

УДК 620.184+669.017:539.42

Канд. техн. наук О. А. Глотка, канд. техн. наук В. С. Вініченко

Уаціональний технічний університет, м. Запоріжжя

## СТАТИЧНЕ РУЙНУВАННЯ W-Ni-Fe СПЛАВУ

*Розглянуто природу статичного руйнування сплаву системи W-Ni-Fe після випробування на розтяг. Встановлено характер та механізм розвитку тріщини по структурних складових матеріалу.*

**Ключові слова:** руйнування, сплав системи W-Ni-Fe, інтеркристалітне та транскристалітне руйнування, скол.

Вольфрам та його жароміцні сплави використовують при виготовленні соплових апаратів реактивних двигунів, носових обтікачів, передніх крайок та відповідальних деталей в ракетній техніці [1]. Всі ці сплави виготовляються ливарним методом через високу міцність та невелику пластичність, погано обробляються тиском та різанням. Тому при виготовленні виробів зі сплавів типу ВНЖ (W-Ni-Fe) використовується метод порошкової металургії, який дає змогу підвищити технологічні можливості (пластичність, штампованість і обробку різанням).

Велика кількість виробів (частини рубильників, викиачів, електродів для контактного зварювання, роторів гіроскопів, радіаційних екранів, контейнерів для зберігання радіоактивних відходів, частин керма літаків, ракет з високою масою та ударних частин снарядів), які вийшли з експлуатації, накопичилася на підприємствах машинобудівної галузі, тому впровадженню нових технологій з використанням W-Ni-Fe сплаву є перспективним напрямком.

Сплави типу ВНЖ або, як їх іноді називають, «важкі сплави», виготовляються спіканням вольфрамового порошку з сумішцю порошків нікелю і заліза (іноді залізо замінюють міддю) [2] з відношенням Ni : Fe (Cu) – 7:3 або 1:1. Цей матеріал спікається при більш низьких температурах, ніж металокерамічний вольфрам.

При виготовленні вказаної композиції використовують відповідні порошки чистих металів, які пресують на гідравлічних пресах під тиском 100...200 МПа. Виникнення пор у сплаві пояснюється не лише тим, що при пресуванні неможливо отримати 100 % щільності, а ще й тим, що у сплаві знаходяться поверхнево активні домішки (які неможливо усунути з порошків). Вони розташовуються на поверхні між вольфрамом і розтопленою фазою, чим перешкоджають змочуваності зерен [3], це і призводить до утворення пор.

Таким чином, дослідження процесів руйнування сплаву системи W-Ni-Fe дає змогу оцінити та спрогнозувати поведінку матеріалу в процесі експлуатації.

### Матеріал і методики досліджень

Сплав системи W-Ni-Fe має співвідношення елементів, яке відповідає ТУ 48-19-54-91 та ТУ 48-19-28-82.

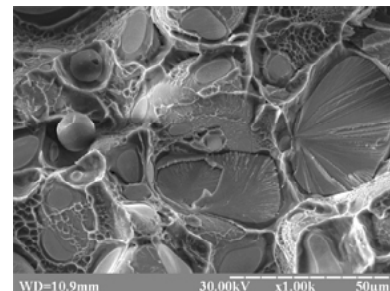
Встановлений фазовий склад сплаву відрізняється від складу наведеного у відповідних політермічних перерізах діаграм. Структура складається з  $\alpha$  твердого розчину на основі вольфраму,  $\gamma$ - твердого розчину на основі нікелю, ізоструктурних фаз (Fe,Ni)W та фази  $Ni_4W$ . При цьому інтерметалід  $Ni_4W$  був зареєстрований вперше у вказаній системі [4]. Розподіл елементів за площиною шліфа показав, що вольфрам у великій кількості наявний у сферичних вкрапленнях, а зв'язка складається з нікелю, заліза та вольфраму [5].

Дослідження зламів виконували на растровому електронному мікроскопі «РЕМ-106І», що оснащений системою енергодисперсійного аналізу за прискорювальної напруги 30 кВ у вторинних електронах. Кількісний рентгеноспектральний мікроаналіз виконано порівнянням одержаних спектрограм з еталонними, які записані в базу комп'ютера від еталонних матеріалів. Точність детектування елементів спектрометром знаходилася на рівні 0,1 % (мас.).

### Результати дослідження та їх аналіз

Руйнування відбувалося при випробування на розтяг стандартних зразків відповідно ГОСТ 1497-84. Після руйнування отримали фрактограми наступного виду (рис. 1).

