МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Researches of diffuse-alloyed self-fluxing powders, based on austenitic steels, suggest that the resulting material will have high dyuromatricheskimi characteristics that allow its use for wear-resistant coatings.

А. Ф. ПАНТЕЛЕЕНКО, О. Г. ДЕВОЙНО, БНТУ

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИФФУЗИОННО–ЛЕГИРОВАННЫХ САМОФЛЮСУЮЩИХСЯ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА

В настоящее время в промышленности широкое распространение как экономически и экологически выгодные получают технологии восстановления и упрочнения, поскольку во многих странах актуальной является проблема ресурсо- и энергосбережения. Одна из наиболее распространенных технологий – технология плазменного напыления [1–4].

Перспективными классами материалов для нанесения покрытий различными способами напыления и наплавки (индукционными, газотермическими, ионно-лучевыми, лазерными и др.) являются самофлюсующиеся порошки, важнейшее преимущество которых – способность к самофлюсованию, т. е. к образованию при нагреве на поверхности каждой частицы в частности, и формирующегося покрытия в целом тонкой легкоплавкой пленки борсодержащих стекол, предотвращающей окисляющее негативное воздействие кислорода воздуха на качество покрытия [5, 6].

В качестве исходного материала для получения диффузионно-легированных самофлюсующихся порошков (ДЛСП) предложен сферический порошок ПР-Х18Н9. Следует отметить, что стали аустенитного класса обладают также высокой устойчивостью к воздействию высоких температур и коррозионных сред.

Поскольку в дальнейшем планируется применять полученные материалы для нанесения плазменных покрытий, то была выбрана фракция порошка 50–120 мкм, рекомендуемая, как правило, для плазменного напыления.

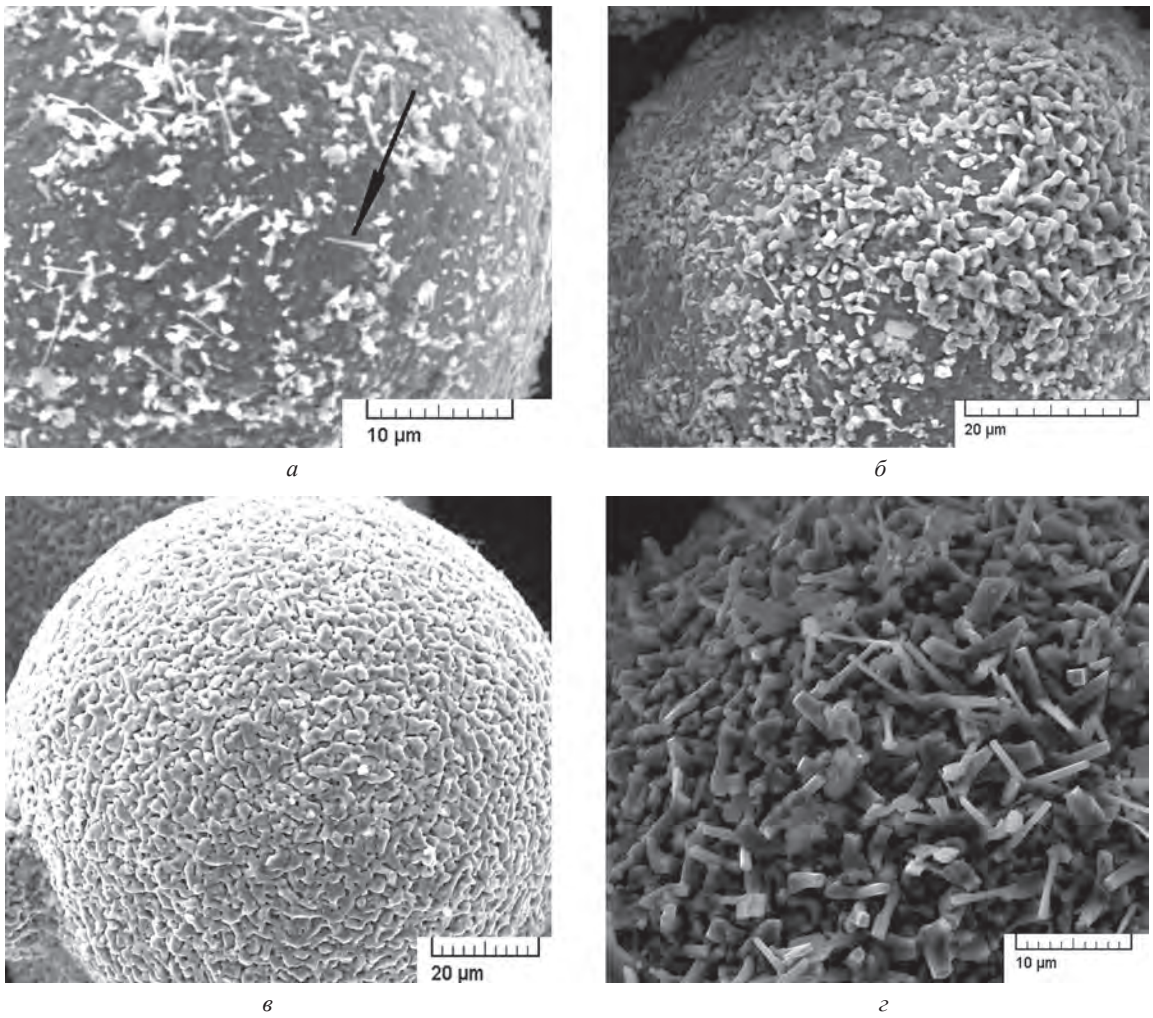
Образцы из исходных порошков подвергали химико-термической обработке (ХТО) при различных условиях: T = 900 °С; t = 1, 3, 5 ч. Обработка аустенитных порошков при температуре 900 °С обеспечивает оптимальную степень ферритизации порошка, что дает возможность магнитной сепарации порошка после ХТО.

