

УДК: 621.762.53

Н. С. Присташ, О. Н. Сизоненко, А. Д. Зайченко

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВА В ПРОЦЕССЕ ИСКРО-ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ НА КИНЕТИКУ УПЛОТНЕНИЯ, СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Fe–Ti–C–(B)

Представлены экспериментальные данные о влиянии скорости нагрева в диапазоне от 10 до 20 °С/с при искро-плазменном спекании на размер зерна, структуру и механические свойства карбидосталей системы Fe–Ti–C–(B). Установлено, что увеличение скорости нагрева до 20 °С/с в режиме консолидации с температурой выдержки 1100 °С в течение 180 секунд позволяет уменьшить средний размер зерна железа в структуре материала с ~3,5 до ~2 мкм и получить карбидостали системы Fe–Ti–C–B, твердость которых составляет 70 HRC, а износостойкость в 7 раз выше, чем у вольфрамосодержащей стали P6M5.

Ключевые слова: скорость нагрева, искро-плазменное спекание, карбидостали, размер зерна.

Введение

Современная промышленность нуждается в конструкционных материалах с высокими показателями твердости и износостойкости, которые заменили бы дорогостоящие вольфрамосодержащие материалы. Этого можно достичь путем создания композитов с гетерогенной структурой, являющейся пластической матрицей с твердыми включениями. К таким металломатричным композитным материалам относятся в том числе и карбидостали, которые получают методами порошковой металлургии [1–4]. В частности, в работах [5–7] показана возможность получения – путем изменения дисперсности и фазового состава исходных порошков при помощи высоковольтной электроразрядной (ВЭР) обработки в углеводородной жидкости и дальнейшего искро-плазменного спекания (ИПС) – карбидосталей систем Fe–Ti–C и Fe–Ti–C–B с близкими к присущим вольфрамосодержащим сплавам показателями твердости и износостойкости.

При этом известно, что в порошковых компактах физико-механические и функциональные свойства в значительной мере зависят от степени их пористости и зеренной структуры [8], а также что именно метод ИПС обеспечивает ускоренную консолидацию порошковых материалов и во многих случаях ограничивает, по сравнению с традиционными методами спекания, рост зерен [9] – и поэтому актуальной задачей является изучение влияния скорости нагрева при ИПС-консолидации на структуру и свойства дисперсно-упрочненных материалов на основе системы Fe–Ti–C–(B).

Исходя из этого, *цель* данной работы – установить закономерности влияния скорости нагрева при ИПС на структуру и свойства дисперсно-упрочненных материалов на основе системы Fe–Ti–C–(B).

© Присташ Николай Сергеевич, младший научный сотрудник Института импульсных процессов и технологий НАН Украины (ИИПТ НАНУ); 54018, Украина, г. Николаев, пр. Октябрьский, 43; тел. раб. (0512) 58-71-43; e-mail: msprystash@gmail.com; Сизоненко Ольга Николаевна, доктор технических наук, профессор, ведущий научный сотрудник ИИПТ НАНУ; тел. раб. (0512) 58-71-43; e-mail: sizonenko43@rambler.ru; Зайченко Андрей Дмитриевич, кандидат технических наук, старший научный сотрудник ИИПТ НАНУ; e-mail: linefish@rambler.ru

Материалы и методики экспериментов

ИПС проводили на экспериментальном комплексе «Гефест-10», позволяющем консолидировать порошки при механическом нагружении в вакууме путем пропускания суперпозиции постоянного и переменного тока амплитудой 1,1 кА через компакт с частотой переменной составляющей 10 кГц [9].

В качестве шихты для спекания были выбраны смеси с исходными составами (в масс.%) 75%Fe–25%Ti и 75%Fe–20%Ti–5%B₄C после ВЭР-обработки с удельной энергией 6,25 МДж/кг [6, 7], благодаря чему в составе этой шихты обеспечили как содержание до 25 % упрочняющей фазы с размером 100–600 нм, так и средний размер зерна железа на уровне ~5 мкм.

При этом если в нашей работе [11] были показаны закономерности влияния на структуру материала системы Fe–Ti–C–(B) скоростей нагрева при ИПС от 1,7 до 5 °C/с (при температуре изотермической выдержки 1100 °C и времени выдержки $\tau = 180$ с), то в настоящей работе при тех же параметрах выдержки скорости нагрева изменяли – за счет увеличения с 14 до 30 А/с скорости нарастания амплитуды силы тока – в диапазоне от 10 до 20 °C/с.