Руйнування зразків відбулося за змішаним механізмом, тобто коли одночасно наявне руйнування за інтерта транскристалітним типом. Це свідчить про вплив декількох факторів, які змусили руйнування відхилитися



**Рис. 1.** Злам сплаву системи W-Ni-Fe після статичного руйнування

від одного якогось механізму. На мікрофотографіях чітко спостерігаються ділянки з внутрізереним сколом та міжзереним руйнуванням. Як зкол так і міжзерений розвиток тріщини є низькоенергоємними механізмами руйнування, одночасне протікання обох процесів свідчить про ефективне напруження розщеплення по границях зерен і внутрізереного сколу, які приблизно рівні. При цьому якщо шлях руйнування по межах зерен є вигідним, то тріщина розповсюджується неперервно по всьому перетину виробу, а якщо напруження сколу відносно невелике, на тих ділянках, які не зруйнувалися за міжзереним механізмом, то руйнування може йти за шляхом сколу.

Більш докладний розгляд окремих ділянок руйнування виявив те, що внутрізерений скол іде по частинках, що складаються з твердого розчину на основі вольфраму, оскільки це типowo саме для металів з о.ц.к. граткою. На знімку чітко можна виміряти розмір зерна та проспостерігати картину розповсюдження джерельного візерунка всередині зерна, що починається на межі розділу (рис. 2). Чітко розрізняються джерельні візерунки у вигляді сошинки між різними локальними фасетками сколу. Сходинки є результатом зколу вздовж площин сколу другого порядку, що прямують у бік зменшення енергії руйнування шляхом поєднання, подібно джерельцям у напрямку розповсюдження тріщини.

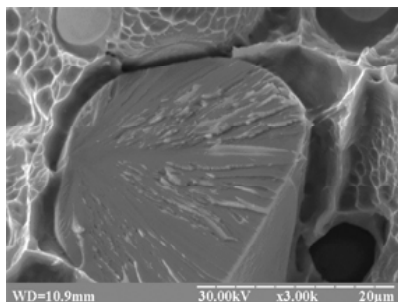


Рис. 2. Ділянка внутрізереного руйнування сплаву системи W-Ni-Fe

Висота сходинок пов'язана з кутом між віссю напруження розтягнення і напрямком площини сколу. На мікрофотографії рис. 2 спостерігається незначна розвиненість джерел сколу, що свідчить про орієнтування зерна під кутом, що наближається до  $90^\circ$  відносно осі розтягування. Таке орієнтування забезпечує легке розповсюдження руйнування вздовж невеликої кількості площин.

Докладний аналіз інтеркристалітного механізму руйнування в сплаві системи W-Ni-Fe виявив те, що по границях зерен руйнування відбувається з присутністю так званого в'язкого руйнування шляхом утворення мікропор з наступним їх злиттям (рис. 3).

Пори зароджуються на границях розподілу між зернами, тобто в місцях зі зниженою енергією зв'язку вони зростають до того моменту, коли відбувається злиття

сусідніх пор між собою, залишаючи після себе на поверхні руйнування напівсферичні порожнечі, які називають ямками. Форма ямок не спотворена, рівновісна, оконтурена гребнями відриву, має подібний характер по всьому зразку.

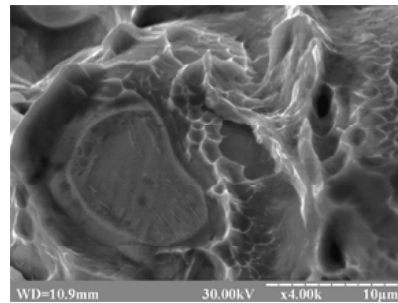


Рис. 3. Ділянка в'язкого руйнування сплаву системи W-Ni-Fe

Такий характер руйнування пов'язаний з тим, що частинки вольфраму зв'язані між собою фазою-зв'язкою, яка складається з твердого розчину на основі нікелю який є пластичним матеріалом.

### Висновки

Таким чином руйнування сплаву системи W-Ni-Fe є складним, розвиненим та характерним для сплавів виготовлених порошковою металургією. Перехід від одного механізму руйнування до іншого пов'язано з неоднорідністю в структурі, насамперед великою різницею в механічних властивостях структурних складових. Отже механізми руйнування сплаву не мають великої енергоємності, тому при конструюванні виробів з цього матеріалу необхідно враховувати вказану особливість.

### Список літератури

1. Савицкий Е.М. Металловедение сплавов тугоплавких и редких металлов / Е. М. Савицкий, Г. С. Бурханов. – М. : Наука, 1971. – 356 с.
2. Твердые сплавы и тугоплавкие металлы: сб. науч. трудов / под ред. В. И. Троценко. – М. : Металлургия, 1976. – С. 280–287.
3. Тяжелые сплавы типа ВНЖ-90. I. Влияние легирования и режимов получения порошков вольфрама на их строение, микроструктуру и свойства спеченных сплавов / [К. Б. Поварова, П. В. Макарова, А. Д. Ратнер и др.] // Металлы. – 2002. – № 4. – С. 39–48.
4. Глотка О. А. Природа важкотопкого брухту та встановлення закономірностей розподілу хімічних елементів по фазовим складовим / О. А. Глотка, В. Л. Грешта, А. Д. Коваль // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2011. – № 2. – С. 21–25.
5. Глотка О. А. Розробка та аналіз структурно-фазового стану Ni-W та Fe-W стопів на основі важкотопкого W-Ni-Fe брухту для легування спеціальних матеріалів у газотурбобудуванні [Текст] : дис. ... канд. тех. наук : 05.16.01 / Глотка О. А. – Запоріжжя, 2011. – 166 с.

