

Д-р техн. наук Мазур В. І., д-р техн. наук Лобода П. І., канд. техн. наук Соловійова Т. О.,
Втерковський М. Я., Ремізов Д. О., Коврижко О. М., Смолінський Л. Ю.

Національний технічний університет України КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

МІКРОСКОПІЧНА КІНЕТИКА ІЗОТЕРМІЧНОГО СПІКАННЯ СПЛАВУ Fe-20 % (мас.) Mo

Мета роботи. Дослідити особливості мікроскопічної кінетики перитектоїдного перетворення в сплавах системи Fe-Mo в ізотермічному режимі.

Методи дослідження. Мікроскопічний аналіз зразків на світловому (Jenaphot 2000, K. Zeiss) та растровому електронному (РЭМ-106И фірми Selmi) мікроскопах, рентгеноспектральний мікроаналіз розподілу концентрацій елементів між фазовими складовими, рентгенофазовий аналіз (дифрактометр Rigaku Ultima IV).

Отримані результати. Досліджено зміни мікроструктури, фазового складу та параметрів кристалічних решіток порошкового сплаву Fe-20 мас.% Mo при спіканні при 920 °С. Проаналізовано зміну маси часток фазових складових в продовж 7 годинної ізотермічної витримки. Особливостями мікроскопічної кінетики є утворення аномальної дифузійної пористості на початку процесу, немонотонна зміна часток фазових складових, формування проміжних фаз з нестабільною концентрацією компонентів. Запропоновано механізм процесу спікання.

Наукова новизна. Методом аналізу локальних дифузійних потоків атомів компонентів встановлено проходження локального перитектоїдного перетворення на границі Fe/Mo при ізотермічному підводі атомів Mo з утворенням кооперативної перитектоїдної структурної складової за схемою $\alpha\text{-Fe} + \text{Mo} \rightarrow \alpha + \mu$ з надлишковими кристалами Mo.

Постановка завдань. Метою роботи є уточнення феноменологічної теорії перитектоїдного перетворення при ізотермічному збагаченні зерен α -Fe молібденом методом дослідження особливостей мікроскопічної кінетики в сплавах системи Fe-Mo.

Практична цінність. Виявлено $(\alpha + \mu)$ перитектоїд з розгалуженими фазовими складовими кооперативного генезису, що утворює розвинену систему локальних дифузійних потоків атомів Mo в α -Fe. Це підвищує швидкість перитектоїдного перетворення молібдену при порівняно низькій температурі спікання для цих сплавів, що зменшує енергетичні витрати на технологічний процес.

Ключові слова: сплави Fe-Mo, перитектоїдне перетворення, мікроскопічна кінетика.

Постановка проблеми

Практика порошкової металургії показала, що при спіканні багатоконпонентної порошкової суміші спостерігається складна картина концентраційної, фазової та структурної неоднорідності спеченого продукту. Це обумовлено різним типом реакцій фазових перетворень на різних між фазних інтерфейсах (евтектоїдна, перитектоїдна і т.і.), різними коефіцієнтами гетеродифузії атомів різних компонентів в різних матричних фазах, нарешті різними швидкостями рекристалізації зерен різних фаз при температурі спікання. В результаті спостерігається типова картина: на одних міжфазних інтерфейсах міжфазна реакція ледь означилась, в той час, коли на інших границях вона скінчилася і продукти цієї локальної реакції вже проходять стадію збиральної рекристалізації. При цьому втрачається основна перевага продуктів порошкової металургії – їх керована дрібнозернистість. Особливо гостро стоїть ця проблема в жа-

ромічних та жаростійких сплавах з легуючими добавками з високою температурою плавлення.

Ці обставини обумовлюють актуальність задачі дослідження мікроскопічної кінетики ізотермічного спікання.

Аналіз попередніх досліджень

Фазові рівноваги в системі Fe-Mo. Деякі фізичні властивості компонентів сплаву наведено в табл. 1.

Згідно з [2] в системі Fe-Mo утворюються наступні проміжні фази: Fe_3Mo_2 , Fe_2Mo , FeMo , FeMo_2 . Але оскільки деякі проміжні фази виділялися хімічним методом зі сплавів з домішками можливо, що деякі з них можуть існувати тільки в присутності певних домішків.

В фундаментальному довіднику [3] реферуються проміжні фази MoFe (h, U_6), Mo_6Fe_7 ($W_6\text{Fe}_7$), 46 at. % W, прост. група $D8_5$ та фаза MoFe_2 (?) (MgZn_2).

