

УДК 621.762

## *Фазово-структурні перетворення при рідкофазному спіканні порошків швидкорізальних сплавів*

О. В. Мовчан, кандидат технічних наук, [ekatmovchan@gmail.com](mailto:ekatmovchan@gmail.com)

К. О. Черноіваненко, кандидат технічних наук

Національна металургійна академія України, Дніпро

*Досліджено закономірності фазових і структурних перетворень при спіканні спресованих порошкових сумішей швидкорізальних сталей з різним вмістом вуглецю (0,2 % і 3,8 % мас.). Встановлено закономірні зміни характеристик структури залежно від кількісного співвідношення компонентів і тривалості дифузійних процесів при спіканні.*

**Ключові слова:** швидкорізальний інструмент, порошок, пресування, фазові перетворення, карбід.

Традиційна технологія виробництва швидкорізального інструменту, заснована на литті та гарячій деформації злитків має ряд відомих недоліків, до яких можна віднести карбідну неоднорідність і низький коефіцієнт використання матеріалу [1, 2]. Проблема отримання дисперсної однорідної структури вирішується на базі сучасної порошкової металургії [3, 4]. Стійкість порошкового інструменту вище в 1,5...3,5 рази залежно від складу сталі та розмірів інструменту [5, 6].

Найбільш поширеною технологічною схемою отримання заготовок для швидкорізального інструменту є процес ASEA-STORA [7, 8]. Схема включає компактування порошку методом гарячого газостатичного пресування і подальшу обробку тиском. Однак висока вартість обладнання для гарячого газостатичного пресування робить більш перспективною схему, що включає в себе пом'якшувальний відпал розпиленого порошку, холодне пресування в жорстких прес-формах і вакуумне спікання [9]. Такий процес дозволяє отримувати заготовки максимально наближені до форми готового інструменту. Підвищити щільність спечених заготовок можна шляхом спікання при температурі на кілька градусів вище температури солідус, коли в структурі заготовки, що спікають, утворюється 4 – 9 % рідкої фази [10]. Однак дане рішення має суттєві недоліки, такі як необхідність визначення температури солідус для кожного хімічного складу і суворе дотримання температури спікання в вузьких межах. Тому представляється перспективним отримання порошкової швидкорізальної сталі шляхом пресування і спікання суміші двох порошків з концентрацією легуючих елементів аналогічній стандартній швидкорізальній сталі, але з різною концентрацією вуглецю. В одній складовій суміші концентрація вуглецю не перевищує 0,2 %, в іншій

## Фазові перетворення

– близька до евтектичної (~ 3,8 %). Спосіб заснований на наявних роботах по фазовим і структурним перетворенням при дифузійній зміні складу в сплавах, легованих за принципом швидкорізальних сталей [11, 12].

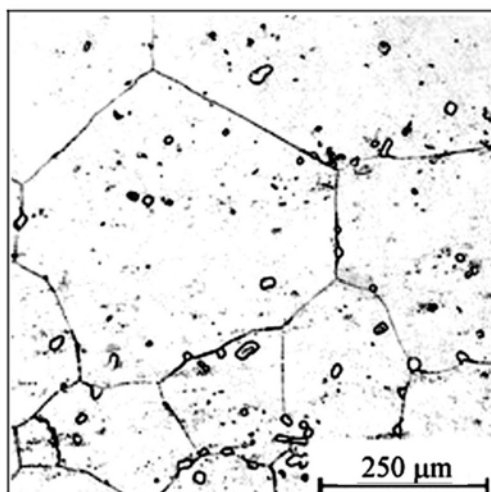
Метою роботи було встановити закономірності фазових і структурних перетворень при дифузійному вирівнюванні концентрації вуглецю в спресованій порошковій суміші при нагріванні і витримці вище температури плавлення евтектики.

Дослідні сплави були виготовлені в печі опору в інертній атмосфері. Хімічний склад сплавів наведено в таблиці.