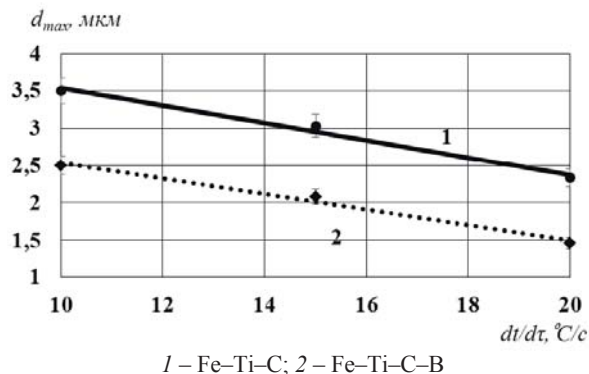
Экспериментальный анализ изменения структуры консолидированных компактов выполняли методом компьютерной металлографии (согласно ДСТУ ISO 643:2009) с использованием оптического микроскопа «Биолам-И» и программного обеспечения «ImageJ», а фазовый – на дифрактометре «ДРОН-3» по методике работы [11].

Твердость образцов измеряли согласно ДСТУ ISO 6508-1:2013, а износостойкость исследовали, используя в качестве контр-тела алмазный круг 1A1 с зернистостью AC4 80/63, на машине трения «СМЦ-2» по схеме ролик-колодка.

Результаты сравнивали с полученными в ходе испытаний (согласно ГОСТ 19265–73) образца стали Р6М5.

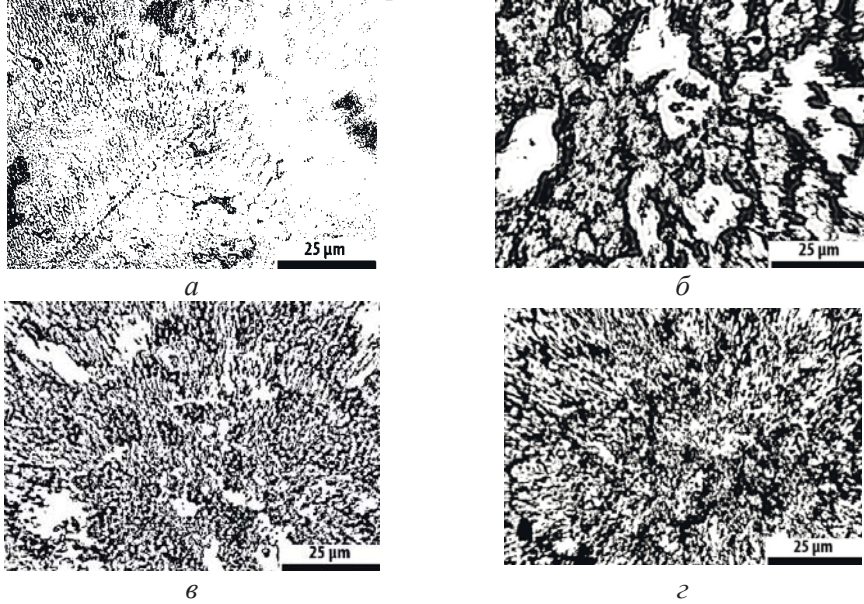
Результаты исследований

Установлено, что в процессе ИПС со скоростью нагрева 10 °C/с средний размер зерна матрицы в системе Fe–Ti–C увеличивается с 0,5 до ~3,5 мкм, а в системе Fe–Ti–C–B – с 0,5 до ~2,5, и связано это различие с наличием в составе шихты замедляющих рост зерна карбидов и боридов исходных металлов. В целом увеличение скорости нагрева до 20 °C/с позволяет уменьшить средний размер зерна матрицы в системе Fe–Ti–C до ~2,3 мкм, а в системе Fe–Ti–C–B – до ~1,5 мкм (рис. 1):

