



УКРАЇНА

(19) UA

(11) 86249

(13) C2

(51) МПК (2009)

B22F 3/10

B22F 3/12

B22F 3/26

B22F 7/00

C22C 1/04

C22C 29/00

C22C 33/02

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ
І НАУКИ УКРАЇНИДЕРЖАВНИЙ ДЕПАРТАМЕНТ
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ
ВЛАСНОСТІОПИС
ДО ПАТЕНТУ НА ВІНАХІД

(54) СПОСІБ ОДЕРЖАННЯ ЗАЛІЗОБОРИДНОГО МАТЕРІАЛУ

1

(21) a200702351

(22) 05.03.2007

(24) 10.04.2009

(46) 10.04.2009, Бюл.№ 7, 2009 р.

(72) ЧЕРНІЄНКО ВАСИЛЬ ВАСИЛЬОВИЧ, UA,
ГРАМЕНИЦЬКИЙ ВОЛОДИМИР АНАТОЛІЙОВИЧ, UA,
ШЕВЦОВ СТАНИСЛАВ МАТВІЙОВИЧ, UA,
ТІГАРЄВ ВОЛОДИМИР МИХАЙЛОВИЧ, UA(73) ЧЕРНІЄНКО ВАСИЛЬ ВАСИЛЬОВИЧ, UA,
ГРАМЕНИЦЬКИЙ ВОЛОДИМИР АНАТОЛІЙОВИЧ, UA,
ШЕВЦОВ СТАНИСЛАВ МАТВІЙОВИЧ, UA,
ТІГАРЄВ ВОЛОДИМИР МИХАЙЛОВИЧ, UA

(56) SU, 325 271, A, 07.01.1972

SU, 341 855, A, 14.06.1972

UA, 30 432, A, 15.11.2000

GB, 753 454, A, 25.07.1965

WO, 03/049889, A2, 19.06.2003

JP, 59-089749, A, 24.05.1984

Вертман А.А., Самарин А.М. Свойства расплавов
железа. - М.: Наука, 1969. С.240-257(57) Спосіб одержання залізоборидного матеріалу,
що включає формування прямим пресуванням
пористого каркаса з порошку заліза, додавання до
пористого каркаса шихти просочувального сплаву
евтектичного складу з суміші порошків заліза і бо-
ру або боридних сполук типу Me_xB_y , де Me - мета-
ли, $x=1-2$, $y=1-2$, подальше їх сумісне пресування,

2

нагрівання сформованого матеріалу для спікання пористого каркаса та рідинно-фазне спікання з одночасним частковим перерозподілом компонентів між складовими залізоборидного матеріалу, який **відрізняється** тим, що як метали боридних сполук використовують титан або хром, або суміші їх порошків у вигляді дибориду титану типу TiB_2 або дибориду титану-хрому типу $TiCrB_2$, пористий каркас з порошку заліза формують прямим пресуванням під тиском 300 МПа, додають у прес-форму з попередньо відпресованим пористим каркасом суміш порошків просочувального сплаву і пресують одержаний матеріал під тиском 500 МПа, потім нагрівають його до температури 1223-1393 К з витримкою протягом 30 хвилин для спікання пористого каркаса, далі підвищують температуру до 1600 К, розплавляють просочувальний евтектичний сплав, при цьому просочують ним пористий каркас, утворюють боридні сполуки типу $(Fe, Ti)_2B$ або $(Fe, Cr, Ti)_2B$ та $(Fe, Cr, Ti)B$ і проводять подальше рідинно-фазне спікання утворюваного залізоборидного матеріалу, у процесі якого повністю заміщають титан у боридних сполуках залізом та виділяють титан у структурі залізоборидного матеріалу у самостійну фазу у вигляді окремих включень кулеподібної форми.

Винахід належить до області порошкової металургії та композиційних матеріалів, зокрема до способів виготовлення евтектикодержачих залізоборидних композиційних матеріалів, і призначається для підвищення механічних та теплофізичних властивостей композиційних матеріалів на основі заліза.

Відомий спосіб сфероїдизації чавуну, згідно з яким перетворюють пакетні включення вуглецю у шароподібні включення шляхом їх модифікації у розчині чавуну магнієм, кальцієм, ітрієм або лантаном [Вартман А.А., Самарин А.М. Свойства расплавов железа. - М: Наука, 1969. - С.240-256], але такий чавун одержують лише ливарним способом. Можливість сфероїдизації вуглецю у чавуні об'єру-

(13) C2

(11) 86249

(19) UA

нотується розчепленням його прошарків модифікатором (наприклад магнієм) з поступовим перетворенням цих прошарків у шароподібні включення.

Найближчим по суті являється спосіб багатошарового об'ємного борирування [Патент України 30432А, В.В.Чернієнко, В.А.Граменицький, О.Г.Павлишко. - Бюл. 6 - II від 15.11.2000], який прийнятий у якості аналогу, у якому процес борирування пористих залізних матриць проводять за допомогою проникнення в них сплаву евтектичного складу на основі заліза та бору, або його сполук з додатками легуючих компонентів і, завдяки цьому, рідинно-фазне спікання, утворення у рідинній фазі двох складних сполук $(\text{Fe}, \text{Me})_2\text{B}$ та $(\text{Fe}, \text{Me})\text{B}$, та їх виборне легування проводять при температурі $T=1523\text{-}1573\text{K}$ протягом 60-90 хвилин у вакуумній печі під тиском $P=10^{-4}\text{мм рт.ст.}$, а кристалізацію рідинної фази у композиції здійснюють шляхом охолодження разом з піччю протягом 90 хвилин.