Згідно з однією із останніх версій фазової діаграми Fe-Mo [4] поліморфізм заліза проявляється в існуванні замкнутої петлі стабільності твердого розчину на бази

γ - Fe. Чотири проміжні фази входять в трифазні рівноваги перитектичного ($L+(Mo)_{ss} \leftrightarrow \sigma$; $L+\sigma \leftrightarrow R$), перитектоїдного ($R+\sigma \leftrightarrow m$; $\alpha-Fe+\mu \leftrightarrow \lambda$) та евтектоїдного ($\sigma \leftrightarrow \mu+(Mo)_{ss}$; $R \leftrightarrow \alpha-Fe+\mu$) типів.

Таблиця 1 – Фізичні властивості компонентів сплаву

Властивість / компонент	Fe	Mo
Атомна маса, а.о.м.	55,845	95,96
Молярний об'єм, см ³ /моль	7,1	9,4
Щільність, г/см ³	7,874	10,22
Радіус атому, пм	126	139
Тип крист. решітки	оцк	оцк
Параметри решітки, Å	2,868*	3,147
Температура плавлення, °C	1538	2622

Примітка. За даними [1] $a = 0,2866$ нм і при розчиненні 0,143 % Mo збільшується до 0,2892 нм.

Перитектична R- фаза можливо так названа (*rapid phase*) тому що вона утворюється в перебігу достатньо швидкого охолодження при термічному аналізі. Ні в одному з чисельних попередніх досліджень вона не була знайдена. Ці обставини дозволяють ідентифікувати її як метастабільну.

Аналогічна ситуація склалася і з λ - фазою. Достовірність її існування – дуже важливе питання з точки зору можливості використання сплавів, що вміщують, в числі інших, і λ фазу, як жароміцних. Дійсно, фазове перетворення при термоциклюванні $\alpha-Fe+\mu \leftrightarrow \lambda$ в температурному інтервалі перетворення приводить не тільки до зміни форми і розмірів деталі, але й до катастрофічного зменшення при проходженні цього інтервалу. В [5] було досліджено фазовий склад сплавів цього концентраційного інтервалу методом рентгеноструктурного аналізу. Показано, що в сплавах, відпалених при 500–700 °C протягом місяця, ніяких інших проміжних фаз, окрім ϵ (в індексації [5]) не знайдено.

Таким чином дослідження мікроскопічної кінетики зворотного перитектоїдного перетворення $\alpha-Fe+(Mo)_{ss} \rightarrow \mu$ в режимі ізотермічного спікання є актуальним як у теоретичному, так і в практичному відношенні.

Матеріали і методика досліджень

Для дослідження використовували зразки сплаву 80 мас. % Fe + 20 мас. % Mo.

Вихідні порошки Fe (60 мкм) та Mo (60 мкм) змішували шляхом багаторазового перетирання через сито з подальшим використанням ексцентричного змішувача типу «п'яна бочка».

Компактування заготовок проводили одночасним пресуванням на гідравлічному пресі в циліндричній прес-формі при тиску 550 МПа.

Для виключення внутрішнього окислення компактовані заготовки розміщували в герметичному контей-

нері зі сталі 1X18H10T. Кисень в атмосфері контейнеру випалювався в перебігу нагріву до робочої температури при реакції згоряння невеликої частинки магнію. Контейнери закладали в електропіч опору при 920 °C. Після витримки протягом 15, 30, 60, 90, 180 та 420 хв. контейнер виймали з печі та охолоджували в воді.

Підготовку зразків для металографічного дослідження проводили на шліфувально-полірувальному обладнанні фірми Buehler (Німеччина).

Електронно-мікроскопічні дослідження виконували на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106И фірми Selmi (Україна) з енергодисперсійним рентгеновським мікроаналізатором ЭДАР. Фазовий аналіз, параметри кристалічних решіток фазових складових та визначення співвідношення мас фазових складових досліджували на рентгеновському дифрактометрі Rigaku Ultima IV, що працював як θ/θ дифрактометр в режимі безперервного сканування при 30 кВ, 30 мА; швидкість сканування 2 град / хв; діапазон сканування 30–120 град. Отримані експериментальні дані співставляли з діаграмами фазових рівноваг для даної системи.

Для визначення локальних дифузійних потоків атомів компонентів використовували метод локальних рівноважних концентрацій даної фази на різних міжфазних границях [3].