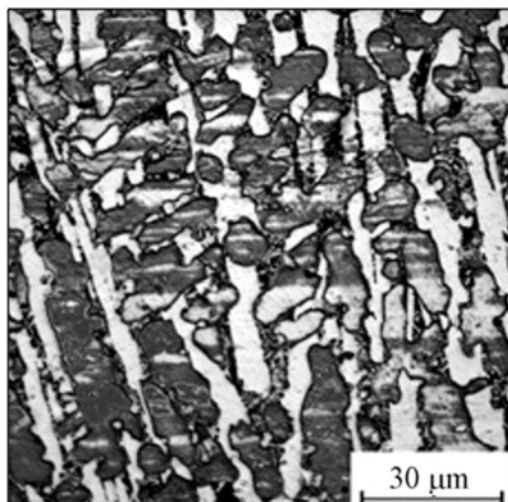
Сплави механічно подрібнювали до виходу фракції менше 250 мкм, спресовували в капсулах з стандартної швидкорізальної сталі під тиском 600 МПа з одночасною герметизацією; сплави спресовували до щільності 95 – 98 % в об'ємному співвідношенні, при якому середня концентрація вуглецю по суміші становила 1,10 – 1,12 мас. %. Капсули нагрівали до температури 1150 °С (розрахунковий час наскрізного прогріву 10 хвилин) і витримували 30, 60 і 90 хвилин. Для фіксування структурного стану після завершення обробки зразки гартували у воді. Перетворення при спіканні досліджували з використанням методів металографії та геометричної термодинаміки.

Хімічний склад дослідних сплавів

Сплав	Масова частка елементів, %									
	C	W	Mo	Cr	V	Si	Mn	Cu	S	P
I	0,09	6,18	5,26	4,33	1,90	0,17	0,26	0,23	0,013	0,015
II	3,82	6,45	5,12	4,16	1,84	0,19	0,20	0,10	0,021	0,026



а



б

Рис. 1. Мікроструктура дослідних сплавів у вихідному стані: а – сплав I, б – сплав II.

Мікроструктура досліджених сплавів у вихідному стані наведена на рис. 1. Структура сплаву I є крупнозернистий ферит з невеликою кількістю карбідних включень глобулярної форми (рис. 1 а). Структура високовуглецевого сплаву II являє собою ледебуритну евтектику (рис. 1 б). На рис. 2 зображено ділянку діаграми Fe – W – C при температурі 1150 °C, побудовану за даними [13].

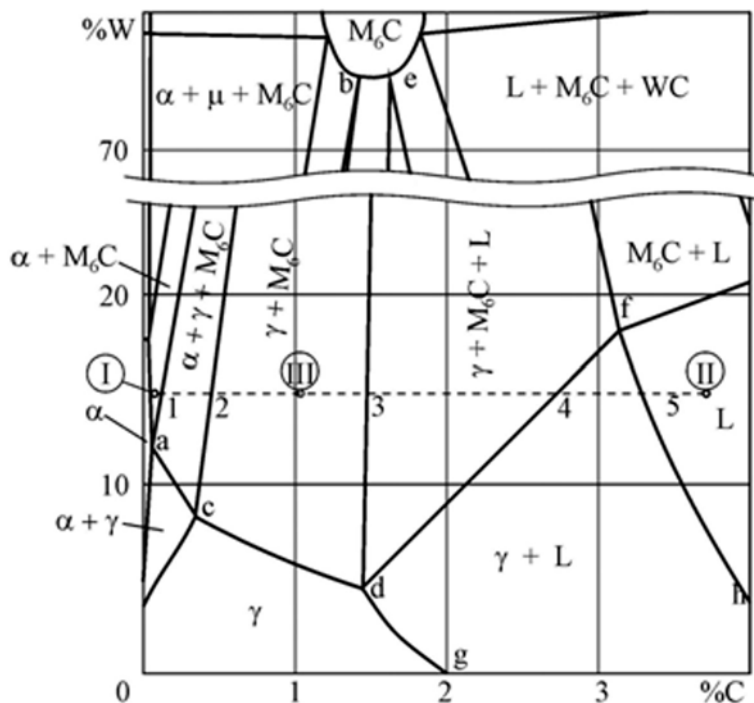


Рис. 2. Схема ділянки ізотермічного перерізу діаграми стану Fe – W – C при температурі 1150 °C.

Якщо виразити концентрації основних легуючих елементів в сплаві вольфрамовим еквівалентом, то рівноваги в системі, що вивчається можна аналізувати в наближенні потрійної системи і використовувати методи геометричної термодинаміки, в тому числі і правило важеля. Пунктирною лінією на рис. 2 зображено хімічний склад дифузійної пари сплав I – сплав II в діапазоні мінімальної і максимальної концентрації вуглецю. Лінія проходить через кілька багатофазних областей, тому дифузійна зміна концентрації вуглецю повинна супроводжуватися низкою фазових і структурних перетворень. Після нагріву до температури 1150 °C евтектична складова суміші перетворюється в рідину (L) складу II, і процес дифузійного вирівнювання концентрації вуглецю активізується.

