

# Phase and structural transformations in terms of liquid-phase sintering

Oleksandr Movchan<sup>1</sup>, Kateryna Chornoivanenko<sup>1\*</sup>

<sup>1</sup>*Ukrainian State University of Science and Technology, Dnipro, Ukraine*

\*Corresponding author: [ekatmovchan@gmail.com](mailto:ekatmovchan@gmail.com)

**Abstract.** The regularities of phase and structural transformations in terms of diffusion composition changes in the pressed powder mixture of alloys, in which the concentration of the alloying elements is similar to the standard high-speed steel but different in the carbon content, were analyzed. The method of geometrical thermodynamics was applied to determine the diffusion streams at levelling the carbon concentration in the powder mixture during the heating and exposure at the temperature higher than the eutectic melting temperature. Certain regularities of carbide phase transformation during the sintering process, depending on its volume fraction and duration of exposure, were shown. Keywords: liquid-phase sintering, phase transformations, structural transformations, diffusion, high-speed cutting tools.

**Keywords:** *liquid-phase sintering, phase transformations, structural transformations, diffusion, high-speed cutting tools*

# Фазові та структурні перетворення при рідкофазному спіканні

Олександр Мовчан<sup>1</sup>, Катерина Чорноіваненко<sup>1\*</sup>

<sup>1</sup>*Український державний університет науки і технологій, Дніпро, Україна*

\*Відповідальний автор: [ekatmovchan@gmail.com](mailto:ekatmovchan@gmail.com)

**Анотація.** У статті представлений аналіз закономірностей фазових і структурних перетворень при дифузійній зміні складу у спресованій порошкової суміші сплавів, в яких концентрація легуючих елементів аналогічна стандартній швидкорізальній сталі, але які відрізняються вмістом вуглецю. Методом геометричної термодинаміки встановлені дифузійні потоки при вирівнюванні концентрації вуглецю в порошковій суміші при нагріванні і витримці вище температури плавлення евтектики. Показані закономірності трансформації карбідної фази в процесі спікання в залежності від її об'ємної частки і тривалості витримки.

**Ключові слова:** *рідкофазне спікання, фазові перетворення, структурні перетворення, дифузія, швидкорізальний інструмент*

## 1. Вступ

Аналіз існуючих технологій виробництва швидкорізального інструменту методами порошкової металургії [1-4] виявили ряд недоліків (висока вартість обладнання [1], складність визначення температури для надсолідусного спікання [2], тривалі витримки при підвищених температурах, що ведуть до підвищених енерговитрат [3]). Аналіз літературних даних та проведені дослідження з управління структурою швидкорізальних сталей показали перспективним отримання порошкової швидкорізальної сталі шляхом пресування та спікання суміші двох порошків з концентрацією легуючих елементів, що аналогічна стандартній швидкорізальній сталі, але яка відрізняється концентрацією вуглецю. Спосіб заснований на наявних роботах з фазових і структурних перетворень при дифузійній зміні складу в сплавах, легованих за принципом швидкорізальних сталей [4].

Метою роботи було встановити закономірностей фазових та структурних перетворень при дифузійному вирівнюванні концентрації вуглецю в спресованій порошковій суміші при нагріванні та витримці вище за температуру плавлення евтектики.

## 2. Методика проведення досліджень

Матеріалом для досліджень стала суміш двох порошків, хімічний склад яких наведено в таблиці 1.

Таблиця 1. Хімічний склад дослідних сплавів

	C, %	W, %	Mo, %	Cr, %	V, %	Si, %	Mn, %	S, P %
Состав I	0,09	6,18	5,26	4,33	1,90	0,17	0,26	<0,018
Состав II	3,82	6,45	5,12	4,16	1,84	0,19	0,20	<0,030

Сплави спресовували в об'ємному співвідношенні, при якому середня концентрація вуглецю суміші становила 1,10...1,12 мас. %. Пресування нагрівали до температури 1150 °C і витримували 30, 60 і 90 хвилин. Перетворення, які відбулися при цьому в процесі пресування, досліджували з використанням методів оптичної мікроскопії і геометричної термодинаміки.

## 3. Результати та обговорення

Мікроструктура дослідних сплавів у вихідному стані наведено на рис. 1. Структура сплаву I є крупнозернистим феритом з невеликою кількістю карбідних включень глобулярної форми (Рис. 1а). Структура високовуглецевого сплаву II є ледебуритною евтектикою (Рис. 1б).

