використання ванадію і ванадієвих сплавів. Перспектива їх застосування зумовлена як оптимальною сукупністю його ядерних і механічних властивостей, сумісністю з ядерним паливом, так і високою корозійною стійкістю в деяких перспективних високотемпературних теплоносіях (гелій, розплави літію). Крім того, ванадій набагато легший, ніж більшість тугоплавких металів, тому застосування результатів розробок, за даною тематикою, можливе в аерокосмічній промисловості, виробках подвійного призначення, де дуже важлива висока питома міцність [5-9]. Також, експериментально встановлено [10], що ванадій, сплави на основі системи V-Zr-C можуть бути матеріалом для катодно-сіткових вузлів потужних електровакуумних приладів для засобів космічного зв'язку довговічністю у 2 рази і міцністю в 4 рази більшими ніж найкращі з гафнію.

Суть проблеми. Необхідно відмітити, що значною мірою ефективність застосування сплавів на основі ванадію залежить від розв'язання ряду наукових завдань, пов'язаних з необхідністю підвищення їх жароміцності при температурах вище 950 К. В першу чергу, це потребує розробки принципів вибору легуючих елементів, формування гетерогенної структури і фазового складу ванадієвих сплавів, а також розробки методів підвищення жароміцності альтернативних легуванню, наприклад, термічною і хіміко-термічною обробками, що в комплексі дозволило б реалізувати той чи інший принцип зміцнення ванадієвої матриці. До уваги слід брати, що ванадій не має поліморфних перетворень і це обмежує можливості його зміцнення шляхом термообробки. Проте є елементи які самі або в сукупності мають змінну розчинність в матриці ванадію і тим самим згадане обмеження нівелюється [11-12].

Сучасні підходи до розв'язання проблеми. На сьогодні доведено, що опір деформуванню металів і сплавів у широкому температурному діапазоні в основному визначається, крім природи, концентрацією дефектів та густиною дислокацій. Швидкість пластичного течіння металу $\dot{\epsilon} = \rho b V$, де ρ - середня густина рухомих дислокацій; b - вектор Бюргерса; V - середня швидкість дислокацій. Тому, в першому наближенні, зменшення рухливості дислокацій, густини рухомих дислокацій сприяє підвищенню міцності металів і сплавів. Досягти такого ефекту можна створенням бар'єрів типу атомів заміщення, втілення, сидячих дислокацій, когерентних і некогерентних виділень, границь зерен та інших дефектів на шляху дислокацій [11-19]. У випадку легування, можлива реалізація твердорозчинного, дисперсійного та комбінованого, розчинно-дисперсійного, зміцнення. За високих температур ефективними легуючими елементами для першого і третього випадку вважаються елементи заміщення, а у другому і третьому - присутність в матриці сплавів термодинамічно стабільних дисперсних виділень оптимальної кількості, морфології і розмірів [11, 18, 19]. Відомі результати [6, 11, 13, 14, 21, 22, 25, 27, 34], які свідчать, що наведене має місце і у випадку ванадію.

Мета даної роботи – оцінити вплив сумісного легування цирконієм та вуглецем на структуру, фізико-механічні властивості і жаро- та зносотривкість ванадію, оцінити ефективність карбідного зміцнення.

Методика випробувань. Досліджували ванадій технічної чистоти і сплав V-2,6Zr-0,37мас.%C (Табл. 1), чим забезпечувалось атомне співвідношення $Zr/C=1,68/1,57=1,07$ і утворення виділень дисперсних вторинних фаз [13].

Таблиця 1

Хімічний склад досліджуваних матеріалів (мас. %)

	Zr	C	O	N	H	Fe+Al+Si	V
V	-	0,05	0,05	0,040	≤0,001	≤0,40	Решта
V-Zr- C	2,6	0,37	0,01	0,008	≤0,001	≤0,10	Решта

В ряді галузей нової техніки, в тому числі, в атомній енергетиці, де застосовуються листові матеріали і доцільно проводити серійні випробування, використовують зразки малих розмірів [14, 15]. Тому, механічні випробування проводились на зразках малих розмірів (рис.1), перерізом 3×1 мм, форма і розміри яких обґрунтовані в [16]. Зразки виготовлялись штамповкою з наступним обпилюванням і доведенням до заданої конфігурації. Слід зауважити, що використання зразків цієї конструкції не приводить до суттєвих відхилень результатів порівняно із стандартними. Крім того, нами [14] і в більшості провідних дослідницьких центрах випробування проводяться на тонколистових зразках подібної форми з близькими розмірами робочої частини, що дозволяє проводити порівняльний аналіз результатів, отриманих різними авторами.

Методики і установки з допомогою яких отримані основні результати, зокрема, для випробувань тривалим статичним навантаженням в умовах вакууму (1 МПа) і підвищених температур (до 1473 К), а також машини для дослідження властивостей матеріалів при короткотривалому розтязі описані в роботі [16]. Випробування на короткочасну міцність у широкому температурному інтервалі 293...1373 К з кроком 50 К або 100 К проводились розтягом із швидкістю 0,05 мм/с або (для наших взірців) $5 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ на установці радіального типу в

середовищі спектрально чистого аргону або вакуумі 10^{-5} мм рт. ст. Ця установка дозволяє в ідентичних умовах, як за температурою, так і за середовищем, за невеликий проміжок часу випробувати партію із 6 зразків з відповідною побудовою температурних залежностей.