Однак, у данім способі утворюються складні сполуки $(\text{Fe}, \text{Me})_2\text{B}$ та $(\text{Fe}, \text{Me})\text{B}$ з додатками легуючих компонентів, наприклад, V, Cr, Mn, Co, Ni, Nb, Mo, які схильні до утворення d^5 (ds^5) - конфігурацій, а титан, у якого число валентних електронів - ds^4 не відноситься до них, але це якраз дає змогу виділити титан у самостійну фазу у вигляді шароподібних включень і таким шляхом підвищити механічні та теплофізичні властивості борируємих матеріалів.

Задачею винаходу являється утворення сферодічних включень титану після структуризації його атомів у евтектичному сплаві. Цю задачу можна обґрунтувати у вигляді правила: у композиційному матеріалі на основі заліза або сталі, до якого входить проникливий сплав евтектичного складу з металевою складовою, наприклад титаном, який має меншу (ds^4) кількість валентних електронів, чим у енергетично стабільній d^5 (ds^5) - конфігурації заліза, унеможливилося входження атомів титану до складу боридів $(\text{Fe}, \text{Me})_2\text{B}$ та $(\text{Fe}, \text{Me})\text{B}$. Теж саме спостерігається при застосуванні боридів TiB_2 або TiCrB_2 , з тією лише різницею, що спочатку ці боридні сполуки розплавляються у евтектичному сплаві при температурі, яка набагато нижча температури їх розплавлювання, а потім слідує витиснення із них титану, який утворює у залізній матриці самостійну фазу. Це явище має місце також у залізній матриці з нікелевою евтектикою у системі Fe - (Ni-12% TiCrB_2), у якій в нових сполуках кількість титану не перевищує 0,1%.

Заміщення титану у сполуках заліза та бору приводить до поліпшення спікання матеріалу завдяки зменшенню об'єму евтектики у композиції та відділення титану у самостійну фазу у вигляді сферодічних включень.

Поставлена задача досягається тим, що у способі, який включає формування прямим пресуванням пористого каркасу з порошків заліза, додання до каркасу шихти просочувального сплаву евтектичного складу з суміші порошків заліза і бору або боридних сполук типу Me_xB_y , де $x=1\text{-}2$, $y=1\text{-}2$, подальше їх сумісне пресування, нагрівання сформованого матеріалу для спікання пористого каркасу, розплавлення просочувального сплаву,

просочення їм пористого каркасу та рідинно-фазне спікання з одночасним частковим перерозподілом компонентів між складовими залізоборидного матеріалу, згідно з винаходом у якості металів боридних сполук використовують титан або хром або суміші їх порошків у вигляді дібориду титану типу TiB_2 або дібориду титана-хрому типу TiCrB_2 , пористий каркас з порошку заліза формують прямим пресуванням під тиском 300МПа, додають в пресформу з попередньо відпресованим пористим каркасом суміш порошків просочувального сплаву і пресують одержаний матеріал під тиском 500МПа, потім нагрівають його до температури 1223-1393K з витримкою на протязі 30 хвилин для спікання пористого каркасу, далі підвищують температуру до 1600K, розплавляють просочувальний евтектичний сплав, при цьому просочують ним пористий каркас, утворюють боридні сполуки типу $(\text{Fe}, \text{Ti})_2\text{B}$ та $(\text{Fe}, \text{Ti})\text{B}$ чи $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Ti})_2\text{B}$ та $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Ti})\text{B}$

і проводять подальше рідинно-фазне спікання утвореного залізоборидного матеріалу, у процесі якого повністю заміщують титан у боридних сполуках залізом та виділяють титан у структурі залізоборидного матеріалу у самостійну фазу у вигляді окремих включень шароподібної форми.

Експериментально встановлено, що при застосуванні даного способу для створення залізоборидних матеріалів систем Fe - (Fe, Me-B) та Fe - (Fe-Me, B), у яких міститься титан, досягнуті високі механічні та теплофізичні властивості:

1. Зменшується доля евтектичної фази у залізоборидних матеріалах, що, в свою чергу, призводить до розриву рідинного каркасу, який утворився спочатку спікання, а після цього - до поліпшення рідинно-фазного спікання композицій завдяки збільшенню контактних зон поміж зернами залізного каркасу.

2. Підвищується пластичність залізоборидних матеріалів

Fe - (Fe-TiB₂) та Fe - (Fe-TiCrB₂) у порівнянні з базовою системою Fe -(Fe-B) у 1,5-2 рази (табл.1), а залізоборидного матеріалу, у якого матриця виконана із дроту 08Х20Н10Г6 з евтектичною складовою Ni(Co) - TiCrB₂, у 5 разів (табл.2) у порівнянні з композиціями, до складу яких входять лише ніобій та молібден.