Морфология частиц порошка ПР-Х18Н9 после диффузионного легирования существенно изменилась и если поверхность исходных частиц была с минимумом шероховатостей, то после обработки появляются выступы (наростов) призматической или игольчатой формы. Рассмотрим это более детально.

На основании изучения фотографий частиц, борированных в различных условиях, полученных на спектральном электронном микроскопе Vega II LMU (рис. 1), можно выделить несколько стадий изменения морфологии частиц, взаимосвязанных с этапами роста слоя боридов и изменением химического состава поверхности.

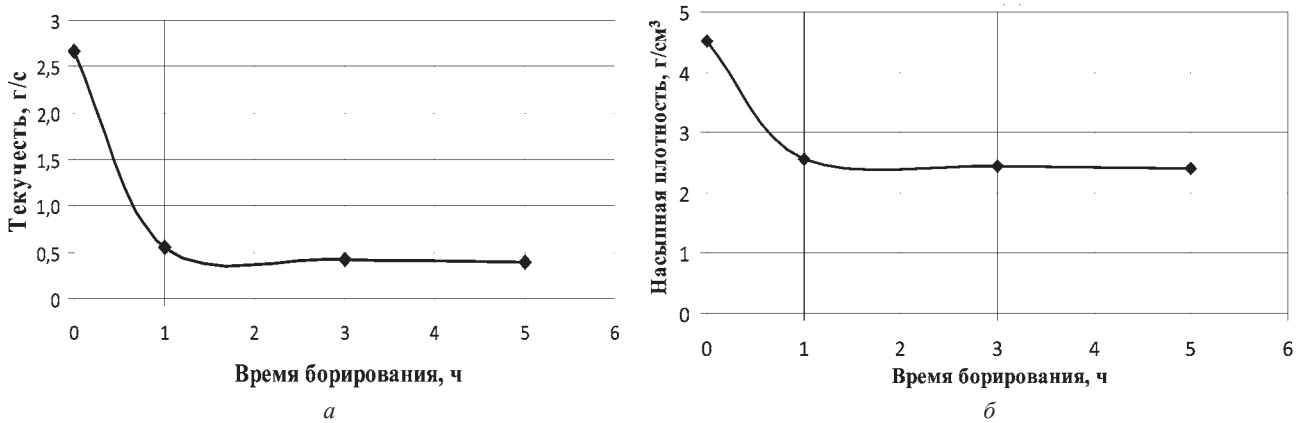
На первом этапе ХТО, когда происходит начальная диффузия атомов бора в глубь частиц и зарождение боридов Fe_2B, на поверхности образуются тонкие игольчатые бориды (рис. 1, *а*). С увеличением продолжительности борирования в начале второго этапа эти образования низкобористой фазы растут, приобретают призматическую форму со скругленными кромками (рис. 1, *б*, *в*). Одновременно на поверхности частиц с увеличением количества диффундирующих атомов бора начинается зарождение высокобористой фазы FeB, результатом чего является повторное образование игольчатых боридов (рис. 1, *г*).

При небольшой продолжительности ХТО (до 1–1,5 ч при T = 900 °С) на поверхности частиц не сразу образуется сплошной боридный слой (рис. 1, *а*, *б*). Причем необходимо отметить, что временные рамки протекания процесса перехода игольчатых боридов в призматические не обязательно совпадают с окончательным формированием сплошного боридного слоя на поверхности частиц.