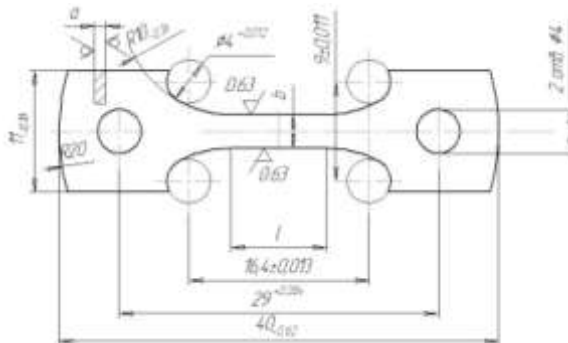


Рис. 1.- Зразок малих розмірів для досліджень фізико-механічних властивостей металів.

Випробовування на довготривалу міцність проводили на дванадцятипозиційній вакуумній установці типу ПТНр [16] в умовах безмасляного вакууму (0,1 МПа), високих температур (до 1700 К) і різного по величині навантаження. Високотемпературну повзучість вивчали методом моделювання швидкостей повзучості на усталеній стадії активним розтягом на машині типу 1246Р-2/2300 в діапазоні швидкостей деформацій 0,6...60 %/год. (метод програмно-змінних швидкостей деформування [18]). Для діаграм розтягу, записаних з постійною швидкістю деформації характерний вихід на горизонтальний відрізок, який відповідає тому значенню напруження, яке б викликало швидкість повзучості, рівну швидкості вимушеного деформування. Ця методика основана на побудові графіків активного розтягу із змінними швидкостями, тобто залежності напруження від швидкості повзучості на усталеній стадії. Для отримання повної кривої залежності $\sigma=f(\dot{\epsilon})$ достатньо випробувати всього один-два зразки, оскільки вони піддаються як мінімум трьом циклам навантажень з однією швидкістю деформування. Випробовування проводили у вакуумі близько 0,1 МПа (табл.2). Контроль за складом компонентів середовища проводився періодично на основі даних хроматографів.

Таблиця 2

Парціальний тиск (Па) газових домішок вакуумній (10^{-5} Па, 1173 К) атмосфері.

H ₂ O	O ₂	CH ₃	CO ₂	N ₂	H ₂	Ar
1,2	0,03	-	0,2	-	0,21	-

Для дослідження зносу ванадієвих сплавів виготовлена експериментальна установка, яка дозволяє проводити випробування листового матеріалу в короткі терміни по схемі циліндр-площина. Така схема дозволяє визначити питоме навантаження на матеріал на всіх стадіях тертя: притирання, нормального зносу, руйнування. За умовно «незносиме» контртіло (циліндричної форми) використано ролик із сталі ШХ15.

Для визначення впливу легуючих елементів на жаростійкість ванадію на повітрі застосовували метод диференційного термічного аналізу в динамічному режимі та в ізотермічних умовах на дериватографі марки "Q" фірми "Paulik" з автоматичним записом в процесі нагріву температурних і гравіметричних даних, швидкості їх змін. Нагрів проводився до температури 1300 К із швидкістю 10 град./хв. В якості еталону використовувався оксид алюмінію, в якому в температурному діапазоні досліджень відсутні поліморфні і фазові перетворення. Також застосовувались металографічні дослідження структури металу, рентгеноструктурний аналіз, дюрOMETричні і гравіметричні вимірювання за стандартними методиками та локальну термоелектричну рушійну (ТЕРС) силу із застосуванням приладу змонтованого на базі твердоміра ПМТ- 3, який має ряд переваг порівняно з відомими: голка виготовлена зі сплаву W-5мас.%Re; застосовано «внутрішню» термопару ВР5/20 для постійного контролю температури голки (передбачено застосування автоматичного підтримання температури з сигналізацією готовності приладу); для підтримання стабільної температури використано теплоаккумулятор у вигляді мідного циліндру; попередній підсилювач має магнітне і електричне екранування, індуктивну розв'язку всіх входів і виходів, в т. ч. живлення; вхідний каскад виконано на високо стабільному

однополярному диференційному підсилювачі з незалежним живленням; закладено можливість використання гальванічно розв'язаного АЦП для передачі даних на ПК (внутрішнє джерело еталонної напруги) у разі безперервного зняття показів.

Виклад результатів. *Короткотривала міцність.* Залежності міцнісних характеристик та відносного видовження для ванадію і сплаву в температурному діапазоні випробувань мають складний характер з екстремумами (рис. 2). Чітко виражена різниця між значеннями меж міцності і плинності з перевагою перших. При 673 К для обох металів характерний максимум на кривих температурних залежностей меж міцності. Аналогічний, але значно менший максимум характерний при 573 К на кривих верхньої межі плинності. До 873 К на кривих розтягу фіксуються верхня і нижня межі плинності. У випадку ванадію різниця між ними значно більша.