3. Досягається значно вищий опір об'ємному стисканню (з однаковою дольовою роботою) шляхом динамічного гарячого пресування, який складає 0,2-0,4%, у порівнянні з об'ємним стисненням базового композиційного матеріалу - 1,5% (табл.3). Об'ємне стиснення матеріалів проводили на основі розрахунку дольової роботи динамічного пресування зразків із співвідношення:

$$W = Q \cdot h_{\text{ср.}} / \text{кгм/см}^3,$$

$$\text{де } Q=885\text{кг};$$

$$h_{\text{ср.}}=268-h_2 \text{ (висота зразка);}$$

$V=q/y \text{ кгм/см}^3$. Розрахунок об'єму матеріалу проводили з вирахуванням об'єму облою зразка.

4. Підвищується тривала міцність залізоборидних матеріалів, які містять титан, наприклад у системи (Fe - 12% ПХ18Н9Т) - (Fe-3% Nb-4% Mo-4% B), яка на два порядки вища, ніж у композиціях, що містять тільки ніобій та молібден (табл.4).

Таблиця 1.

Механічні властивості композиційних матеріалів

№	Склад матеріалів	σ_B , МПа	δ , %	Твердість, HRC
1.	Fe - (Fe-5,5% TiB ₂)	300-310	11-12	28-30
2.	Fe - (Fe-5% TiCrB ₂)	280-310	10-18	45
3.	Fe - (Fe-1,5% TiB ₂ -3,5% B)	230-270	8-11	
4.	Fe - (Fe-5% TiCrB ₂ -2% B)	250-260	10-11	
5.	Fe - (Ni-12% TiCrB ₂)	440-480	0,9-1	19-23
6.	Fe - (Ni-50% Co-12% TiCrB ₂)	500-510	1,5-1,6	18-19
7.	Fe - (Ni-50% ПХ18Н9Т-7% Nb-4% B)	500-560	0,8-1,3	26-31

Таблиця 2.

Властивості залізоборидних матеріалів системи "Каркас із дроту евтектичний сплав"*

№	Склад евтектичних матеріалів	σ_B , МПа	δ , %
1.	Fe-6% Mo-4% B	700-710	1,5-2,0
2.	Fe-1,5% Nb-4,5% Mo-4% B	490-540	1,7-2,0
3.	Ni-25% Co-12% TiCrB ₂	400-460	8-10

* Примітка: У якості основного матеріалу матриці приймався сталевий дріт 08Х20Н10Г6

Таблиця 3.

Об'ємне стиснення композиційних матеріалів шляхом динамічного гарячого пресування у дисоційованому аміаку (вага молота 885кг, висота підняття - 268мм)

№	Склад матеріалів	Робота пресування, кг/см ²	Об'ємне стиснення, %	σ_B , МПа
1.	Fe - (Fe-4% B)	35,7	1,5	370-380
2.	Fe - (Fe-2,8% TiB ₂ -3% B)	36,7	0,2	510-520
3.	Fe - (Ni-12% TiCrB ₂)	38,0	0,4	510-520
4.	(Fe-15% ПХ18Н9Т)- (Fe-1,5% Nb-3% Mo-4% B)	33,4	1,4	420-430
5.	(Fe-15% ПХ18Н9Т)- (Fe-5% Mo-4% B)	41,0	2,8	410-420

Таблиця 4.

Випробовування композиційних матеріалів на тривалу міцність

№	Склад матеріалів	T, K	Напруження, МПа	Години до руйнування
1.	Fe - (Fe-1,5% Nb-4,5% Mo-4% B)	1023	150	1
2.	Fe - (Fe-4% ВД2-4% B)	1023	150	7,5
3.	(Fe-12% ПХ18Н9Т)- (Fe-3% Nb-4% Mo-4% B)	973	100	150
				Зразок знятий без руйнування

Суть винаходу пояснюється прикладними Фігурами схематичного устаткування дериватографа, на якому виконували гравіметричний та диференційнотермічний аналізи, дериваторами спікання, графіками розподілу елементів та мікроструктурою композиційних матеріалів:

Фіг.1. Принципова схема дериватографа.

Фіг.2. Діаграма стану системи "Залізо-бор".

Фіг.3. Дериватограми (Т, ТВ, ДТВ, ДТА) композиційного матеріалу базової системи Fe - (Fe-B).

Фіг.4. Дериватограми (Т, ТВ, ДТВ, ДТА) проникливого сплаву евтектичного складу Fe-B.

Фіг.5. Дериватограми (Т, ТВ, ДТВ, ДТА) композиційного матеріалу системи Fe - (Ni-12% TiCrB₂).

Фіг.6. Дериватограми (Т, ТВ, ДТВ, ДТА) проникливого сплаву евтектичного складу Ni-12% TiCrB₂.

Фіг.7. Дериватограми (Т, ТВ, ДТВ, ДТА) композиційного матеріалу системи Fe-15% ПХ18Н9Т) - (Fe-1,5% Nb-3% Mo-4%B).

