

матеріалів. Збільшення вихідної пористості сприяє більш повному зменшенню тиску газу в порах до моменту досягнення моменту ізотермічної витримки та збільшення простору для утворення нової фази з більшим питомим об'ємом.

Як видно з результатів, отриманих при спіканні пресовок із досліджуваних композицій, за другим варіантом також не вдається отримати заготовки зі 100% відносною щільністю. Для досягнення цієї мети нами також були досліджені процеси компактування порошкових композицій із суміші алюмінію та заліза методом гарячого штампування. Для цього пресовки, отримані за тиском пресування 100 МПа, спікали за режимом, який передбачав їх нагрівання протягом 210 хвилин з ізотермічними витримками за температур 150, 200, 300, 400, 500, 600, 700 °С протягом 30 хв. і спіканням за температури 800 °С протягом 60 хв. У подальшому заготовки нагрівали в середовищі аргону за температури 610 °С протягом 10 хв. і штампували за енергії 2,5 кДж.

Отримані результати показують (табл. 1), що застосування цього режиму сприяє позитивній усадці заготовок, однак також не дозволяє отримувати вироби зі 100%-ою щільністю, що надолужується за рахунок гарячого штампування. У цьому випадку, особливо для композицій Al + 15% Fe, зразки мають практично стовідсоткову щільність.

Таким чином, проведені дослідження показали, що на характеристики виробів із композицій впливає їх склад та умови отримання, змінюючи які можна отримувати вироби з наперед заданими характеристиками.

У подальшому доцільним є проведення досліджень із вивчення структури матеріалів, їх фазового складу та електрофізичних властивостей.

Література:

1. Zi-Kui L. Thermodynamic Assessment of the Al-Fe-Si system / L. Zi-Kui. Y.Chang // Metallurgical and materials transactions. – 1999. –Р. 1081...1095.

Степанчук А.Н., Ведель Д.В., Деркач М.О.

(КПИ им. Игоря Сикорского, г. Киев)

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ ПОСЛЕ ПЛАВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПЛАВЛЕННОГО КАРБИДА ТИТАНА

astepanchuk@iff.kpi.ua

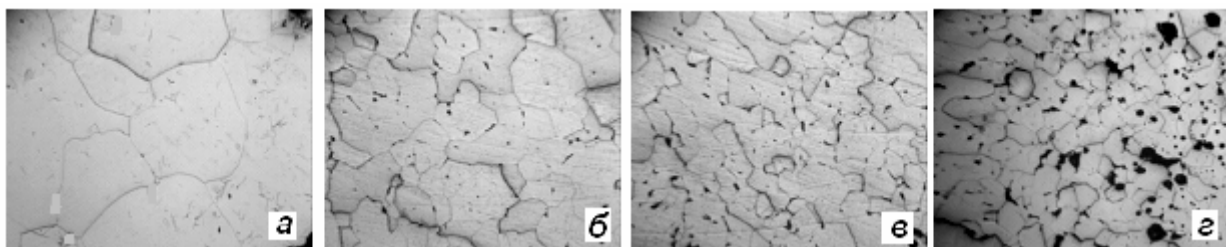
В настоящее время широко используются для изготовления материалов и изделий из них многофункционального назначения с участием тугоплавких соединений, прежде всего карбидов переходных металлов IVa-VIa подгрупп таблицы Д.И. Менделеева и их сплавов (ТТС). Известно, что свойства их и материалов с их участием во многом зависят от метода получения карбидов. Особенно высокие эксплуатационные характеристики изделий инструментального назначения достигаются при использовании в качестве исходных материалов для их изготовления порошков или гранул плавленых тугоплавких соединений [1, 2]. В связи с этим исследование влияния условий получения на состав и свойства плавленых карбидов представляет интерес с точки зрения получения материалов с наперед заданными свойствами, а также получения фундаментальных данных об их поведении при температурах плавления и природе их свойств.

Как следует из имеющихся данных [3], карбиды при высоких температурах и, особенно при температурах плавления, разлагаются с преимущественным испарением того или иного компонента. При этом степень разложения и испарения составляющих зависит от условий получения. При получении плавленых карбидов плавлением с помощью расходуемого электрода в дуговой печи под давлением защитного газа [2] это могут быть плотность тока дуги, давление газа, скорость охлаждения расплава.

В настоящей работе исследовалось влияние скорости охлаждения расплава в кристаллизаторе после плавки. Охлаждение проводили со скоростью 20, 70, 200, 600 и

1000 град/мин. Плавку проводили в установке, описанной в работе [2] при плотности тока дуги 120 А/см² и давлении аргона в рабочей камере 4,0 МПа.

Исследовалась структура полученных карбидов, их состав, микротвердость и прочность зерен на раздавливание. Установлено, что структура карбида изменяется в зависимости от скорости охлаждения (рис. 1). С увеличением скорости охлаждения значительно уменьшается размер зерен. При этом в карбидах, охлажденных со скоростью 600 и 1000 град/мин. присутствует вторая фазовая составляющая, которая может быть идентифицирована как свободный углерод, количество которого увеличивается с увеличением скорости охлаждения. Последнее подтверждается результатами определения химического состава карбидов (табл. 1).