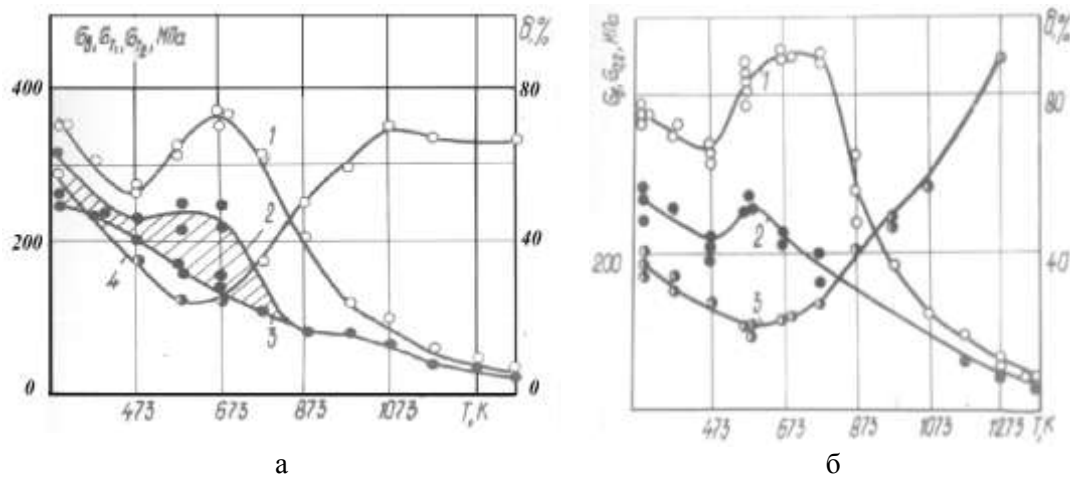


Рис. 2.- Температурна залежність меж міцності (1) верхньої (2) і нижньої (3) меж плинності та відносного видовження (4) ванадію (а) та сплаву системи V-Zr-C (б) із атомним співвідношенням $Zr / C = 1,07$ в атмосфері спектрально чистого аргону

До 700 К на кривих розтягу для обох матеріалів чітко фіксуються зуб та майданчик текучості і інтенсивна зубчатість, які максимальні при 673...700К. Вище 700 К, з ростом температури, метали знемцнюються. Зуб та майданчик текучості вироджуються, тому, в діапазоні температур 873...1373 К приймали, що $\sigma_T = \sigma_{0.2}$. За цих температур на кривих розтягу зубчатість відсутня. Характерним для обох металів є падіння відносного видовження до температури його мінімуму, яка близька до температури максимумів на кривих $\sigma_T - f(T)$ і $\sigma_B - f(T)$. Потім, з температурою випроб, відносне видовження різко зростає від 25% при 673 К до 70...75% у проміжку 1073...1373 К для нелегованого ванадію і з 20 до 90% відповідно для сплаву, що значно переважає значення отримані при кімнатній температурі..

Тривала міцність. Опір тривалому деформуванню ванадію і сплаву на його основі досить суттєво залежить від температури (рис. 3). Для першого в більшій мірі. Характерно, що з підвищенням останньої вплив часу на зміну границі тривалої міцності зменшується. Наприклад, для ванадію при 1073 К на базі 1000 годин межа тривалої міцності менша від такої на базі 1 год. на 50 МПа, а за тих же умов, але при 1173К – лише на 25 МПа. В системі напівлогарифмічних координат $\sigma_{tm} - f \lg(\tau)$ в часовому і температурному діапазоні випробувань відповідні залежності близькі до лінійних. За цим показником сплав переважає нелегований ванадій, особливо на малих часових базах випроб.

Зносоотривкість. Експериментальні дані свідчать, що за опором зношенню сплав переважає нелегований ванадій (рис. 4). В обох випадках утворюються порошкоподібні продукти зносу чорного кольору. Крива зношення сплаву ванадію з цирконієм і вуглецем носить класичний характер з ділянками притирання, нормального зношення і прискореного руйнування.

Опір окисленню. До 523 К ванадій відносно стійкий в атмосфері повітря. При наступному нагріві з температури 737 К маса зразків різко зростає перший раз. Максимальна швидкість приросту маси зафіксовано другий раз після проходження 1000 К. Починаючи з 523 К поверхня ванадію темніє, а вище 945...950 К стає склоподібною і починає стікати з поверхні взірця. При 973 К спостерігається процес інтенсивного «самозагоряння» металу, якому відповідає різке виділення тепла (рис.5а, крива 4). Щодо сплаву (рис. 5б), маса зразків з температурою зростає в меншій мірі, ніж нелегованого ванадію. Швидкість приросту маси до пікових значень зростає лише один раз

починаючи з температури близько 900 К. Поверхня металу після 573К темніє і залишається такою до завершення випробувань. Різке тепловиділення починається один раз починаючи з температури 923К.