Фіг.8. Дериватограми (ДТА) матеріалів, ентальпії яких приймається до уваги, коли проводиться спікання нової композиції, наприклад композиційного матеріалу системи (Fe-15 % ПХ18Н9Т) - (Fe-1,5 % Nb-3% Mo-4% B).

Фіг.9. Мікроструктура композиційного матеріалу системи Fe - (Fe-6% TiCrB₂).

Фіг.10. Мікроструктура композиційного матеріалу системи Fe-(Ni-12% TiCrB₂).

Фіг.11. Мікроструктура композиційного матеріалу системи (Fe-15% ПХ18Н9Т) - (Fe-1,5% Nb-3% Mo-4%B).

Фіг.12. Мікроструктура композиційного матеріалу системи Fe - (Fe-5,5% TiCrB₂) у електронній випромінюванні.

Фіг.13. Графік розподілу елементів у композиційному матеріалі системи Fe - (Ni-12% TiCrB₂) та їх мікроструктура.

Фіг.14. Графік розподілу елементів у композиційному матеріалі системи (Fe-15% PX18H9T) - (Fe-1,5% Nb-3% Mo-4% B) та їх мікроструктура.

Фіг.15. Форкамера дизельного двигуна, для виготовлення металевої частини якої використали композиційний матеріал системи Fe - (Ni-12% TiCrB₂).

Фіг.16. Кокіль для лиття алюмінієвих кришок, для виготовлення якого використали композиційний матеріал системи (Fe-15% PX18H9T) - (Fe-1,5% Nb-3% Mo-4% B).

Згідно з діаграмою стану системи "Залізо-бор" (Фіг.2), у ній створюються два типи сполук заліза з бором: Fe₂B та FeB. Поміж даними сполуками може бути досягнутий міцний хімічний зв'язок за рахунок створення енергостійких d⁵ - та sp³ - конфігурацій атомів заліза та бору, бо, тому що тільки у цьому випадку досягається постійність концентрування валентних електронів:

$$(e/a)_{Fe_2B} = \frac{3 \cdot 2 + 3 \cdot 1}{2 + 1} = 3; \quad (e/a)_{FeB} = \frac{3 \cdot 2 + 3 \cdot 1}{2 + 1} = 3.$$

Можливість такого розподілу валентних електронів забезпечується за рахунок того, що залізу з енергетичної точки зору вигідно передати частину своїх валентних електронів d⁶s² до атомів бору, щоб досягти більш стійкої d⁵ - конфігурації, а до бору вигідно додати ці електрони, щоб забезпечити самий стійкий sp³ - стан.

У наслідок проведених авторами експериментальних досліджень підтверджується можливість такого розподілу атомів при спіканні у металевому розчині евтектичного складу, до якого відносяться проникливі сплави Fe, Me-B та Fe-Me, B, які містять титан.

Нами встановлена закономірність вибіркового легування боридних фаз. Елементи, які розташовані у рядку заліза зліва від нього, починаючи з ванадію, входять до складу боридів (Fe, Me)₂B, а нікель і елементи, розташовані нижче від ванадію та хрому, які володіють більш високим ефективним зарядом, чим у заліза, входять до складу боридів типу (Fe, Me)B. При цьому забезпечується міцний ковалентний зв'язок поміж усіма атомами, схильними до утворення sp³ - та d⁵ - або ds⁵ - конфігурацій.

Титан не входить до цієї групи легуючих компонентів. Проводилось дослідження трьох систем: Fe - (Fe-TiB₂), Fe - (Ni-TiCrB₂) та Fe, Ti - (Fe, Me-B). У всіх цих системах титан не входить до складу боридних сполук, але значно підвищує механічні та теплофізичні властивості цього класу матеріалів. Хімічний аналіз показує, що при введенні 0,3-8мас.% Ti до складу композиційного матеріалу системи Fe - (Fe, Me-B), його кількість у розчині заліза не перевищує 0,03мас.%. Практично увесь титан знаходиться у композиції у вигляді сфероїдних включень. Ці кристали на зломі мають дуже яскравий блиск. Розглянемо більш детально ілюстрації, які характеризують суть винаходу.

На Фіг.1 представлена принципова схема дериватографа. Дослідження проводились у середовищі аргону у тиглях із кварцу. Нагрівання зразків

матеріалів проводилось до 1600±23K з швидкістю нагріву 7,5°/хвил. та послідовним охолодженням з швидкістю 15°/хвил. Дериватограф дозволив з великою точністю підібрати режим рідинно-фазного спікання для композиційних матеріалів з легуючими добавками титану.

На Фіг.2. представлена діаграма стану системи "Залізо-бор", із якої видно, що евтектика утворюється при температурі 1473K і до її складу входить лише борид Fe₂B. Другий борид - FeB утворюється при температурі 1813K, але при рідинно-фазному спіканні він утворюється при T<1600K.

На Фіг.3 та 4 приведені дериватограми (T, TB, DTB, ДТА) залізоборидного матеріалу системи Fe - (Fe-4% B) та просочувального сплаву евтектичного складу Fe-4% B. Ці системи прийняті у якості базових. Тільки у порівнянні з ними можна визначити можливі зміни у процесі спікання досліджуваної системи.