Загальноприйнятою умовою при аналізі кінетики фазових перетворень є термодинамічна рівновага (рівність хімічних потенціалів компонентів) на міжфазних границях. При температурі спікання сплав I має феритно-карбідну структуру. Дотриманням умови рівноваги є утворення аустенітного (аустенітно-карбідного) прошарку між ферито-карбідною і

рідкою високовуглецевими складовими суміші. При збільшенні в ферито-карбідній складовій концентрації вуглецю за рахунок його припливу з високовуглецевої складової через прошарок, в фериті виділяються дисперсні карбіди  $M_6C$ , а вихідні карбіди збільшуються в розмірах. При досягненні концентрації вуглецю точки 1 на стороні  $ab$  конодного трикутника  $\alpha + \gamma + M_6C$ , в рівновазі знаходяться  $\alpha$ -ферит складу  $a$ , карбід  $M_6C$  складу  $b$  і аустеніт ( $\gamma$ ) складу  $c$ . Подальше збільшення концентрації вуглецю веде до розпаду фериту на аустеніт і карбід  $M_6C$ . Карбід виділяється на вже наявних в структурі включеннях (рис. 3 а). Це відповідає результатам, отриманим раніше при навуглецюванні низьковуглецевих матричних сплавів типу швидкорізальних [14, 15]. Після утворення аустенітного прошарку склад розплаву високовуглецевої складової на границі з ним відповідає точці 5 на лінії  $fh$ , що розділяє області  $L$  і  $L + \gamma$ .

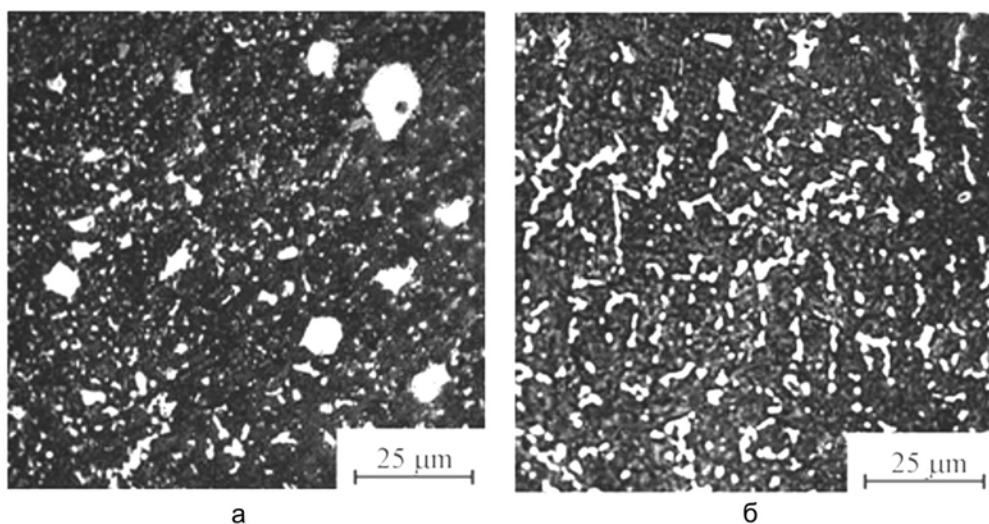


Рис. 3. Мікроструктура суміші порошків в процесі спікання: а – початкова стадія, б – після спікання протягом 30 хв.

Об'ємну частку карбіду  $M_6C$  з урахуванням щільності  $12000 - 12500 \text{ кг/м}^3$  можна визначити по діаграмі стану (рис. 2) за правилом важеля. При вирівнюванні концентрації вуглецю, а, отже, зменшенні від 1,5 до 1,05 (точки 3 і III відповідно), об'ємна частка карбіду зменшується від 0,09 до 0,07. Евтектика в даному сплаві має скелетну морфологію, тобто наближена до стрижневої. Морфологія фази в вигляді безперервного стрижня стабільна при її об'ємній частці вище 0,155. Отже, структурна морфологія евтектики в сплаві II є нестійка.

Структура високовуглецевої гранули після 30 хв обробки представлена на рис. 3 б. Більш тривала витримка не призводить до суттєвих структурних змін, а тільки супроводжується вирівнюванням концентрації вуглецю в аустенітній матриці матеріалу.