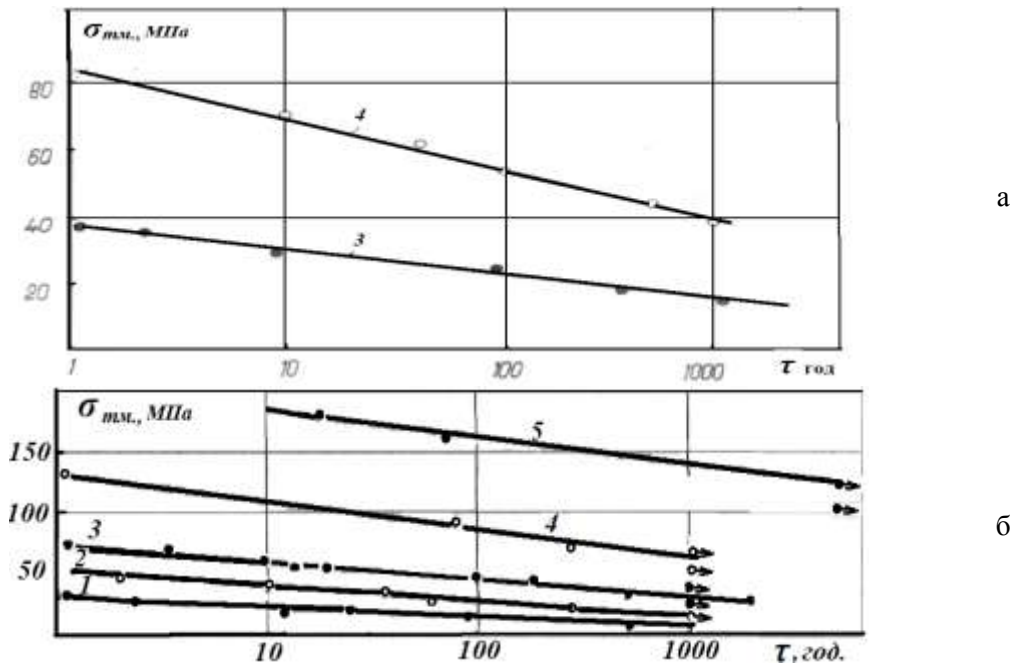


Рис. 3.- Тривала міцність ванадію (а) і сплаву системи V-Zr-C (б) у вакуумі за температур: 1 - 1373, 2 - 1273, 3 - 1173, 4 - 1073, 5 - 973 К

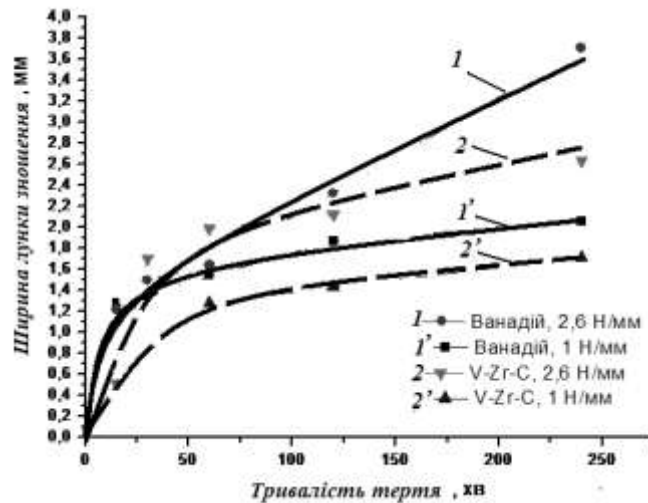


Рис. 4. - Вплив навантаження на опір зношуванню ванадію (1, 1*) і сплаву ванадій-цирконій-вуглець (2, 2*)

Обговорення результатів. Аналіз результатів механічних випроб показав перевагу сплаву за міцнісними характеристиками порівняно з нелегованим ванадієм. Проте відносно видовження сплаву до 1073 К менше. Вважається [18], що опір пластичному деформуванню кристалів ОЦК металів, до яких відноситься ванадій, відповідає опору руху дислокацій, який в свою чергу зумовлений цілим рядом факторів, в відтак відповідних механізмів, кожний з яких може залежати від температури. Кокс [19] показав, що вклади в макроскопічне напруження течіння термічно активованих механізмів адитивні. Відповідно, для монокристалічних і для полікристалічних металевих тіл, міцність в адитивному наближенні можна представити у вигляді лінійної суми вкладів (вклади тертя решітки матриці, внутрішньофазних границь, присутності дислокацій, наявності других фаз, атомів легуючих елементів, інших дефектів матриці, тощо) окремих механізмів зміцнення (суматорний метод). Цей метод наближений, але зручний для проведення порівняльного аналізу, щодо ролі у зміцненні металевій матриці того чи іншого механізму за інших рівних умов. У нашому випадку він дозволяє оцінити вклад у зміцнення ванадію тих

механізмів, які зумовлює легування цирконієм і вуглецем. Достовірність значно підвищується у випадку комплексного аналізу зміни механічних характеристик у взаємозв'язку із змінами фізико-хімічних властивостей та структурних особливостей.