На Фіг.5. приведені дериватограми (ДТА), які представлені для того, щоб показати, що криві ДТА кварцового тиглю (п.1) та технічно чистого бору (п.2) не впливають на зміну їх форми при спіканні, а також показати, яку форму мають криві базових елементів та систем: заліза (п.3), евтектичного сплаву Fe-4 % B (п.4) та залізоборидного матеріалу Fe - (Fe-4% B). Це дає змогу з великою достовірністю вивчити особливості режиму спікання нових залізоборидних матеріалів (п.п. 6-7).

На Фіг.6 та 7 приведені дериватограми (T, TB, DTB, ДТА) залізоборидного матеріалу системи Fe - (Ni-12% TiCrB₂) та його просочувального сплаву Ni-12% TiCrB₂. Криві ентальпії (ДТА) на ділянці утворення евтектики у системах Fe-4% B (Фіг.4) та Ni-TiCrB₂ (Фіг.7) подібні між собою. Незначний виступ кривої ДТА на ділянці ендотермічної реакції плавлення евтектики (Фіг.7) обумовлюється тим, що борид TiCrB₂ знаходиться у розчині нікелевої складової евтектики і, звичайно, при її взаємодії з боридом титану - хрому, нікель частково розчиняється у цьому бориді, а це приводить до виділення тепла. На кривій ДТА утворюється незначний пік екзотермічної реакції, але, у зв'язку з подальшим процесом нагрівання, продовжується утворення евтектичного сплаву на основі нікелю.

Подібне явище має місце при утворенні евтектики у капілярах залізної матриці (Фіг.6). Тепер, у зв'язку з розташуванням заліза у бориді TiCrB₂, виділяється більш значна кількість тепла. Пік екзотермічної реакції досягає рівня пологості кривої ДТА. Потім продовжується утворення евтектики, але уже із сполуками на основі заліза. Завдяки утворенню у евтектиці лише одного складного сполучення типу (Fe, Me)₂B, ендотермічна реакція переходить до екзотермічної реакції. Багато тепла, яке виділяється при цьому (1мм відрізка кривої ДТА уздовж осі Y дорівнює 2,5кал/моль) обґрунтовується повним витісненням титану із складного бориду. Це підтверджується хімічним та мікрорентгеноспектральним аналізами композиційних матеріалів.

У кінці кривої ДТА у даній системі виділяється ще один незначний пік екзотермічної реакції. Він обґрунтовується тим, що при температурі T=1573K

утворюється складний борид типу $\text{Fe}(\text{Ni}, \text{Cr})\text{B}$. Згідно з закономірністю борирування цей складний борид утворюється на основі бориду типу $(\text{Fe}, \text{Me})_2\text{B}$, що входить до складу евтектики.

На Фіг.8 приведені дериватограми (Т, ТВ, ДТВ, ДТА) залізоборидного матеріалу системи $(\text{Fe}-15\% \text{ПХ18Н9Т}) - (\text{Fe}-1,5\% \text{Nb}-3\% \text{Мо}-4\% \text{В})$. Утворення евтектичного сплаву у цій системі відрізняється від системи $\text{Fe} - (\text{Ni}-12\% \text{TiCrB}_2)$ лише тим, що в ній титан знаходиться у складі порошку ПХ18Н9Т і борид типу $(\text{Fe}, \text{Me})\text{B}$ утворюється при температурі $T=1583\text{K}$. Це незначне підвищення температури пов'язано з необхідністю розплавлювання сталюого порошку, щоб його компоненти (Cr та Ni) ма-

ли змогу увійти до складу бориду типу $(\text{Fe}, \text{Me})\text{B}$. Титан не входить до його складу.

На Фіг.9-12 приведені мікроструктури композиційних матеріалів систем $\text{Fe} - (\text{Fe}-6\% \text{TiB}_2)$, $\text{Fe} - (\text{Ni}-12\% \text{TiCrB}_2)$, $(\text{Fe}-15\% \text{ПХ18Н9Т}) - (\text{Fe}-1,5\% \text{Nb}-3\% \text{Мо}-4\% \text{В})$ та $\text{Fe} - (\text{Fe}-5,5\% \text{TiCrB}_2)$ з поясненнями зображень.

На Фіг.13-14 приведені графіки розподілу елементів у залізоборидних матеріалах систем $\text{Fe} - (\text{Ni}-12\% \text{TiCrB}_2)$ та $(\text{Fe}-15\% \text{ПХ18Н9Т}) - (\text{Fe}-1,5\% \text{Nb}-3\% \text{Мо}-4\% \text{В})$ і їх мікроструктури також з поясненнями їх зображень. Окрім того, для зручності порівняння елементного складу у сполуках між собою, приведена табл.5.

Таблиця 5.