Представлені в роботі результати дозволили висвітлити ряд питань структуроутворення і фазових перетворень при рідкофазному спіканні суміші

порошків низьковуглецевої швидкорізальної сталі та високовуглецевого сплаву, легованого за принципом швидкорізальної сталі, які до теперішнього часу вивчені не були. Спикання в поєднанні з кристалізацією і сфероїдизацією дозволяє отримувати матеріал без карбідної неоднорідності. Крім того, наявність у складі порошкової суміші близько 70 % феритної складової дає можливість виключити з технологічної схеми пом'якшувальний відпал перед пресуванням. Отримані дані дозволять управляти кінцевої структурою конкретних виробів, а, отже, успішно вирішувати практичні завдання поліпшення технологічних і експлуатаційних характеристик порошкового ріжучого інструменту.

### Література

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1975. – 84 с.
2. Ревис И.А., Лебедев Т.А. Структура и свойства литого режущего инструмента. – Л.: Машиностроение, 1972. – 128 с.
3. Абрамов А.А., Самойленко Л.С., Гиршов В.Л. Порошковые инструментальные стали с дисперсной структурой // Металлообработка. – 2008. – № 4. – С. 31 – 35.
4. Ernst I. C., Duh D. ESP4 and TSP4, a comparison of spray formed with powdermetallurgically produced cobalt free high-speed steel of type 6W-5Mo-4V-4Cr // Journal of materials science. – 2004. – № 39. – P. 6831 – 6834.
5. Позняк Л.А. Перспективы применения порошковых быстрорежущих сталей. В кн.: Порошковые быстрорежущие стали (структура, свойства, технология производства инструмента). – К.: Наукова думка, 1990. – С. 5 – 12.
6. Осадчий А.Н., Ревакин С.В., Кийко Г.В. Производство порошковой быстрорежущей стали на заводе «Днепроспецсталь» // Сталь. – 1981. – № 11. – С. 83 – 84.
7. Hallstom U. Les aciers rapides frites ASP Caracteristiques et performance // Mater. Et Techn. – 1980. – № 2-3. – P. 61 – 65.
8. Парабина Г.И., Ревакин С.В., Марченко Л.Н. Качество порошковой быстрорежущей стали, изготовленной на заводе «Днепроспецсталь». В кн.: Получение и применение распыленных металлических порошков. – Киев, 1982. – С. 98 – 100.
9. Шляпин С.Д. Сверхсолидусное спекание порошковых быстрорежущих сталей. – М.: ГИНФО, МГИУ, 2003. – 212 с.
10. Авт. св. СССР №1537706, МПК C22C 33/02, B22F 3/10. Способ изготовления изделий из порошков быстрорежущих сталей / М.М. Успенський, И.А. Марголин, В.И. Люкевич. Оpubл. 23.01.1990, бюл. № 3.
11. Мовчан В.И., Педан Л.Г., Иваница В.И. Формирование направленных аустенитокарбидных структур при науглероживании сложнолегированных сталей // Митом. – 1990. – № 8. – С. 12 – 14.
12. Мовчан А.В., Губенко С.И., Бачурин А.П., Черноиваненко Е.А. Механизм перитектоидоподобного превращения при обезуглероживании быстрорежущей стали // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. тр.: Серия: Стародубовские чтения 2012. – Днепропетровск, 2012. – Вып. 64. – С. 262 – 266.
13. Per Gustafson. A Thermodynamic Evaluation of the C-Fe-W System // Met. Trans. – 1987. – Vol. 18 A. – No 2. – P. 175 – 188.
14. Бунин К.П., Мовчан В.И., Педан Л.Г. Структурообразование при изотермическом науглероживании железных сплавов легированных молибденом и вольфрамом // Изв. АН СССР. Металлы. – 1975. – № 3. – С. 164 – 168.

15. Мовчан В.И., Педан Л.Г., Герасименко В.П. Рост карбидных волокон при диффузионном науглероживании железных сплавов // *МиТОМ*. – 1983. – № 9. – С. 19 – 21.
16. Мовчан О.В., Бачурин А.П., Черноиваненко К.О. Закономірності фазових і структурних перетворень при кристалізації розплаву Fe – W – C в процесі зневуглецювання // *Металознавство та обробка металів*. – 2014. – № 2. – С. 46 – 50.
17. Cline H. E. Shape instabilities of eutectic composites at elevates temperatures // *Acta Met.* – 1971. – Vol. 19. – No 6. – P. 481 – 490.