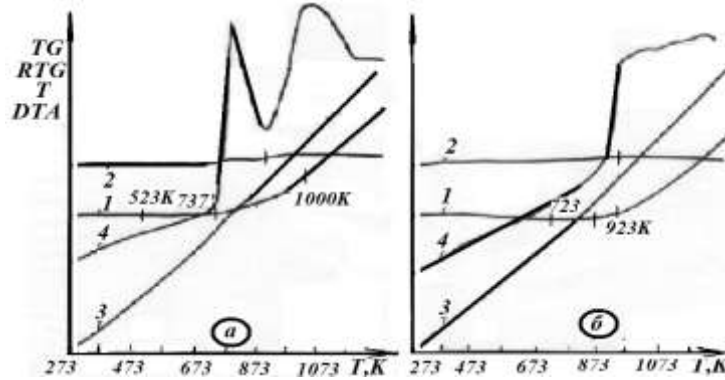
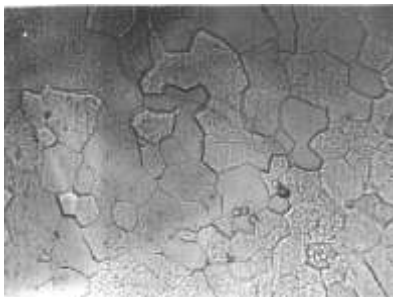
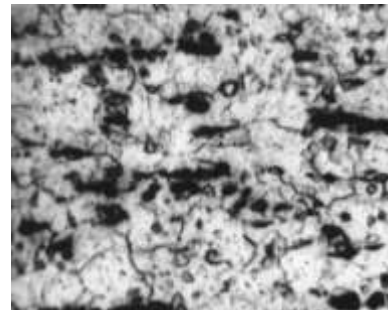


Рис. 5.- Комплексні дериватограми ванадію (а) і сплаву системи V-Zr-C (б) на повітрі: 1- зміна маси взірця (TG); 2 - інтенсивність зміни маси (RTG); термограма нагріву пічки (Т)(3) і взірця (DTA)(4).

На основі рентгеноструктурного аналізу встановлено, що після відпалу параметр ґратки ванадію 3,0323 Å, а сплаву 3,0310 Å. Мікроструктурний аналіз показує, що після рекристалізаційного відпалу розміри зерен ванадію і сплаву співмірні, але для сплаву характерні виділення вторинних фаз різної морфології і розмірів (рис. 6). Отримані результати відповідають очікуванню, згідно з діаграмами стану ванадію з цирконієм, вуглецем та киснем (рис. 7). Концентрація кисню і вуглецю у нелегованому ванадії не переважає їх межі розчинності в твердому розчині і тому вторинні (наприклад, оксиди) фази практично відсутні (рис. 5а) або їх кількість і розміри за межею чутливості оптичної мікроскопії. Вплив домішок втілення проявляється також в тому, що в нашому випадку постійна ґратки ванадію більша, ніж відомі її значення для металу високої чистоти, наприклад [20], для спектрально чистого металу - 3,0324 Å, але близька для більш забрудненого [21,22]

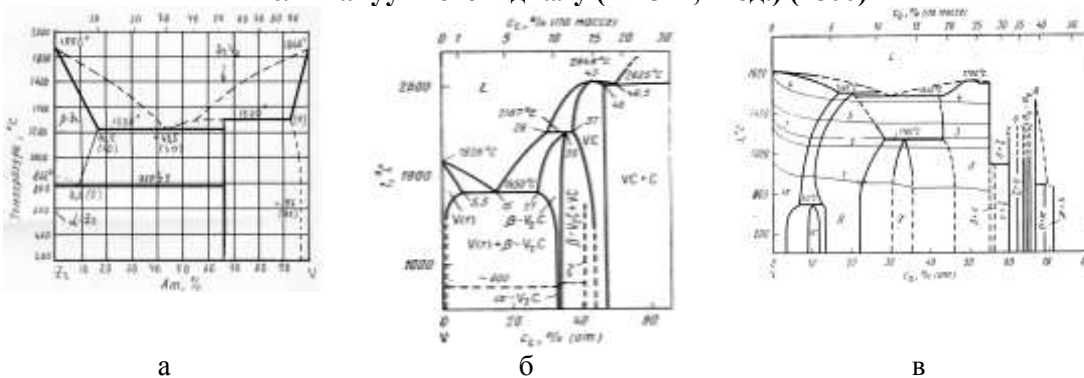


а



б

Рис. 6.- Структура ванадію (а) та сплаву системи V-Zr-C (б) виявлена хімічним травленням після вакуумного відпалу (1273 К, 1год.) (x800)



а

б

в

Рис. 7. - Діаграми стану ванадію з цирконієм [23] (а), вуглецем [24] (б) і киснем [24] (в).