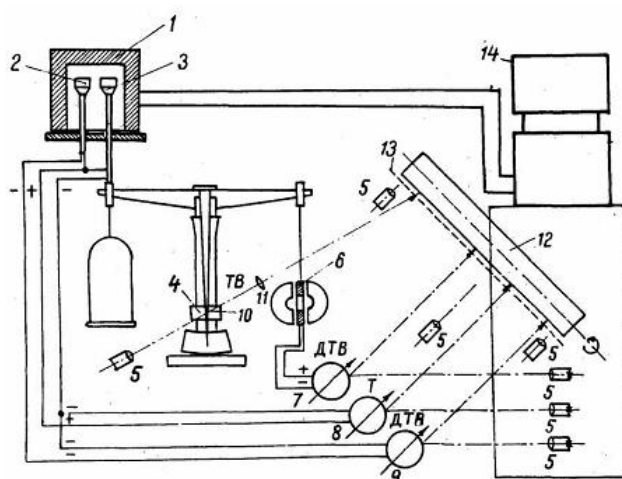
Елементний склад композиційних матеріалів

№	Склад матеріалів	Розподіл легуючих компонентів						
		Fe	B	Mo	Nb	Ni	Cr	Ti
1.	$\text{Fe} - (\text{Fe}-4\% \text{В})$							
а -	зерно	100						
б -	світла фаза	96,2	3,8					
в -	темна фаза	99,6	0,4					
2.	$\text{Fe} - (\text{Ni}-12\% \text{TiCrB}_2)$							
а -	зерно	80,0				19,2	0,8	0,03
б -	світла фаза	83,9	7,2			5,9	2,8	0,10
в -	темна фаза	74,3	11,4			12,4	1,8	0,10
3.	$(\text{Fe}-15\% \text{ПХ18Н9Т}) - (\text{Fe}-1,5\% \text{Nb}-3\% \text{Мо}-4\% \text{В})$							
а -	зерно	94,5		0,5		2,0	3,0	У вигляді включень
б -	світла фаза	86,2	7,1	1,4		0,4	5,1	
в -	темна фаза	52,9	14,4	14,5	15,8	1,0	1,4	

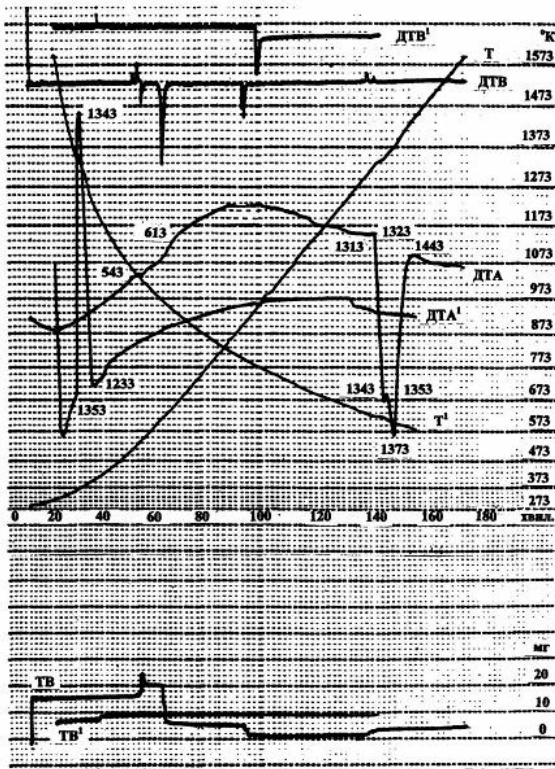
На Фіг.15-16 приведені приклади виготовлення форкамери та кокілю із композиційних матеріалів $\text{Fe} - (\text{Ni}-12\% \text{TiCrB}_2)$ та $(\text{Fe}-15\% \text{ПХ18Н9Т}) - (\text{Fe}-1,5\% \text{Nb}-3\% \text{Мо}-4\% \text{В})$ відповідно.

Таким чином, заявлений спосіб розкриває механізм структуризації валентних електронів складових тугоплавких сполук, до яких відносяться

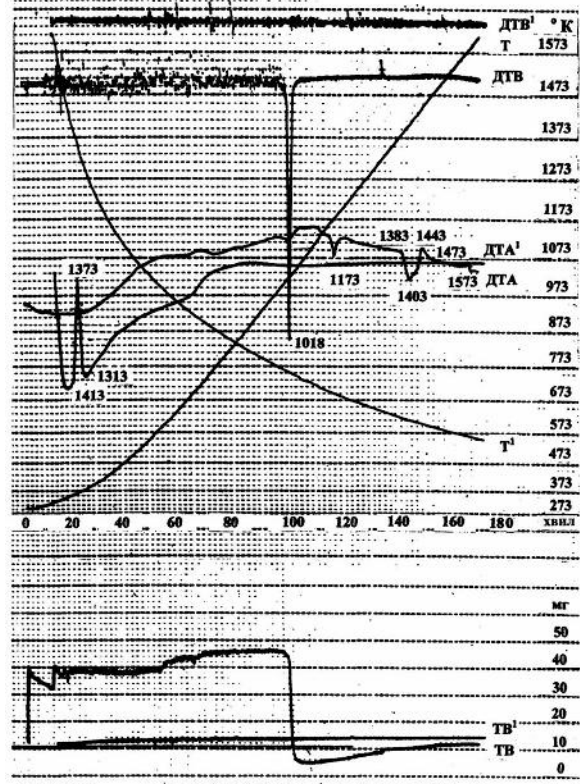
TiB_2 та TiCrB_2 , у сплавах евтектичного складу при температурі набагато нижчій температури їх плавлення, а це, у свою чергу, дає можливість створення нового класу композиційних матеріалів на основі заліза з високими механічними та теплофізичними властивостями.