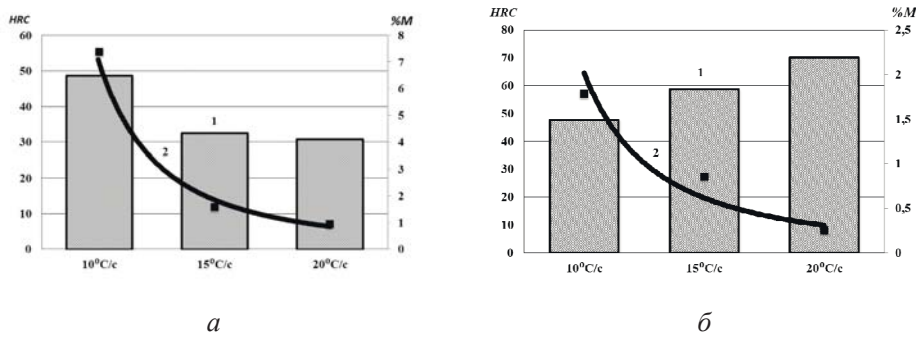


1 – Fe–Ti–C; 2 – Fe–Ti–C–B
 Рис. 1. Изменение среднего размера зерна железной матрицы в консолидированных образцах в зависимости от скорости нагрева при ИПС

Вместе с тем следует отметить, что увеличение скорости нагрева приводит к замедлению проходящих во время ИПС диффузионных процессов и к появлению неоднородности в распределении упрочняющей фазы по объему консолидированных образцов, влияя, в свою очередь, на механические свойства консолидированных компактов (рис. 2 и 3):



Fe-Ti-C (°C/c): а – 10; б – 20; Fe-Ti-C-B (°C/c): в – 10; г – 20
 Рис. 2. Оптические микрофотографии консолидированных образцов; х50



1 – гистограммы изменения твердости; 2 – кривая потери массы
 Рис. 3. Изменение твердости и потери массы консолидированных образцов систем Fe-Ti-C (а) и Fe-Ti-C-B (б) в зависимости от скорости нагрева

В частности, для системы Fe-Ti-C образование неоднородности в распределении карбидов приводит к резкому (с 50 до 30 HRC) падению твердости, но, в то же время, повышается износостойкость образцов повысилась, а потеря массы при контакте с алмазным кругом составляет всего лишь 1 % (соответственно, можно сделать вывод о том, что скопления карбидов плотно связаны с матрицей) – тогда как у образцов системы Fe-Ti-C-B наблюдается обратный эффект, когда увеличение скорости нагрева приводит к увеличению и твердости (с 48 до 70 HRC), и износостойкости. При этом потеря массы для консолидированных при скорости нагрева 20 °C/c образцов составляет 0,2 % (что в 7 раз ниже, чем у образцов стали Р6М5 с твердостью 60 HRC) и, несмотря на

торможение диффузионных процессов, происходит распад остаточного карбида бора и во время характеризующегося выделением тепла нагрева интенсифицируются процессы карбидо- и боридообразования – о чем свидетельствуют результаты эксперимента (рис. 4):

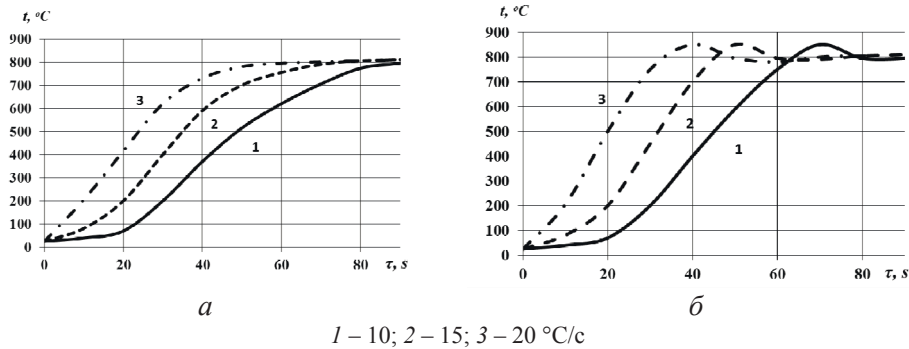


Рис. 4. Температурные кривые консолидации порошков систем Fe–Ti–C (а) и Fe–Ti–C–В (б) в зависимости от скорости нагрева

Кроме того, нами был проведен комплекс экспериментов по консолидации порошковой шихты системы Fe–Ti–C–В при скорости нагрева 20 °C/c до температуры 1100 °C и последующей выдержке 0–180 с (с шагом 60 секунд). Анализ полученных экспериментальных данных позволил установить, что с увеличением времени выдержки до 180 с возрастают и содержание боридной фазы исходных металлов в составе образца, а также твердость и износостойкость (рис. 5 и 6):