## References

1. Geller Yu.A. *Instrumentalnyiye stali* (Tool steels), Moskva: Metallurgiya, 1975, 84 p. [in Russian].
2. Revis I.A., Lebedev T.A. *Struktura i svoystva litogo rezhushchego instrumenta* (Structure and properties of cast cutting tool), Leningrad: Mashinostroenie, 1972, 128p. [in Russian].
3. Abramov A.A., Samoilenko L.S., Girshov V.L., *Metalloobrabotka*, 2008, No 4, pp. 31 – 35 [in Russian].
4. Ernst I. C., Duh D., *Journal of materials science*, 2004, No 39, pp. 6831 – 6834 [in English].
5. Poznyak L.A. In: «*Poroshkovyye byistrorezhushchie stali (struktura, svoystva, tehnologiya proizvodstva instrumenta)*» (Powder high speed steels (structure, properties, production technology of the tool)), Kiev: Naukova dumka, 1990, pp. 5 – 12 [in Russian].
6. Osadchiy A.N., Revyakin S.V., Kiyko G.V., *Stal*, 1981, No 11, pp. 83 – 84 [in Russian].
7. Hallstom U. *Mater. Et Techn*, 1980, No № 2-3. pp. 61 – 65 [in French].
8. Parabina G.I., Revyakin S.V., Marchenko L.N. In: «*Poluchenie i primenenie raspylennyih metallicheskih poroshkov*» (Preparation and use of powdered metal powders), Kiev, 1982, pp. 98 – 100 [in Russian].
9. Shlyapin S.D. *Sverhsolidusnoe spekanie poroshkovyih byistrorezhushchih staley* (Ultrasolidus sintering of powder high-speed steels), Moskva: GINFOR, MGIU, 2003, 212 p. [in Russian].
10. Avt. sv. SSSR No 1537706, MPK S22S 33/02, V22F 3/10. Sposob izgotovleniya izdeliy iz poroshkov byistrorezhushchih staley / M.M. Uspenskiy, I.A. Margolin, V.I. Lyukevich. Opubl. 23.01.1990, byul. No 3. [in Russian].
11. Movchan V.I., Pedan L.G., Ivanitsa V.I. *MiТОМ*, 1990, No 8, pp. 12 – 14 [in Russian].
12. Movchan A.V., Gubenko S.I., Bachurin A.P., Chernoiivanenko E.A. *Starodubovskie chteniya 2012*, Dnepropetrovsk, 2012, Ussue 64, pp. 262 – 266 [in Russian].
13. Per Gustafson, *Met. Trans.*, 1987, Vol. 18 A, No 2, pp. 175 – 188 [in English].
14. Bunin K.P., Movchan V.I., Pedan L.G., *Izv. AN SSSR. Metalliyi*, 1975, No 3, pp. 164 – 168 [in Russian].
15. Movchan V.I., Pedan L.G., Gerasimenko V.P., *MiТОМ*, 1983, No 9, pp. 19 – 21 [in Russian].
16. Movchan O.V., Bachurin A.P., Chernoiivanenko K.O., *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, 2014, No 2, pp. 46 – 50 [in Ukrainian].
17. Cline H. E., *Acta Met.*, 1971, Vol. 19, No 6, pp. 481 – 490 [in English].

Одержано 22.01.19

О. В. Мовчан, К. О. Черноиваненко

**Фазово-структурные превращения при жидкофазном спекании порошков быстрорежущих сплавов**

**Резюме**

Исследованы закономерности фазовых и структурных превращений при спекании спрессованных порошковых смесей быстрорежущих сталей с различным содержанием углерода (0,2 % и 3,8 % масс.). Установлено закономерные изменения характеристик структуры в зависимости от количественного соотношения компонентов и продолжительности диффузных процессов при спекании.

**Ключевые слова:** быстрорежущей инструмент, порошок, прессование, фазовые превращения, карбид.

O. V. Movchan, K. O. Chornoivanenko

**Transformations during liquid-phase sintering of high-speed alloy powders**

**Summary**

The laws of phase and structural transformations during sintering of pressed powder mixtures of high-speed steels with different carbon content (0.2 % and 3.8 % by mass) are investigated. Established regular changes in the characteristics of the structure, depending on the quantitative ratio of the components and the duration of diffuse processes during sintering.

**Keywords:** high-speed tool, powder, pressing, phase transformations, carbide.

***До відома авторів і передплатників !***

Журнал **МММ** внесено до Переліку наукових фахових видань України згідно наказу Міністерства освіти і науки України № 241 від 09.03.2016.

Повна назва журналу  
**“Науково-технічний журнал  
“Металознавство та обробка металів”**