Інша ситуація у випадку сплаву. Згідно діаграм рис. 7 (а, б). у зв'язку з мізерною розчинністю вуглецю у ванадії, можливе виділення його карбідів, але легування цирконієм,

термодинамічно більш активного до вуглецю, сприяє утворенню карбідів цирконію, тобто виводить вуглець з твердого розчину на основі ванадію. Перевищення концентрації цирконію за межу розчинності зумовлює виділення фази фаза ZrV_2 гексагональна решітка типу $MgZn_2$ (C14) з $a=5,288 \text{ \AA}$; $c=8,664 \text{ \AA}$; $c/a=1,639$ [13,20]. Відомо, що ця евтектична складова небажана, оскільки призводить до різкого зниження пластичності металу, оскільки виділяється на границях зерен і сприяє його інтеркристалітному руйнуванню. Проте, в нашому випадку, за контрольованого співвідношення $Zr/C \sim 1$ найбільш очікуваною фазою є ZrC [25-27]. Рентгеноструктурний та електронномікроскопічний аналізи дозволили встановити, що після рекристалізаційного відпалу (вихідний стан) в матриці співіснують карбід цирконію ZrC з ГЦК, β -карбід V_2C - з ГПУ ґратками різної дисперсності і в незначній кількості і в незначній кількості VC (рис. 8). Решту теоретично можливих фаз не виявлено.

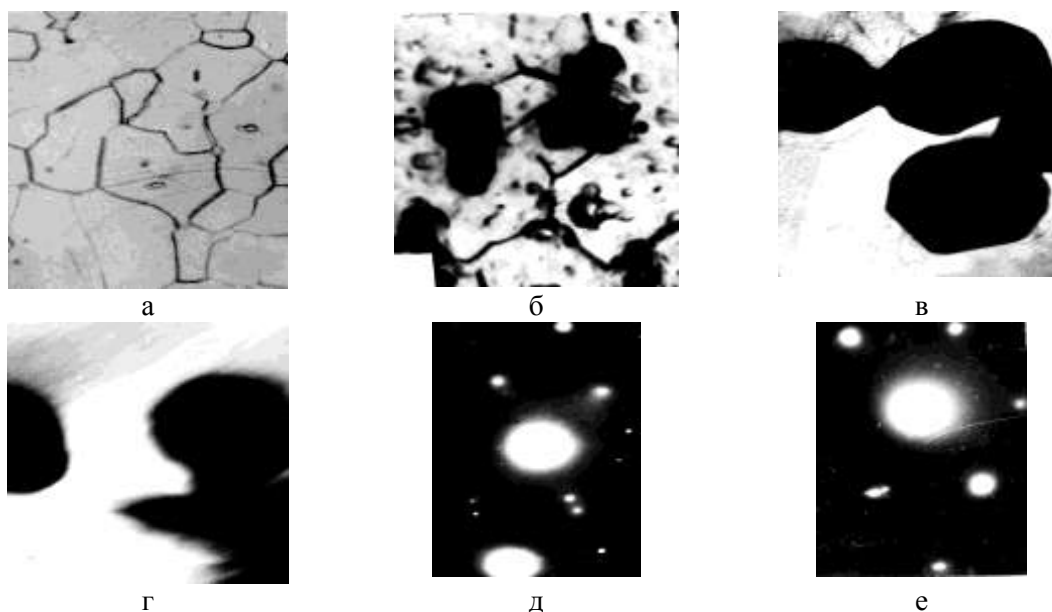


Рис.8. - Структура нелегованого ванадію (а), сплаву системи ванадій- цирконій- вуглець з виділеннями карбїду цирконію ZrC (б) (x500) ; електронномікроскопічні зображення характерних морфологій виділень в його матриці (в), (г) (x10000) та електронограми присутніх карбїдів V_2C (д), VC (е).

Отже, ефект зміцнення ($\Delta\sigma$) сплаву зумовлений в першу чергу дисперсними виділеннями карбїдів. Згідно [19] для більшості дисперсійно зміцнених тугоплавких металів з ОЦК ґраткою, відповідна залежність задовільно описується рівнянням Орована $\Delta\sigma \approx 0,6 (G b / r)^{3/2} f_v$, де G – модуль, b – вектор Бюргера, f_v - об'ємна концентрація зміцнюючої фази, r – радіус частинки вторинної фази. Таким чином зміцнення в більшій мірі залежить від розмірів зміцнюючих часток і в меншій від їх кількості та віддалю між ними. Результати електронномікроскопічного аналізу свідчать, що в сплаві присутні частинки термодинамічно стабільного карбїду цирконію різних за розмірами, до яких входять і найбільш ефективні щодо зміцнення. Слід очікувати, що підвищена міцність сплаву при високих температурах забезпечується саме ними, оскільки вони суттєво підвищують опір деформуванню, зокрема на усталеному етапі повзучості. Відповідні результати наведені на рис. 9. Без сумніву, значно вищий опір повзучості сплаву призводить до високих значень його тривалої міцності (рис.3) порівняно з нелегованим ванадієм.