Результати досліджень та їх обговорення

Мікроструктура. Згідно з теорією утворення оптичного контрасту в растровому електронному мікроскопі структурними складовими сплаву після 15 хв спікання є світлі фази на основі важких компонентів (структурно вільний Mo та проміжні фази на основі Mo та Fe) та темні області – Fe та тверді розчини на основі Fe (рис. 1а, б та табл. 1). Важливою структурною складовою є також пори (рис. 1а). Вони локалізовані як в середині зерен Fe, так і по Fe/Mo інтерфейсам, мають округлу форму, що свідчить про інтенсивний процес їх сфероїдизації. При більшому збільшенні (рис. 1б) видно, що більшість зерен Mo фрагментовані, вони розділені темно-сірими проміжками, тобто твердим розчином на основі заліза. Крім того, спостерігаються і світло-сірі дрібні зерна проміжної інтерметалідної фази з середньою молярною масою, між Fe та Mo. Результати мікрорентгеноспектрального аналізу (табл. 2) підтверджують цей висновок. При подальшому збільшенні ізотермічної витримки до 30 хв видно, що процес фрагментації зерен Mo уповільнюється, об'ємна частка частинок проміжних фаз збільшується. Округлі пори повністю зникли, але невелика розосереджена пористість на границях зерен заліза залишилася.

Через 60 хв починається збиральна рекристалізація зерен проміжних фаз в оточенні дисперсних зерен Mo з тенденцією розташування останніх між зернами Fe та інтерметаліду. Помітне певне збагачення молибденом границь зерен Fe з дифузійними порами (рис. 1с).

Збільшення ізотермічної витримки до 3 год виявляє утворення в областях залізної фази малокутових суб-

границь та великокутових границь з тенденцією останніх до збагачення молібденом (рис. 1д). Залишкові зерна Мо зростають і частково об'єднуються в результаті збиральної рекристалізації. Візуально помітно збільшення концентраційної неоднорідності як зерен проміжної фази, так і α -Fe твердого розчину. В центрі рис. 1д помітна нова тенденція: якщо область локалізації проміжної фази оточена зернами Мо, там проходить процес додаткового подрібнення часток проміжної фази.

Через 7 год ізотермічної витримки зерна залізного твердого розчину продовжують повільну рекристалізацію, підсилюється хімічна неоднорідність цих зерен, а також, що дуже цікаво, і зерен проміжної фази (рис. 1е). На рис. 2 проведено додаткове редагування зображення з метою візуалізації розподілу концентрації компонентів по фазовим складовим.

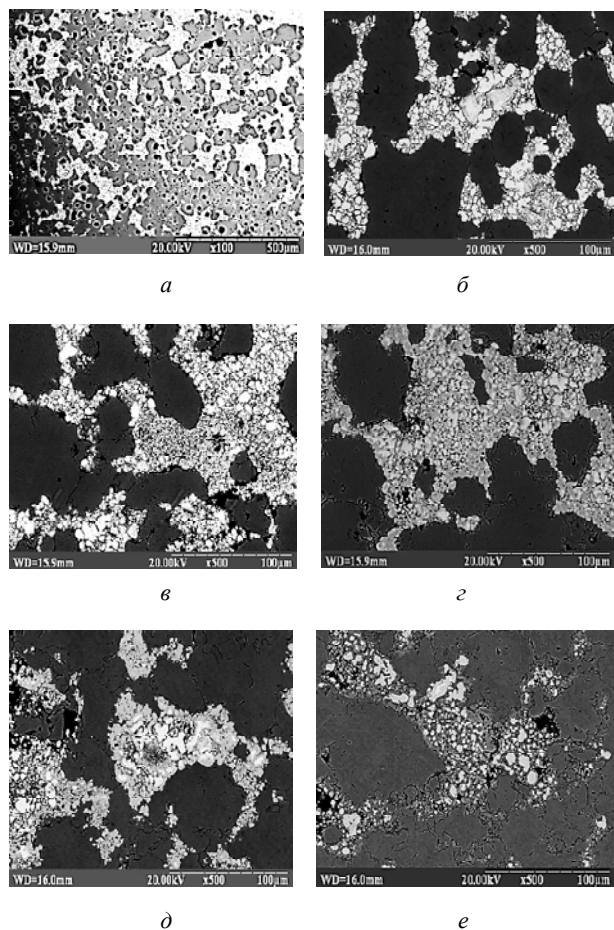


Рис. 1. Мікроструктура сплаву після ізотермічного спікання протягом: 15 хв (а, б); 30 хв (в); 1 год (г); 3 год (д); 7 год (е)

На рис. 2а розрізняється збагачення границь зерен заліза та проміжної фази молібденом, а на рис. 2б виявлено ще одну хімічно неоднорідну проміжну фазу, яка має концентрацію Мо меншу, ніж перша, і розташована як зовнішній обідок навколо першої.