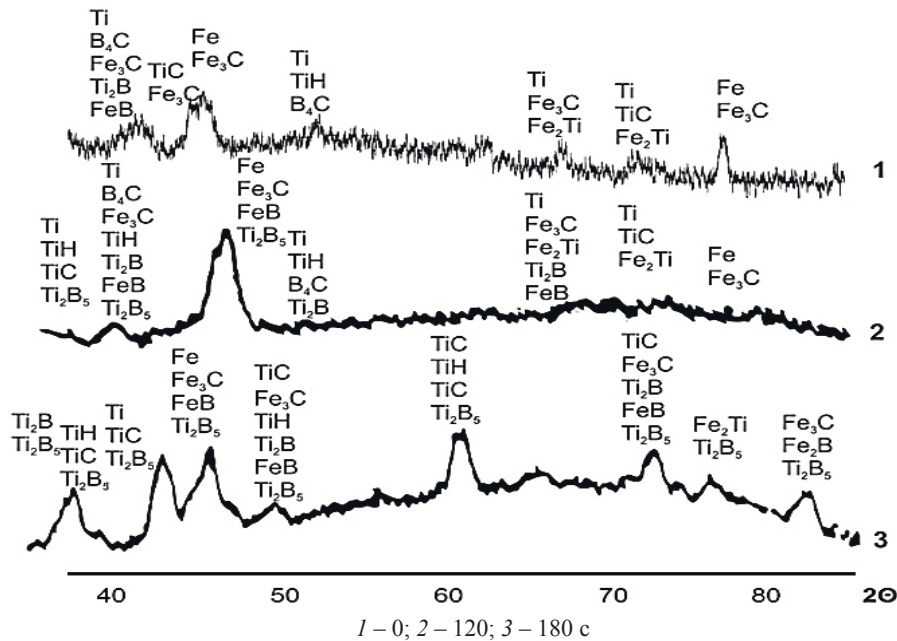
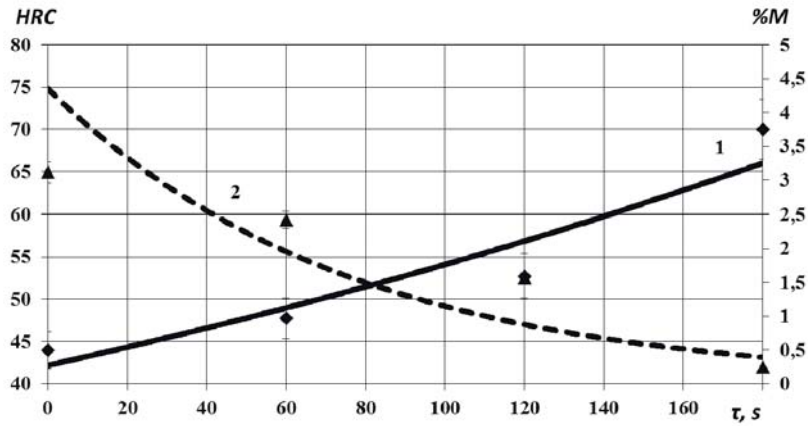


Рис. 5. Рентгенограммы консолидированных с различным временем выдержки при скорости нагрева 20 °C/c образцов системы Fe–Ti–C–В



1 – изменение твердости; 2 – потеря массы

Рис. 6. Зависимость от времени выдержки твердости и потери массы консолидированных со скоростью нагрева 20 °С/с образцов системы Fe–Ti–C–В

Выводы

В ходе исследований нами экспериментально установлено, что увеличение скорости нагрева образцов системы Fe–Ti–C–(В) с 10 до 20 °С/с позволяет, за счет увеличения скорости нарастания тока, уменьшить средний размер зерна в матрице материала с ~3,5 до ~2 мкм.

Также показано, что такое увеличение скорости замедляет диффузионные процессы в материале Fe–Ti–C во время ИПС, приводя к образованию неоднородности в распределении упрочняющей фазы по объему полученного материала и к падению твердости образцов с 50 до 30 HRC (при одновременном увеличении износостойкости).

И, кроме того, установлено, что введение в систему Fe–Ti–C 5%-й добавки бора активизирует процессы карбидо- и боридообразования при ИПС-консолидации со скоростью нагрева 20 °С/с и последующей изотермической выдержкой при 1100 °С в течение 180 секунд – что, в свою очередь, способствует увеличению твердости (с 48 до 70 HRC) и износостойкости (в 7 раз по сравнению со сталью P6M5).