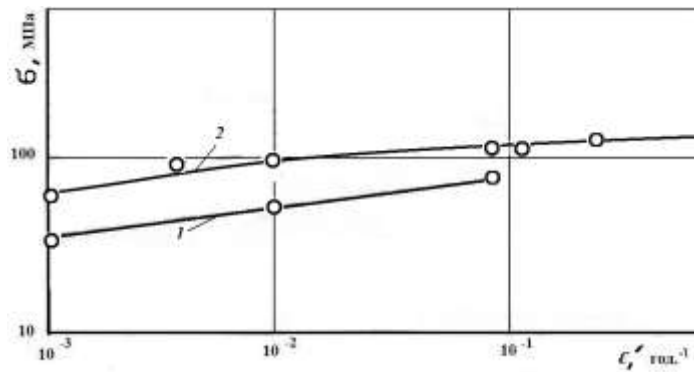


Рис. 9.- Опір деформуванню на усталеній стадії повзучості ванадію (1) і сплаву (2) при 1123 К.

Відомо [28-30], що механічні властивості металів суттєво впливають на їх опір зношенню. За фрикційної взаємодії без мащення на початковому етапі, зокрема етапі припрацювання, та у випадку абразивного зношення, як правило більш стійкими виявляються металеві матеріали з вищою міцністю. Це має підтвердження і у випадку ванадію. Тому сплав з цирконієм і вуглецем демонструє порівняно з нелегованим ванадієм більш високу зносотривкість (рис.4). Крім того, очевидно, продуктами зношення є оксиди ванадію або ванадію і цирконію у випадку сплаву, про що свідчить їх забарвлення та морфологія. Очевидним джерелом кисню може бути повітря. Але необхідна умова оксидоутворення на повітрі - забезпечення температури поверхні металів (рис. 5) вище 523 К. Згідно з даними термометрії режим тертя в наших умовах забезпечує незначне (до 350 К) тепловиділення на номінальному контакті, яке на повітрі не може призводити до окислення ванадію чи цирконію у сплаві. Проте значно вищий рівень температури досягається на фактичному контакті та у випадку виникнення температурних спалахів [31-33] в процесі тертя. Час температурного спалаху достатній для термохімічних та термомеханічних процесів, зокрема окислення. На третьових поверхнях сплаву можливе утворення оксидів цирконію, як легуючого інгредієнта, більш спорідненого до кисню, ніж ванадій. Фізико-хімічні властивості сплаву значно відрізняються від таких для нелегованого металу. Вимірювання термоелектрорушійної сили за методикою [34] дало значення 187 мкВ для ванадію і 566 мкВ для сплаву.

Висновки. Легування ванадію цирконієм і вуглецем за атомного співвідношення $Zr/C=1,07$ суттєво впливає на його структуру та властивості. В структурі сплаву після рекристалізаційного відпалу домінують карбіди цирконію різної дисперсності, в тому числі оптимальні, за морфологією, розподілом і розмірами що до впливу на міцність. Досягнуто суттєвого підвищення короткотривалої міцності в температурному інтервалі 300...1373К. Зростає опір повзучості і як наслідок рівень тривалої міцності. Для сплаву притаманні вищі зносотривкість і опір окисленню на повітрі порівняно з нелегованим ванадієм технічної чистоти.

Література.

1. Матюшенко І. Ю./ [Перспективы развития термоядерной энергетики в развитых странах мира и Украине](#), Проблеми економіки № 4, 2014. С.40-46
2. В. Беляев/ Ядерно-енергетичні установки: світові та вітчизняні перспективи/ Національна безпека: Український вимір, № 3 (22), 2009, с. 89-96.
3. Перспективи енергозабезпечення України в контексті світових тенденцій: Монографія / За заг. науковою ред. А. Шевцова. - Д.: РФ НІСД, 2008. – 208 с.
4. Конструирование ядерных реакторов. И. Я. Емельянов, В. И. Михан, В. И. Солонин /Под общ. ред. акад. Н. А. Доллежаля. М.: Энергоиздат, 1982, 400с.
5. Ягодин Г. А., Синегрибова О. А., Чекмарев А. М. Технология редких метал лов в атомной технике. Под ред. Б.В.Громова. М.:Атомиздат, 1974, 344с.
6. V. V. Shyrokov, Ch. V. Vasylyv, O.V. Shyrokov. Ways of improving the high-temperature work service of vanadium and some alloys used in reactors / Journal of Nuclear Materials, 394(2009), pp 114-122.
7. Михайлов В. М., Евтихин В. А., Люблинский И. Е. и др. Литий в термоядерной и космической энергетике XXI века. – М.: Энергоиздат, 1999. – 528 с.
8. Грязнов Г. Н., Евтихин В. А., Завяльский Л. П. и др. Материаловедение жидкометаллических систем термоядерных реакторов. – М.: Энергоиздат, 1989. – 220 с.
9. Дурягина З. А. и др. Концепция использования и защиты конструкционных и функциональных материалов для ядерных и энергетических установок.// МиТОМ. – 2001, №3. – с.77-84.