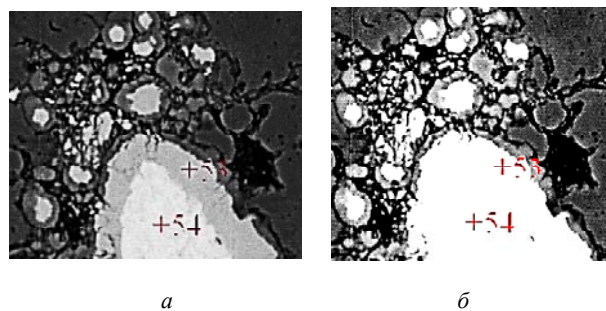


Рис. 2. Візуалізація інтерметалідних оболонок навколо зерна Мо (а) та проміжної фази FeMo (б). Ізотермічне спікання 7 год $\times 1200$

Фазовий склад

Результати рентгенофазового аналізу спечених зразків надано на рис. 3.

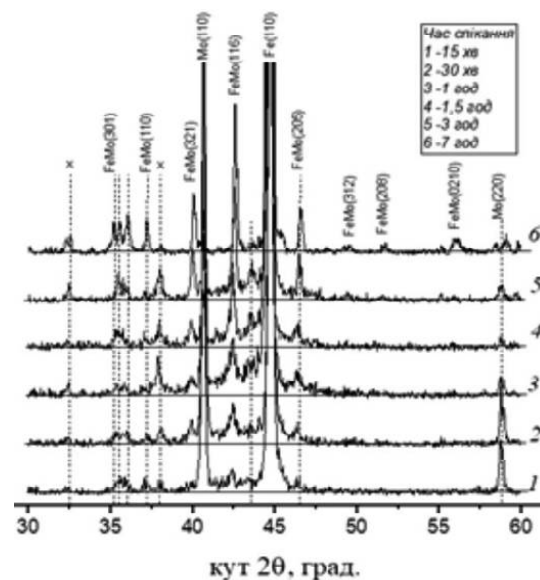


Рис. 3. Середньокутовий фрагмент дифракційної картини від продуктів ізотермічного спікання

Привертає увагу ускладненість форми інтерференційних максимумів, спричинена наявністю прихованих максимумів на кутах близьких до основних, ефект потужного дифузного розсіяння на кутах в інтервалі 39–46 град, дрейф ліній Fe в сторону менших кутів, а також утворення максимумів нової невідомої фази зі збільшенням часу ізотермічної витримки.

Фазові складові сплаву по результатам рентгенофазового аналізу надано в табл. 2.

В перебігу спікання змінювалися фазовий склад та параметри кристалічних решіток – табл. 3.

З метою визначення зміни розподілу концентрації компонентів проміж фазами в перебігу ізотермічної витримки результати точкового рентгеноспектрального аналізу фазових складових розглядали як масив даних – рис. 4.

Таблиця 2 – Фазові складові спечених сплавів

Phase name	Space group
Mo	229 : Im-3m
α - Fe	229 : Im-3m
Fe3 Mo	166 : R-3m,hexagonal
σ - Fe Mo	136 : P42/mnm
μ - Fe7Mo6	166 : R-3m,hexagonal