Представлено експериментальні дані щодо впливу швидкості нагрівання в діапазоні від 10 до 20 °С/с при іскро-плазмовому спіканні на розмір зерна, структуру та механічні властивості карбідосталей системи Fe–Ti–C–(В). Встановлено, що збільшення швидкості нагрівання до 20 °С/с у режимі консолидації з температурою витримки 1100 °С протягом 180 секунд дозволяє зменшити середній розмір зерна заліза в структурі матеріалу з ~3,5 до ~2 мкм та отримати карбідосталі системи Fe–Ti–C–(В), твердість яких складає 70 HRC, а зносостійкість у 7 разів вища, ніж у вольфрамівмісній сталі P6M5.

Ключові слова: швидкість нагрівання, іскро-плазмове спікання, карбідосталі, розмір зерна.

Experimental data about impact of heating rate in range from 10 up to 20 °С/с under spark plasma sintering on grain size, structure and mechanical properties of Fe–Ti–C–(B) carbide steels system is given. It was established, that increasing heating rate up to 20 °С/с in consolidation mode with holding temperature of 1100 °С during 180 seconds leads to decrease of mean iron grain size in material structure from ~3.5 to ~2 μm and allows to obtain Fe–Ti–C–(B) carbide steels system with hardness of 70 HRC and wear-resistance seven times higher than of tungsten-containing HSS M2 steel.

Keywords: heating rate, spark plasma sintering, carbide-steels, grain size.

1. *Панов В. С.* Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них / В. С. Панов, А. М. Чувилін. – М.: Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», 2001. – 428 с.
2. *Бабич Б. Н.* Металлические порошки и порошковые материалы: справочник / Б. Н. Бабич, Е. В. Вершинина, В. А. Глебов. – М.: ЭКОМЕТ, 2005. – 520 с.
3. *Баглюк Г. А.* Особливості структури гарячештампованої карбідосталі «швидкорізальна сталь–карбід титану» / Г. А. Баглюк, І. Д. Мартюхін, Т. М. Павлиго та ін. // Порошковая металлургия. – 2009. – № 1/2. – С. 46–51.
4. *Гуревич Ю. Г.* Карбидостали / Ю. Г. Гуревич, В. К. Нарва, Н. Р. Фраге. – М.: Металлургия, 1988. – 144 с.
5. *Зайченко А. Д.* Удосконалення процесів електророзрядної обробки шихти та іскроплазмового спікання для отримання високозносоустійких карбідосталей: автореф. дис. на здобуття наукового ступеня канд. техн. наук – спеціальність 05.16.06 «Порошкова металлургия і композиційні матеріали». – Київ, 2015. – 24 с.
6. *Сизоненко О. Н.* Особенности электроразрядной обработки смесей на основе порошков Fe и Ti различного состава / О. Н. Сизоненко, Н. С. Присташ, Э. И. Тафтай и др. // Вісник Українського матеріалознавчого товариства. – 2013. – Вип. 6. – С. 104–111.
7. *Сизоненко О. Н.* Влияние высоковольтной обработки порошковых композиций состава Fe–Ti–C и Fe–Ti–B–C на изменение их электрического сопротивления / О. Н. Сизоненко, Н. С. Присташ // Труды Института проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины. – Серия «Композиционные, слоистые и градиентные материалы и покрытия». – Электрические контакты и электроды. – К.: ИПМ НАНУ, 2014. – С. 129–133.
8. *Kang S.-J. L.* Sintering. Densification, Grain Growth and Microstructure. – Amsterdam: Elsevier, 2005. – 265 p.
9. *Григорьев Е. Г.* Электроимпульсная технология формирования материалов из порошков: учебное пособие / Е. Г. Григорьев, Б. А. Калинин. – М.: Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», 2008. – 152 с.
10. *Пат. 101575 Україна*, МПК 12006.01, B22F 3/14, B22F 3/105, B30B 15/02. Пристрій для іскроплазмового спікання порошків / О. М. Сизоненко, А. І. Івлієв, О. І. Райченко та ін. – Заявл. 30.01.2012, № a201200957. – Опубл. 10.04.2013, Бюл. № 7.
11. *Юрлова М. С.* Экспериментальное исследование и компьютерное моделирование процесса электроимпульсной консолидации композиции Fe+Ti+V₄C / М. С. Юрлова, Е. В. Крикун, О. Н. Сизоненко и др. // Материалы X-го Международного семинара «Физико-математическое-моделирование систем». – Воронеж, 2013. – С. 101–106.
12. *Дифрактометр* общего назначения «ДРОН-3»: техническое описание. – Л.: Буревестник, 1983. – 376 с.