10. Мельникова И.П. Разработка технологических процессов изготовления катодных систем с улучшенными физико-техническими характеристиками для мощных электровакуумных приборов. Автореф. д.т.н., Саратов, Саратовский гос.тех. универ., 2015г., 40с.
11. Савицкий Е. М., Бурханов Г. С. Металловедение сплавов тугоплавких и редких металлов. Наука, 1971, 356с.
12. Harrod D. H., Gold R. E. Mechanical properties of vanadium and vanadium-base alloys // Inter. Met. Rev. - 1980. - V.25, №4. - P.163-221.
13. И. П. Дружинина, Л. П. Воробьева, Г. Н. Перькова, Л. В. Мельникова, А. В. Елютин, М. С. Лалаян, А. Ф. Геков, А. Г. Аракелов. Свойства и фазовый состав сплавов ванадия, легированных цирконием и углеродом. Изв. АН СССР. Металлы, 1976, №4, с.213-216
14. Vladymyr V. Shyrovkov, Orest S. Tsvikilevitch, Chrystyna V. Vasylyv. Stability of strengthened niobium alloys in long-term high-temperature loading conditions/ Z. Metallkunde, 93(2002), №11, pp.1123-1131.
15. Прочность деформируемых металлов / Под ред. Г. Г. Максимовича. - Киев: Наук. думка, 1976. - 270 с.
16. Максимович Г. Г. Микромеханические исследования свойств металлов и сплавов. - Киев: Наук. думка, 1974. - 241 с.
17. Геминев В. Н., Фридман З. Г. Методы механических испытаний металлов и сплавов при высоких температурах // Металловедение и термическая обработка, 1967. Итоги науки и техники, сер. Металлургия. - М.: ВИНТИ, 1969. - С. 130-213.
18. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. -М.: Мир. 1972, 406.
19. Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Фирстов С. А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. -К.: Наук. думка, 1975, с.326.
20. Гуревич М. А., Ормонт Б. Ф. К вопросу о параметре решетки ванадия // Физика металлов и металловедение. - 1957. - Вып.1, № 4. - С.112-114.
21. Ефимов Ю. В., Барон В. В., Савицкий Е. М. Ванадий и его сплавы. - М.: Атомиздат, 1979.- 253 с.
22. Гуляев А. П. Коррозионностойкие сплавы тугоплавких металлов. - М.:Наука, 1981. - 119 с.
23. Структуры двойных сплавов [Текст] : пер. с англ. / Хансен М., Андерко К., Новиков И. И., Рогельберг И. Л. - М. : Металлургиздат, 1962. - 608 с.
24. Газы и углерод в металлах. Фромм Е., Гебхардт Е. Пер. с нем., «Металлургия», 1980. 712 с.
25. Schirra M. Vanadinlegierungen fur die Kerntechnik. Teil III. Zeitstandfestigkeit und Kriechverhalten von Vanadin-Basis-Legierungen // Metall. - 1979. - V.33, №5. - S.455-465.
26. Bohm H., Schirra M. Untersuchungen uber das Zeitstand und Kriechverhalten binaren und ternaren Vanadin-Legierungen //J. of Less- Com. Met. - 1967. V.12, №4. - P.280-293.
27. Scholz M. Aushartungserscheinungen an V-Ti, V-Ti-Si, V-Zr und V-Hf-Legierungen unfer Bereichsichtigung der Metalloide N,O,B und C.- Kernforschungszentrum Karlsruhe // 1972. - KFK-1680. - 39 S.
28. Бакли Д. Поверхностные явления при адгезии и фрикционном взаимодействии. -М.: Машиностроение, 1986. - 360 с.
29. Engineering tribology/ Gwidon W. Stachowiak, Andrew W. Batchelor - 2001 - 744 p.
30. Справочник по триботехнике / Под ред. М. Хебда, А. В. Чечинадзе, т.1., В 3 т., - М.: Машиностроение, 1989. - 400.
31. Широков В. В., Ковальчик Ю. І. Нестационарне тепловиділення на поверхнях тертя/ Проблеми трибології.-2010, №2, с.45-55
32. Yu. I. Koval'chyk and V. V. Shyrovkov. [Modeling of Temperature Flashes under the Conditions of Periodic Contact of Friction Surfaces /Materials Science, Volume 41, Number 2 / March, 2005](#), 192-201
33. Ю. І. Ковальчик, О. В. Широков /Обґрунтування максимальної температури на локальних ділянках поверхні тертя.- Вісник Львівського національного аграрного університету. Агро інженерні дослідження №.13., т.1, 2009 р., с.253-260.
34. В. В. Широков, О. В. Широков. Високотемпературне старіння ванадію технічної чистоти/ 36. Наук. праць 3-ої Всеукраїнської науково-технічної конференції «Прогресивні технології у машинобудування», 2-6 лютого 2015 р., Львів, 106...107с.

Рецензенти:

Я.О. Шахбазов, д.т.н. професор, УАД
Х.Б. Василів, к.т.н., ст.н.с., ФМІ НАНУ

Стаття надійшла до редакції 27.04.2017