Таблиця 3 – Зміна параметрів кристалічних решіток при спіканні

Time	Phase name	Space group	a(A)	b(A)	c(A)	V(A ³)
15 min	Mo	229 : Im-3m	3.1474	3.1474	3.1474	31.18
	Fe, syn	229 : Im-3m	2.8655	2.8655	2.8655	23.53
	Fe7 Mo6	166 : R-3m, hexagonal	4.818	4.818	25.47	512.1
	Fe3 Mo	166 : R-3m, hexagonal	4.696	4.696	24.87	475
	Sigma-Fe Mo	136 : P42/mnm	9.0793	9.0793	4.8105	396.55
30 min	Mo	229 : Im-3m	3.1459	3.1459	3.1459	31.134
	Fe, syn	229 : Im-3m	2.8630	2.8630	2.8630	23.4679
	Fe7 Mo6	166 : R-3m, hexagonal	4.77	4.77	28.4	560
	Fe3 Mo	166 : R-3m, hexagonal	4.739	4.739	27.61	537
	Fe Mo	136 : P42/mnm	9.183	9.183	4.85	409
	Sigma-FeMo	136 : P42/mnm	9.242	9.242	4.988	426
60 min	Mo	229 : Im-3m	3.1516	3.1516	3.1516	31.303
	Fe, syn	229 : Im-3m	2.8766	2.8766	2.8766	23.804
	Fe7 Mo6	166 : R-3m, hexagonal	4.8	4.8	25	493
	Fe3 Mo	166 : R-3m, hexagonal	4.7191	4.7191	24.937	480.95
	Fe Mo	136 : P42/mnm	9.219	9.219	4.872	414.1
90 min	Mo	229 : Im-3m	3.210	3.210	3.210	33.08
	Fe, syn	229 : Im-3m	2.8843	2.8843	2.8843	23.996
	Fe7 Mo6	166 : R-3m, hexagonal	4.679	4.679	26.41	500.6
	Fe3 Mo	166 : R-3m, hexagonal	4.715	4.715	25.014	481.7
	Fe Mo	136 : P42/mnm	9.179	9.179	4.996	421
180 min	Mo	229 : Im-3m	3.0732	3.0732	3.0732	29.02
	Fe, syn	229 : Im-3m	2.8755	2.8755	2.8755	23.777
	Fe7 Mo6	166 : R-3m, hexagonal	4.756	4.756	4.756	496
	Fe3 Mo	166 : R-3m, hexagonal	4.7208	4.7208	26.483	511.14
	Fe Mo	136 : P42/mnm	9.176	9.176	4.807	404.7
	Sigma-FeMo	136 : P42/mnm	9.0473	9.0473	4.82	394.5
420 min	Mo	229 : Im-3m	3.1860	3.1860	3.1860	32.339
	Fe, syn	229 : Im-3m	2.8757	2.8757	2.8757	23.781
	Fe7 Mo6	166 : R-3m, hexagonal	5.03	5.03	24.2	530
	Fe3 Mo	166 : R-3m, hexagonal	4.8665	4.8665	26.329	540
	Fe Mo	136 : P42/mnm	8.57	8.57	4.6	335

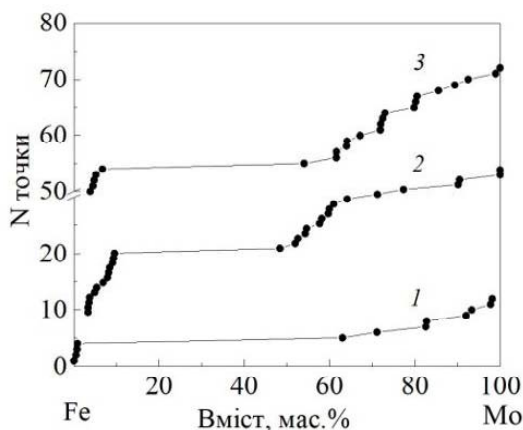


Рис. 4. Розподіл концентрацій компонентів між фазами на початковій 1 (15 хв), проміжній 2 (30, 60 та 90 хв) та заключній 3 (180 і 420 хв) стадіях ізотермічної витримки

Із приведених даних видно, що на першій стадії утворюється твердий розчин на основі Мо і, можливо, кристали проміжних фаз. На другій стадії утворюються тверді розчини на основі заліза та молібдену і проміжна фаза з 50–60 мас. % Мо. Крім того зафіксовано утворення фаз з набором концентрації від 60 до 90 мас. % Мо. Це можуть бути кристали проміжної μ - фази зі змінною локальною концентрацією по типу пересиченого твердого розчину. Нарешті на третьому етапі маємо звуження концентраційної зони твердих розчинів на базі компонентів, практичне зникнення зони μ - фази і утворення широкої зони точок в інтервалі 60–90 мас. % Мо. Саме на заключних стадіях утворюється невідома проміжна фаза (рис. 2б), але її концентрація судячи по візуальним даним, повинна бути меншою, ніж у μ - фази. Для уточнення кінетики структуроутворення на цьому етапі необхідні додаткові дослідження.

Зміну масових часток фазових складових приведено на рис. 5.