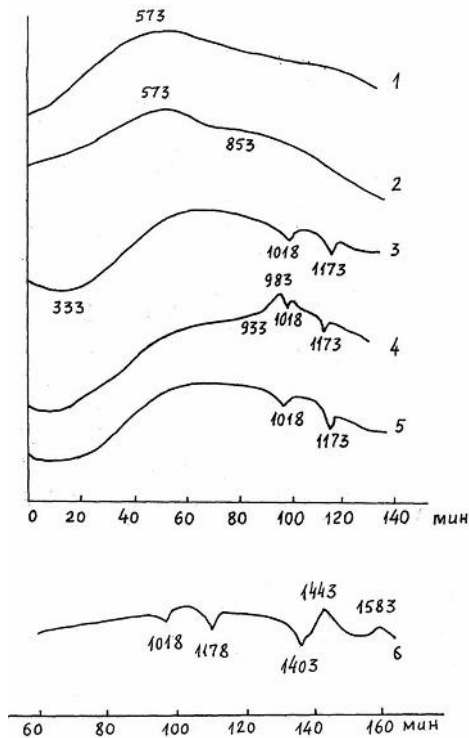
Фіг. 1. Принципова схема дериватографа:
 1 - електрична піч; 2 - тигель з еталоном; 3 - тигель зі зразком;
 4 - аналітичний важіль; 5 - освітлювачі; 6 - котушка магнітно-електричного пристрою; 7, 8, 9 - дзеркальні гальванометри; 10, 11 - щілина та лінза оптичного пристрою ТВ;
 12 - барабан фоторегістрівного пристрою; 13 - калібрувальний пристрій; 14 - терморегулятор



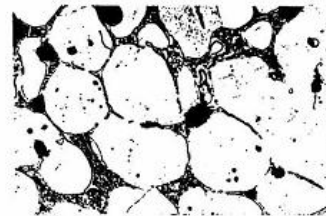
Фіг. 6. Дериватограми (Т, ТВ, ДТВ, ДТА) проникливого сплаву евтектичного складу Ni - 12% TiCrB₂



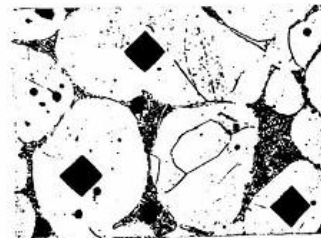
Фіг. 7. Дериватограми (Т, ТВ, ДТВ, ДТА) композиційного матеріалу системи (Fe - 15% PX18H9T) - (Fe - 1,5% Nb - 3% Mo - 4% V)



Фіг. 8. Дериватограми (ДТА) матеріалів, ентальпія які приймається до уваги (пп. 1-5), коли проводиться спікання нової композиції (п. 6), наприклад композиційного матеріалу системи (Fe - 15% PX18H9T) (Fe - 1,5% Nb - 3% Mo - 4% V)



а



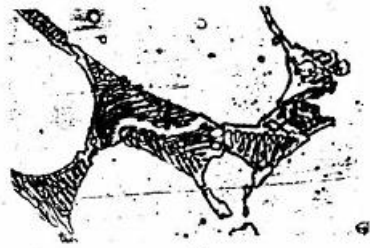
б

Фіг. 9. Мікроструктура композиційного матеріалу системи Fe - (Fe - 6% TiB₂). Збільш. 320:

а - загальний вид композиційного матеріалу після спікання;
б - зображення мікротвердості феритної та евтектичної фаз



а



б

Фіг. 10. Мікроструктура композиційного матеріалу системи

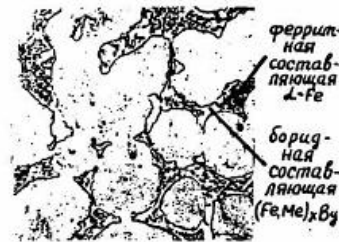
Fe - (Ni - 12% TiCrB₂). Збільш. 320 (а), 500 (б):

а - загальний вид композиційного матеріалу після спікання;

б - зображення ділянки, на якій з усіх сторін видно розмежування евтектичного сплаву у самостійні вclusions та їх сфероїдизація



а



б

Фіг. 11. Мікроструктура композиційного матеріалу системи

(Fe - 15% ПХ18Н9Т) - (Fe - 1,5% Nb - 3% Mo - 4% V). Збільш. 320:

а - загальний вид композиційного матеріалу після спікання;

б - зображення складових (феритної та боридної) евтектичного сплаву



а



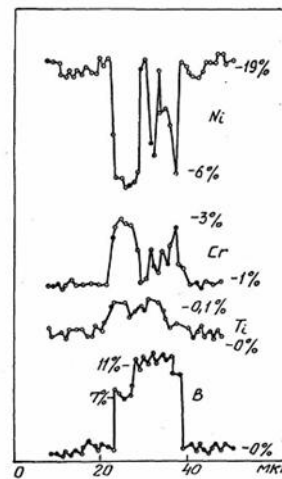
б

Фіг. 12. Мікроструктура композиційного матеріалу системи

Fe - (Fe - 5,5% TiCrB₂) у електроннім випромінюванні (Збільш. 13300):