а – 40; б – 200; в – 600; г – 1000

Рис. 1. Микроструктура плавленного карбида титана охлажденного с различной скоростью (град/мин) (x 360)

Таблица 1– Состав и свойства плавленного карбида титана

Карбид	Скорость охлаждения, град/мин	Содержание углерода, %		Микротвердость, ГПа	Прочность зерен $\times 10^{-2}$, Н/зерно
		связанный	свободный		
TiC	40	19,7	0,19	30,15±100	435
TiC	70	19,5	0,22	31,20±130	405
TiC	200	18,4	0,94	33,06±150	410
TiC	600	18,1	1,85	36,13±100	432
TiC	1000	17,2	3,17	31,21±150	320

Эти данные подтверждают предположение о том, что при плавке карбидов переходных металлов IVa подгруппы происходит их диссоциация с преимущественным испарением углерода. Последний при наличии давления газа в рабочей камере не испаряется, а остается в расплаве и в дальнейшем при медленном охлаждении взаимодействует с ним с получением карбида, по составу близкого к исходному [2].

Из табл. 1 также видно, что с увеличением скорости охлаждения расплава уменьшается количество связанного углерода. Эти данные вступают в противоречие с результатами измерения микротвердости полученных карбидов. Ведь известно, что с уменьшением содержания связанного углерода в карбиде титана его микротвердость уменьшается [2, 4]. Это противоречие в нашем случае может быть объяснено тем, что, как показали результаты рентгеноструктурного анализа, с увеличением скорости охлаждения увеличиваются внутренние напряжения в карбиде, которые способствуют увеличению микротвердости. Конкуренция влияния этих факторов приводит к экстремальной ее зависимости от скорости охлаждения. При увеличении скорости охлаждения от 40 до 600 град/мин. превалирующее влияние на величину микротвердости оказывает увеличение внутренних напряжений в карбиде, а при скорости охлаждения 1000 град/мин. – уменьшение связанного углерода.

Таким образом, полученные в работе результаты позволяют сделать вывод, что изменяя условия получения плавленных карбидов, можно регулировать их состав и структуру и, тем самым, получать их с заранее заданными свойствами.

Литература:

1. Полищук В.С. Интенсификация процессов получения карбидов, нитридов и композиционных материалов на их основе. – Севастополь: Вебер, 2003. – 327 с.
2. Степанчук А. Н. Прочностные и абразивные свойства плавящихся тугоплавких соединений и инструментальных материалов на их основе // Современные спеченные твердые сплавы. Сб. научных трудов – К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2008. – 344 с. (С. 269...280).
3. Куликов И.С. Термодинамическая диссоциация соединений. – М.: Металлургия, 1969. – 576 с.
4. Самсонов Г. В., Упадхья Г. Ш., Нешпор В. С. Физическое материаловедение карбидов. – К.: Наукова думка, 1974. – 455 с.

Степанчук А.Н., Руденький С.О., Гришкевич Т.Є., Тесля С.Ю.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
**ПРО ВЗАЄМОЗВ'ЯЗОК ПОРИСТОСТІ КОМПАКТОВАНИХ
ПОРОШКОВИХ ПРЕСОВОК З НАСИПНОЮ ТА ЩІЛЬНІСТЮ
УТРУСКИ ВИХІДНИХ ПОРОШКІВ**
astepanchuk@iff.kpi.ua

Сучасний етап розвитку порошкової металургії супроводжується появою ідей для створення нових та удосконалення традиційних технологій отримання високопористих порошкових матеріалів із заданими характеристиками, які насамперед направлені на досягнення високих експлуатаційних характеристик та привабливих властивостей. Такі матеріали отримали широке використання в машинобудуванні, хімічній, харчовій, електрохімічній, аерокосмічній техніці та інших областях промисловості. Порошкові фільтри з корозійностійких металів та їх сплавів використовуються при фільтрації масел, пального, кислот, лугів. Для фільтрації більш агресивних середовищ (розплавлених лугів, розбавлених кислот) застосовуються фільтри з тугоплавких сполук.

Високопористі порошкові матеріали знаходять застосування як електроди акумуляторів, електрохімічних генераторів при перетворенні хімічної енергії в електричну та у багатьох інших галузях [1, 2].

Характеристики пористих матеріалів багато в чому залежать від методів їх отримання. Зазвичай їх отримують методами порошкової металургії, які передбачають пресування вихідних порошків з наступним спіканням або спіканням вільно насипаних у форму порошків. Для компактування заготовок можна використовувати практично всі методи пресування та спікання порошків [3].

Основною метою отримання високопористих порошкових матеріалів є надання пресовкам необхідних характеристик міцності при збереженні максимально можливої пористості. Останнє може бути досягнуте, якщо основними діючими механізмами при спіканні є такі, що не супроводжуються усадкою, а необхідні характеристики міцності досягаються за рахунок зміцнення контактів між частинками порошку у пресовці. У цьому випадку кінцева пористість виробів буде в основному залежати від пористості пресовок. Остання, у свою чергу, буде залежати від властивостей вихідних порошків та умов їх пресування (формування). Тому при створенні нових високопористих матеріалів важливим є встановлення взаємозв'язку між властивостями вихідних порошків і пористістю виробів після пресування та спікання.

У роботі було досліджено вплив на пористість пресовок із порошків заліза та нікелю їх розміру та методу отримання. Для дослідження використовували порошки заліза, отримані відновленням оксидів заліза воднем, та порошки нікелю, отримані електролізом водного розчину сульфату нікелю та карбонільним методом. Виходячи з передбачення,