Внаслідок нестабільності інтерметалідних фаз (табл. 4), спричиненою їх концентраційною неоднорідністю, на графіку представлена масова сума цих фаз.

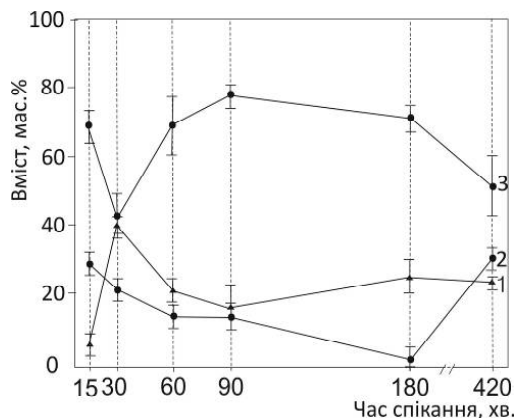


Рис. 5. Вплив часу ізотермічної витримки на масову частку фазових складових: 1 – $\sum (Fe_xMo_y)$; 2 – Мо; 3 – α -Fe

На графіку зміни щільності (рис. 6) чітко розрізняються три етапи формування пористої субструктури зразків: збільшення пористості на інтервалі витримки 15–90 хв, швидке зменшення пористості (90–180 хв) і етап повільного зростання пористості (180–420 хв).

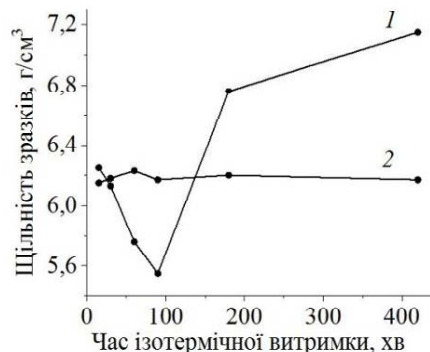


Рис. 6. Вплив часу ізотермічної витримки на щільність спечених зразків (1); 2 – щільність відповідних зразків перед спіканням

Підсумовуючи експериментальні результати, можна сформулювати послідовність фазових перетворень в перебігу ізотермічного спікання.

Після посадки зразків у піч і досягнення робочої температури відбувається швидка первинна і збиральна рекристалізація попередньо нагартованих при помолі зерен α -Fe і наступне поліморфне перетворення α -Fe \rightarrow γ Fe. Зважаючи на дуже велику швидкість перетворення, спричинену швидким нагрівом зразку в печі, розігрітій до робочої температури, можна очікувати утворення перитектичної тріщини в кожному зерні α -Fe, що перетворюється [7]. Так утворюється складова пористості додатково до залишкової після холодного компактування. Крім того виникає новий інтерфейс γ -Fe/Мо. Він є стабільним за цієї температури поки і оскільки залізо не вміщує ферито-стабілізуючий домішок Мо. Через невеликий проміжок часу внаслідок дифузії в приграничних шарах α -Fe і Мо фаз утворюється твердий розчин атомів іншого компоненту. Твердий розчин Мо в α -Fe при робочій температурі стає нестабільним і це стимулює зворотне поліморфне перетворення γ -Fe \rightarrow α Fe. При перетворенні щільно упакованої γ - фази (координаційне число $K = 12$) в пухко ($K = 8$) упаковану α - фазу вивільняються по 4 атома на елементарну комірку аустеніту. Вони мають дуже малу енергію активації елементарного акту дифузії, тому що не пов'язані силовим полем кристалічної решітки. В цьому є певна аналогія зі станом атомів в рідкій фазі. Ці атоми утворюють стійку (у часі) розупорядковану зону аналогічну розупорядкованій атомній структурі розплаву. Цим пояснюється утворення пагорба дифузного розсіяння на дифрактограмах на інтервалі 2θ 39–46 град. Атоми Fe розупорядковані зони маючи радіус значно менший ніж у Мо

(табл. 1) ефективно проникають у кристалічну решітку Мо в першу чергу по границям і субграницям і, утворюючи зернограничні прошарки проміжної фази, фрагментують зерна Мо. Саме цим пояснюється велика швидкість фрагментації зерен Мо, коли через 15 хв спікання основна маса зерен Мо була вже фрагментована (рис. 1б). Так в умовах ізотермічної підкачки атомів Fe починається перитектоїдна реакція $\text{Mo} + \alpha\text{-Fe} \rightarrow \text{FeMo}$. Наскільки інтенсивною була підкачка атомів Fe можна судити по глибокому мінімуму на кривій зміни маси залізної фази через 30 хв після старту ізотермічної витримки (рис. 4). Втрата маси фазами $\alpha\text{-Fe}$ та Мо пояснюється як перитектоїдною реакцією, так і подальшим утворенням твердих розчинів на базі протилежного компоненту.