а - зображення боридної складової евтектичного сплаву;

б - зображення межі між зернами заліза



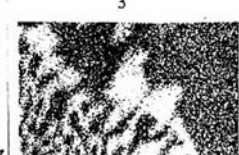
1



2



3

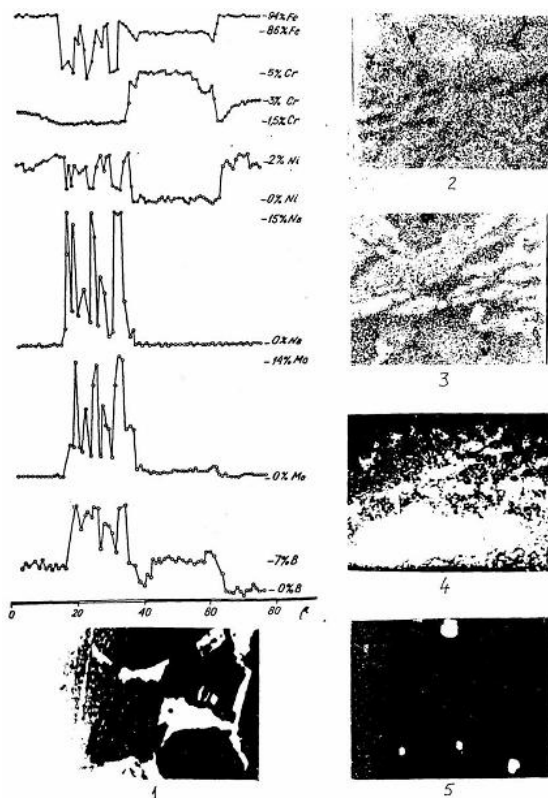


4

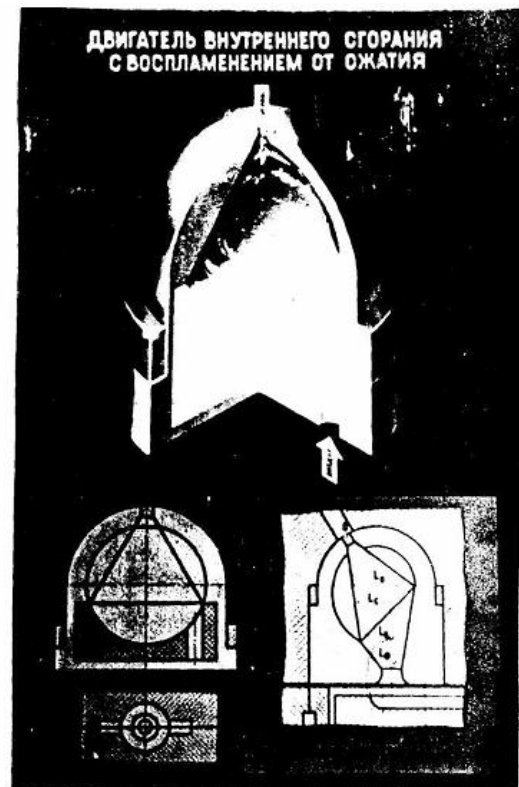


5

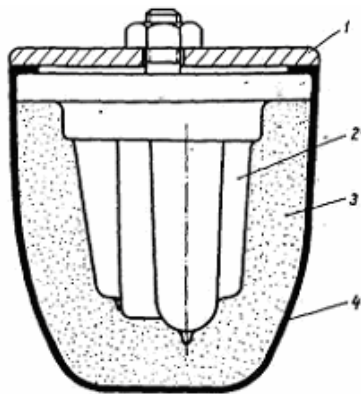
Фіг. 13. Графік розподілу елементів у композиційному матеріалі системи Fe - (Ni - 12% TiCrB₂) та їх мікроструктура: 1-2. у поглинутих електронах; 3 - (Ni), 4 - (Cr), 5 - (Ti) - у рентгеновому висвітленні (Збільш. 1000)



Фіг. 14. Графік розподілу елементів у композиційному матеріалі системи (Fe - 12% PX18H9T) - (Fe - 1,5% Nb - 3% Mo - 4% B) та їх мікроструктура (Збільш. 1000): 1 - у поглинутих електронах; 2 - (Ni), 3 - (Cr), 4 - (Mo), 5 - (Ti) у рентгеновому висвітленні



Фіг. 15. Форкамера дизельного двигуна, для виготовлення металевої частини якої використали композиційний матеріал системи Fe - (Ni - 12% TiCrB₂)



Фіг. 16. Кокіль для лиття алюмінієвих кришок, для виготовлення якого використали композиційний матеріал системи (Fe - 15% PX18H9T) - (Fe - 1,5% Nb 3% Mo - 4% B): 1 - кришка; 2 - модель з фланцем; 3 - залізний порошок; 4 - гумова оболонка