Одержано 20.05.2013

**Глотка А.А., Винниченко В.С. Статическое разрушение W-Ni-Fe сплава**

*Рассмотрено природу статического разрушения сплава системы W-Ni-Fe после испытания на растяжение. Установлено характер и механизм развития трещины по структурным составляющим материалу.*

**Ключевые слова:** разрушение, сплав системы W-Ni-Fe, интеркристаллитное и транскристаллитное разрушение, скол.

**Glotka A. Vinichenko V. Static destruction of W-Ni-Fe of an alloy**

*The nature of static destruction of alloy W-Ni-Fe system after tension test was considered. Character and mechanism of crack development on structural components of material was established.*

**Key words:** destruction, W-Ni-Fe system alloy, intercrystallite and transcrystallite destruction, cleavage.

УДК621.762.8:538.9:669.017.1

Д-р фіз-мат. наук Г. П. Брехаря<sup>1</sup>, Т. В. Гуляєва<sup>2</sup>, О. А. Харитоновна<sup>3</sup>, Т. І. Прибора<sup>2</sup><sup>1</sup> Інститут металофізики НАН України, м. Київ;<sup>2</sup> Національний технічний університет, м. Запоріжжя;<sup>3</sup> Державний технічний університет, м. Дніпродзержинськ

## ВПЛИВ ЗОВНІШНІХ ТИСКІВ НА СТРУКТУРУ ТА МАГНІТНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЕЧЕНИХ МАГНІТІВ

*Досліджувалось вплив зовнішніх тисків на структурні перетворення та магнітні властивості спечених магнітів складу  $Nd_{14,9}Fe_{77,1-x}C_xB_{6,5}Cu_{0,15}Ti_{1,35}$  ( $x = 0, 1-1, 1$  % ат). Швидко загартовані аморфно-кристалічні плівки, які у вихідному стані мали в складі фази  $Nd_2Fe_{14}B$ ,  $NdCu_2$ , та аморфну складову, поміщали у прес-форму та перед спіканням стискали під пресом (0,5; 3; 9,5; 12 МПа), потім скріплювали за допомогою болтів і у стисненому стані поміщали у вакуумну піч для спікання. За рахунок різниці коефіцієнтів лінійного розширення болтів та прес-форми при нагріванні створювався додатковий тиск на зразок, який за теоретичними розрахунками досягає 1 ГПа. Спікання при температурі 1323 К призводить до кристалізації аморфної складової, а наявні кристалічні фази збільшувалися в розмірах. Зниження температури спікання від 1323 К до 973 К сприяє зменшенню розмірів зерен складної фази  $NdCu_2$ , яку згідно з класифікацією І. С. Мірошніченка необхідно назвати фазою з обмеженою метастабільністю. Утворені нанорозмірні (50 нм) частки фази  $NdCu_2$  сприяють гальмуванню границь доменів, що в свою чергу підвищує коерцитивну силу спечених компактів від 200 до 1350 кА/м.*

**Ключові слова:** спікання, метастабільна фаза, стискальні напруження, коерцитивна сила.

**Вступ**

Дослідження термодинамічних умов утворення нанорозмірних часток у готових постійних магнітах, що виготовляються на основі систем Fe-Nd-B є актуальною проблемою. Для магнітожорстких матеріалів значне підвищення властивостей відбувається лише в тому випадку, коли розмір зерна в магніті стає співрозмірним з розмірами монодоменої частки, а розмір немагнітних включень у зерні порівнюється з розмірами доменних стінок, у цьому випадку спрацьовує два механізми підвищення коерцитивної сили:

- пригнічення доменів зворотної намагніченості;
- гальмування границь доменів на немагнітних включеннях (піннінг-ефект).

**Матеріали та методика досліджень**

У роботі проводиться дослідження впливу зовнішніх стискаючих напруг на структурно-фазовий склад спечених магнітів.

Для дослідження вибрали сплави на основі системи Fe-Nd-B, леговані міддю, титаном та вуглецем  $Nd_{14,9}Fe_{77,1-x}C_xB_{6,5}Cu_{0,15}Ti_{1,35}$  ( $x = 0, 1-1, 1$  % ат). Елементи Cu та Ti є поверхнево активними і, згідно з попередніми дослідженнями сприяють підвищенню коерцитивної сили та залишкової індукції [1–3]. Вуглець, на думку більшості дослідників, негативно впливає на властивості постійних магнітів.

Вихідні матеріали для спікання в умовах стискальних напруг отримали методом спінінгування сплавів з