При подальшій ізотермічній витримці маса $\alpha\text{-Fe}$ збільшується, що обумовлено прогресуючою розчинністю в ній атомів Мо, що мають більший, ніж у заліза, атомний радіус і значно більшу масу (табл. 1). Маса проміжних фаз швидко збільшувалася до 30 хв витримки. Це можна пояснити потужною підкачкою атомів заліза, яка спричинена зворотнім поліморфним перетворенням $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$, з розупорядкованої зони в кристалічну решітку Мо. Зафіксовано і перебудову пористої субструктури. Основна пористість генерується некомпенсованою дифузиею і локалізується на границі зерен $\alpha\text{-Fe}$ - твердого розчину з продуктами перитектоїдної реакції у вигляді щілин – рис. 7.

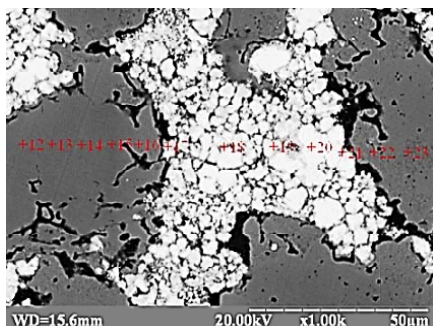


Рис. 7. Утворення дифузійних щілин навколо зерен $\alpha\text{-Fe}$ - твердого розчину

На кутах щілин помітні процеси їх сфероїдації і коалесценції. При цьому сферичні пори майже повністю зникли. Це свідчить, що пориста структурна складова є активною складовою структурно-фазових перетворень. Вони виникають як результат некомпенсованої зустрічної дифузії атомів компонентів (ефект Френкеля) і певною мірою ізолюють зерна $\alpha\text{-Fe}$ - твердого розчину від перитектоїдної складової. При цьому ці дві структурні складові починають вести себе як дві ізолювані підсистеми, які взаємно мало впливають.

Так починається третій, завершальний етап ізотермічного спікання. Про це свідчить повільне зростання щільності, збиральна рекристалізація зерен Мо і зміна частки фазових складових (рис. 1e), перерозподіл концентрації в проміжних фазах і утворення обідків додаткових проміжних фаз навколо існуючих (рис. 2). Безперечно, ці явища спричиняють суттєво нерівноважний стан системи на протязі великих ізотермічних витримок і обумовлюють певні технологічні проблеми, спричинені як незавершеним процесом фазових і структурних перетворень, так і сумарною остаточною пористістю.

Список літератури

1. Барабаш О. М. Структура и свойства металлов и сплавов. Справочник / Барабаш О. М., Коваль Ю. Н. – М. : Металлургия. – 1984. – 347 с.
2. Vigououx E. Comptes rendu / Vigououx E. – 1936. – Vol. 218. – P. 24–28.
3. Шуберт К. Кристаллические структуры двухкомпонентных фаз / Шуберт К. – М. : Металлургия, 1971. – 536 с.
4. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник / под ред. Н. П. Лякишева. – М. : Машиностроение, 1997. – Т. 2. – 1024 с.
5. Хансен М. Структуры двойных сплавов / Хансен М., Андерко К. -М. : Металлургиздат. – Т. 2. – 1962. – 1488 с.
6. Мазур В. И. Введение в теорию сплавов / Мазур В. И., Мазур А. В. – Днепропетровск : Лира, 2009. – 264 с.
7. Мазур В. И. О контактном плавлении при перитектической кристаллизации стали / Мазур В. И. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2018. – № 1. – С. 49–52.
8. Кузнецов Д. В. Регулирование структуры и свойств Fe-W и Fe-Mo ультрадисперсных композиций путем изменения условий формирования : автореф. дисс. на соиск. научн. степ. д-ра техн. наук : спец. 05.16.02 «Металлургия черных металлов» / Кузнецов Д. В. – М., 1999.