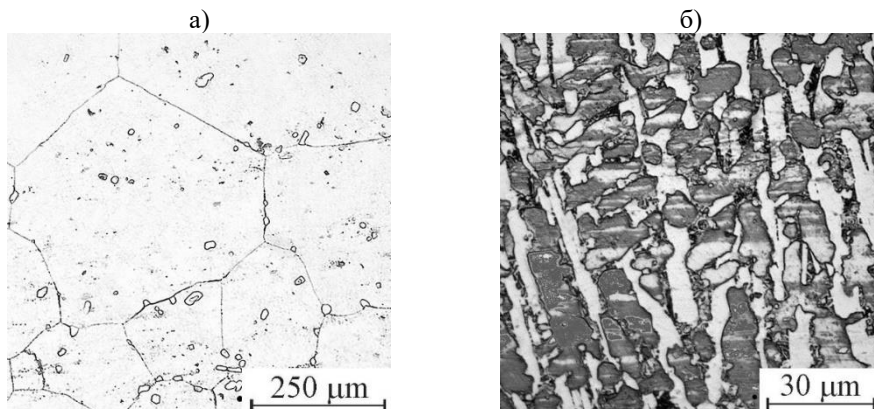


Рисунок 1. Мікроструктура дослідних сплавів у вихідному стані: а – метал I, б – метал II

На рис. 2 зображено ділянку діаграми стану Fe-W-C при температурі 1150 °C, що побудована за даними [5]. Пунктирною лінією позначено хімічний склад дифузійної пари сплав I – сплав II у діапазоні мінімальної та максимальної концентрації вуглецю. Концентрація легуючих елементів у металі представлена вольфрамовим еквівалентом. Лінія проходить через кілька багатофазних областей, тому дифузійна зміна концентрації вуглецю повинна супроводжуватися низкою фазових та структурних перетворень. Після нагрівання до температури 1150 °C евтектична складова суміші перетворюється на рідину (L) складу II і процес дифузійного вирівнювання концентрації вуглецю активізується. При температурі спікання сплав I має феритно-карбідну структуру. При збільшенні в цій складовій суміші концентрації вуглецю за

рахунок його надходження з високовуглецевої складової, у фериті виділяються дисперсні карбіди  $M_6C$ , а вихідні карбіди збільшуються у розмірах. При досягненні концентрації вуглецю точки 1 на стороні  $ab$  конодного трикутника  $\alpha + \gamma + M_6C$ , у рівновазі знаходяться  $\alpha$ -ферит складу  $a$ , карбід  $M_6C$  складу  $b$  і аустеніт ( $\gamma$ ) складу. Подальше збільшення концентрації вуглецю веде до розпаду фериту на аустеніт та карбід  $M_6C$ . Карбід виділяється на вже наявних у структурі вклучення (Рис. 3а). Це відповідає результатам, отриманим раніше при навуглююванні низьковуглецевих матричних сплавів типу швидкорізальних [6].

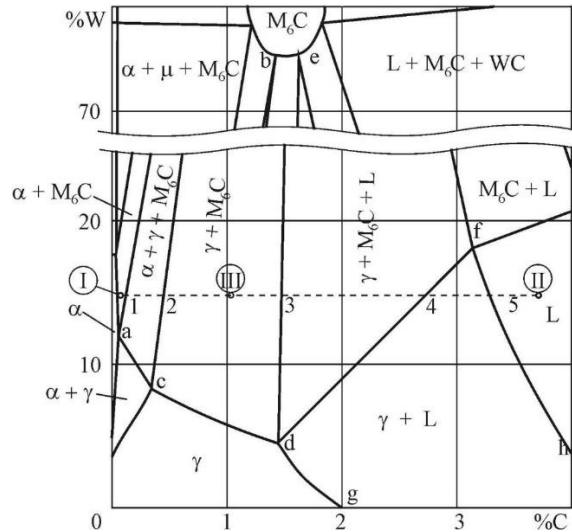


Рисунок 2. Схема ділянки ізотермічного перерізу діаграми стану Fe-W-C при температурі 1150 °C

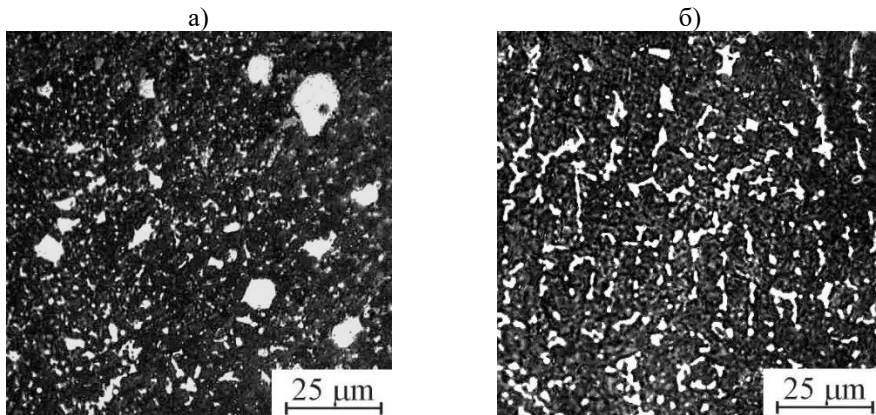


Рисунок 3. Мікроструктура дослідної суміші порошків у процесі спікання: а – початкова стадія; б – після спікання протягом 30 хвилин

Склад розплаву високовуглецевої складової при дифузійній взаємодії змінюється вздовж пунктирної лінії і досягає точки 5 лінії  $fh$ , розділяє області  $L$  і  $L + \gamma$ . За даними [7] зневуглюювання розплаву такого складу призводить до кристалізації аустеніту, що супроводжується відтиском легуючих елементів у розплав. Розплав поступово збагачується легуючими елементами та досягає складу  $f$  на діаграмі (Рис. 2). Подальше