а *б* *в* *г*

Рис. 1. Морфология диффузионно-легированного порошка ПР-Х18Н9: *а*, *б* – время обработки 1 ч; *в* – время обработки 3 ч; *г* – время обработки 5 ч

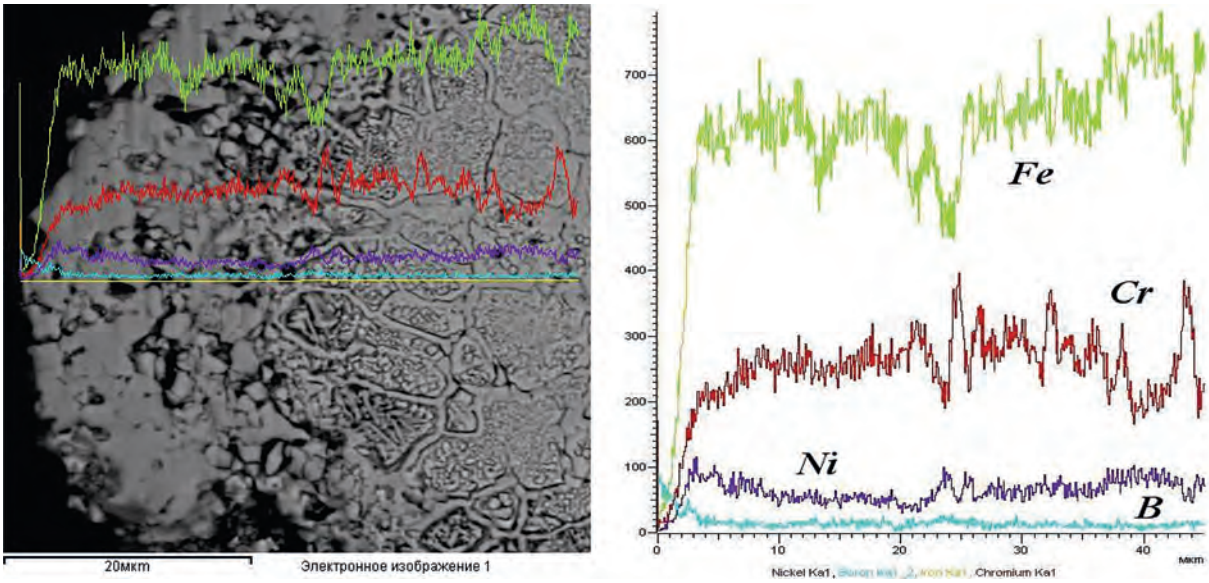


а *б*

Рис. 2. Зависимость текучести и насыпной плотности диффузионно-легированного порошка ПР-Х18Н9 от времени борирования: *а* – текучесть; *б* – насыпная плотность

Особенности морфологии и микроструктуры борированных частиц стали ПР-Х18Н9 обусловлены в первую очередь наличием в составе легирующих элементов, влияющих на скорость диффузии и строение боридного слоя [7–9].

Изменение морфологии частиц, несомненно, оказывает значительное влияние на технологические свойства порошка, которые важно учитывать при процессах нанесения покрытий. Исследование текучести порошка, борированного при различных условиях и сравнение ее с таковой для исходного порошка, показало, что с ростом продолжительности ХТО и соответственно толщины боридного слоя, а также размера частиц данный параметр уменьшается (рис. 2, *а*). Ухудшение текучести легированного порошка связано с изменением его



а *б*

Рис. 3. Распределение элементов вдоль линии сканирования частицы порошка ПР-Х18Н9 (температура ХТО – 900 °С, время ХТО – 3 ч): *а* – сканограмма во вторичных электронах; *б* – концентрационные кривые распределения химических элементов вдоль линии сканирования

морфологии (см. рис. 1) по причине роста боридного слоя на поверхности обработанных частиц.

Также при диффузионном легировании порошка следует учитывать размеры обрабатываемых частиц: если для порошка из стали 40Л размером 200–315 мкм уменьшение текучести при борировании в течение 5 ч составляет 15% [10], то для порошка из стали ПР-Х18Н9 размером 50–100 мкм текучесть уменьшается на 60%.

Также установлено изменение такого значимого свойства, как насыпная плотность. На этот показатель оказывает влияние не только изменение морфологии частиц, но и увеличение объема частиц. Это происходит вследствие образования слоя боридов, которые имеют меньшую плотность, чем основной металл частиц. Известно, что после ХТО размер обработанных образцов незначительно увеличивается, и если для макрообъектов изменение размеров в некоторых случаях не критично, то в данном случае оно соизмеримо с размером борированных микрочастиц. Зависимость изменения насыпной плотности от времени борирования паказана на рис. 2, *б*.

В результате проведенной ХТО сферичность обработанных порошков значительно не меняется, так как эта величина является «наследуемой». Данное утверждение было подтверждено исследованием фактора формы диффузионно-легированных порошков. Фактор формы диффузионно-легированного порошка изменяется в пределах 0,75–0,9 (более 0,6), что позволяет обеспечить хорошую текучесть и равномерную подачу порошка в процессе восстановления и упрочнения деталей.