Одержано 14.12.2020

Мазур В. И., Лобода П. И., Соловьева Т. О., Втерковский М. Я., Ремизов Д. О., Коврижко О. М., Смолінский Л. Ю. Микроскопическая кинетика изотермического спекания сплава Fe-20 % (мас.) Мо

Цель работы. Исследовать особенности микроскопической кинетики перитектоидного превращения в сплавах системы Fe-Mo в изотермическом режиме.

Методы исследования. Микроскопический анализ образцов на световом (Jenaphot 2000, K. Zeiss) и растровом электронном (РЭМ-106И фирмы Selmi) микроскопах, рентгеноспектральный микроанализ распределения концентраций компонентов между фазовыми составляющими, рентгенофазовый анализ (диффрактометр Rigaku Ultima IV).

Полученные результаты. Исследованы изменения микроструктуры, фазового состава и параметров кристаллических решеток порошкового сплава Fe-20 масс. % Mo при спекании при 920 °C. Проанализировано изменение массовой доли фазовых составляющих в течение 7 часовой изотермической выдержки. Особенности микроскопической кинетики является образование аномальной диффузионной пористости в начале процесса, немонотонное изменение доли фазовых составляющих, формирование промежуточных фаз с нестабильной концентрацией компонентов. Предложен механизм процесса спекания.

Научная новизна. Методом анализа локальных диффузионных потоков атомов компонентов установлено наличие локального перитектоидного превращения на границе Fe/Mo при изотермическом подводе атомов Mo с образованием кооперативной перитектоидной структурной составляющей по схеме $\alpha\text{-Fe} + \text{Mo} \rightarrow \alpha + \mu$ с избыточными кристаллами Mo.

Постановка задачи. Цель работы состоит в уточнении феноменологической теории перитектоидного превращения при изотермическом обогащении зерен $\alpha\text{-Fe}$ молибденом методом исследования особенностей микроскопической кинетики в сплавах системы Fe-Mo.

Практическая ценность. Обнаружен $(\alpha + \mu)$ перитектоид с разветвленными фазовыми составляющими кооперативного генезиса, который образует развитую систему локальных диффузионных потоков атомов Mo в $\alpha\text{-Fe}$. Это повышает скорость перитектоидного превращения молибдена при сравнительно низкой температуре спекания для этих сплавов, уменьшает энергетические затраты на технологический процесс

Ключевые слова: сплавы Fe-Mo, перитектоидное превращение, микроскопическая кинетика.

Mazur V., Loboda P., Soloviova T., Vterkovskiy M., Remizov D., Kovryzhko O., Smolinskyi L. Microscopic kinetics of isothermal sintering of Fe-20 % (mas.) Mo alloy

Purpose of work. To investigate the features of microscopic kinetics of peritectoid transformation in Fe-Mo system alloys in an isothermal mode.

Experimental part. Microscopic analysis of samples on light (Jenaphot 2000, K. Zeiss) and scanning electron (REM 106I, Selmi) microscopes, X-ray spectral microanalysis of the component's concentrations distribution between the phases, X-ray phase analysis (Rigaku Ultima IV diffractometer).

Results. Microstructure changes, phase composition and crystal lattices parameters of the phase constituents of the powder alloy during sintering at 920 °C were investigated. Variation in the phase constituents mass fraction during 7 hours of the isothermal exposure is analyzed. The formation of anomalous diffusion porosity at the beginning of the process, the nonmonotonic change in the phase constituents fraction and formation of intermediate phases with an unstable component's concentration are the main features of the microscopic kinetics. The sintering mechanism is proposed.

Scientific novelty. A local peritectoid transformation existence at the Fe/Mo interface was established by analyzing the local diffusion flows of components atoms. This transformation occurs upon isothermal supply of Mo atoms with the formation of a cooperative peritectoid structural constituents according to the $\alpha\text{-Fe} + \text{Mo} \rightarrow \alpha + \mu$ scheme with residual Mo crystals.

Formulation of the problem. This work aims to clarify the phenomenological theory of peritectoid transformation during isothermal $\alpha\text{-Fe}$ grains enrichment with molybdenum by studying the features of microscopic kinetics in the Fe-Mo system alloys.

Practical value. Peritectoid $(\alpha + \mu)$ with branched phase constituents of cooperative genesis forms a developed system of local diffusion flows of Mo atoms in $\alpha\text{-Fe}$. This increases the molybdenum peritectoid transformation rate at a relatively low sintering temperature for these alloys and reduces the energy consumption in the technological process.

Key words: Fe-Mo alloys, peritectoid transformation, microscopic kinetics.