зневуглецювання призводить до одночасної кристалізації  $\gamma$  і  $M_6C$  фаз за механізмом, подібним до евтектичного. Морфологія евтектики подібна до евтектики в стандартній швидкорізальній сталі в литому стані [7]. Однак, при металографічному дослідженні спечених зразків у місці контакту двох складових суміші ділянок чистого аустеніту виявлено не було. Ймовірно через короткі дифузійні шляхи і, як наслідок, великий градієнт концентрації вуглецю, кристалізація проходила з великою швидкістю, і кристалізація аустеніту призупинялась. Розподіл вуглецю в парі, що спікається, представлено на Рис. 4.

Об'ємну частку карбіду  $M_6C$  з урахуванням густини 12000-12500 кг/м<sup>3</sup> можна визначити за діаграмою стану (Рис. 2) за правилом важеля. При вирівнюванні концентрації вуглецю, а отже, зменшенні від 1,5 до 1,05 (точки 3 та III відповідно), об'ємна частка карбіду зменшується від 0,09 до 0,07. Евтектика у цьому металі має скелетну морфологію, тобто, наближена до стрижневої. Морфологія фази як безперервного стрижня стабільна, якщо її об'ємна частка вище 0,155. За меншої стабільна глобулярна морфологія. Отже, скелетна морфологія евтектики у сплаві II є нестійкою.

Структура високовуглецевої гранули після 30 хвилин обробки представлено на Рис. 3б. Більш тривала витримка не призводить до будь-яких суттєвих структурних змін, а лише супроводжується вирівнюванням концентрації вуглецю в аустенітній матриці матеріалу.

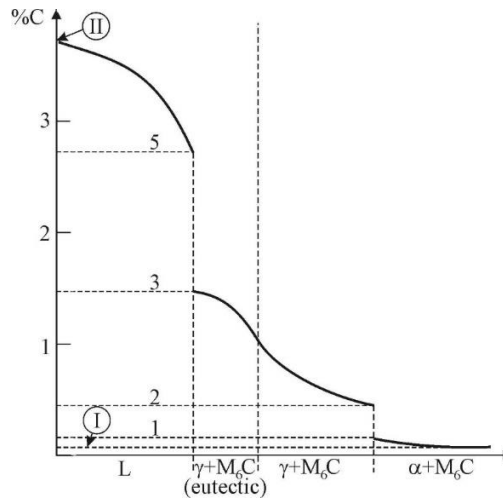


Рисунок 4. Розподіл вуглецю в дифузійній парі на початковій стадії обробки

#### 4. Висновки

Представлені в роботі результати дозволили висвітлити ряд питань структуроутворення та фазових перетворень при рідкофазному спіканні суміші порошків низьковуглецевої швидкорізальної сталі та високовуглецевого сплаву, легованого за принципом швидкорізальної сталі, які до цього часу вивчені не були. Спікання у поєднанні з кристалізацією та сфероїдизацією дозволяє отримувати швидкорізальний інструмент високого рівня якості.

#### Література

1. Abramov, A.A., Samoilenko, L.S., Hyrshov V.L. (2008). Poroshkovie ynstrumentalnie staly s dyspersnoi strukturoi. *Metallrobrootka*, (4), 31-35.
2. Parabyna, H.Y., Reviakyn, S.V., Marchenko, L.N. (1982). Kachestvo poroshkovoї bistrorezhushcheї staly, yzgotovlennoї na zavode «Dneprospeysstal». *Poluchenye y pryemenenye raspilennikh metallicheskykh poroshkov*, 98-100.

3. Shliapyn, S.D. (2003). *Sverkhsoolydusnoe spekanye poroshkovikh bistrorezhushchikh stalei*. M.: HYNFO, MHYU, 212 p.
4. Movchan, A.V., Gubenko, S.Y., Bachurn, A.P., Chernoivanenko, E.A. (2011). Evtetikopodobnaia krystallyzatsiia pry obezuhlerozhyvanyy visokomolybdenystoho chuhuna. *Teoriia y praktyka metallurhyy*, (1-2), 40-41.
5. Gustafson, Per. (1987). A Thermodynamic Evaluation of the C-Fe-W System. *Metallurgical and Materials Transactions A*, (18), 175-188. <https://doi.org/10.1007/BF02825699>
6. Bunyn, K.P., Movchan, V.Y., Pedan, L.H. (1975). Strukturnoobrazovanye pry yzotermicheskom nauhlerozhyvanyy zheleznikh splavov lehyrovannikh molybdenom y volframom. *Yzv. AN SSSR. Metalli*, (3), 164-168.
7. Movchan, O.V., Bachurin, A.P., Chornoivanenko, K.O. (2014). Zakonomirnosti fazovykh i strukturnykh peretvoren pry krystalizatsii rozplavu Fe-W-C v protsesi znevuhletsivannia. *Metaloznavstvo i obrobka metaliv*, (2), 46-50.