Металлографический анализ диффузионно-легированных частиц порошка показывает, что в подборидном слое в результате оттеснения атомов углерода бором вследствие диффузии образуется сетка карбидов хрома, причем, так как скорость зернограничной диффузии углерода значительно выше обычной диффузии, то сетка карбидов хрома совпадает с границами зерен и субзерен (рис. 3).

Под боридной оболочкой наблюдается сплошной слой карбидов, боридов и карбоборидов хрома, никеля и железа. Механизм диффузии атомов элементов с меньшим атомным радиусом, чем ра-

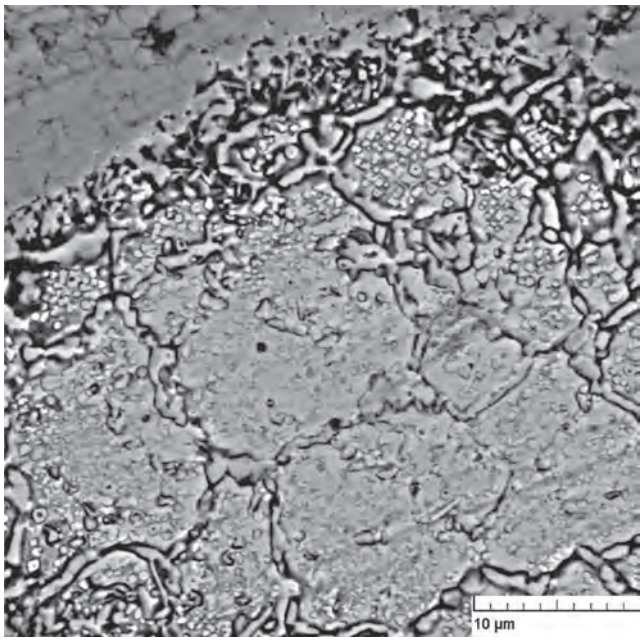


Рис. 4. Микроструктура борированного порошка ПР-Х18Н9 при 900 °С в течение 3 ч

диус атомов элементов, образующих в данном случае кристаллическую решетку, имеет вакансионный характер, следовательно, зернограничная диффузия атомов бора и углерода на порядок выше, чем объемная диффузия, так как на границах зерен сосредоточено большое количество дефектов. Поэтому на границах зерен аустенита в ядре частицы скорость увеличения концентрации диффундирующих атомов бора и углерода примерно такая же, как и в подборидном слое, в результате чего там также образуется сетка карбидов Ni, Cr и Fe. Причем ее толщина зависит от времени борирования, соответственно и от толщины боридного слоя (рис. 4).

Приведенные результаты исследования особенностей структурообразования ДЛСП, его основных технологических свойств позволяют предположить, что полученный материал будет обладать высокими дюрометрическими характеристиками, что даст возможность применить его для получения износостойких покрытий, нанесенных плазменным напылением с последующим лазерным оплавлением.

Литература

1. Поляк М. С. Технология упрочнения. Технологические методы упрочнения / М. С. Поляк. В 2-х т. Т. 1, 2. М.: «ЛВМ-СКРИПТ», «Машиностроение», 1995.

2. Хасуи А. Наплавка и напыление / А. Хасуи, О. Моригаки; пер. с японск. В. Н. Попова; под ред. В. С. Степина, Н. Г. Шестеркина. М.: Машиностроение, 1985.

3. Теория и практика нанесения защитных покрытий / П. А. Витязь и др. Мн.: Беларуская навука, 1998.

4. Ивашко В. С. Электротермическая технология нанесения защитных покрытий/ В. С. Ивашко, И. Л. Куприянов, А. И. Шевцов. Мн.: Навука і тэхніка, 1996.

5. Пантелеенко Ф. И. СДЛП на железной основе и защитные покрытия из них/ Ф. И. Пантелеенко. Мн.: УП «Технопринт», 2001.

6. Петришин Г. В. Диффузионно-легированный стальной порошок для магнитно-электрического упрочнения / Г. В. Петришин, Е. Ф. Пантелеенко, А. Ф. Пантелеенко// Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 4. С. 26–31.

7. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: справ. / Г. В. Борисенок [и др.]; под общ. ред. Л. С. Ляховича. М.: Металлургия, 1981.

8. Ворошнин Л. Г. Борирование промышленных сталей и чугунов: справ. пособ. / Л. Г. Ворошнин. Минск: Беларусь, 1981.

9. Przybylowicz Karol. Teoria i praktyka borowania stali/ Karol Przybylowich. Kielce: Wydawnictwo Politechniki Swientokrzyskiej w Kielcah. 2001.

10. Демин М. И. Разработка и внедрение ресурсосберегающих технологий и оборудования производства стальной литой дроби в условиях машиностроительных предприятий: дис. ... канд. техн. наук. Минск, 2002.