

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОРОШКОВОЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ, УПРОЧНЕННОЙ КАРБИДОМ ТИТАНА, ПРИ СПЕКАНИИ

А.Ф.Санин

Днепропетровский Национальный Университет, г.Днепропетровск, Украина

Досліджено зміни структури матеріалу на основі порошків швидкоріжучої сталі, зміцненого частками карбиду титану при жидкофазному спіканні. Показано вплив температурних режимів на мікроструктуру та розподіл легуючих елементів. Встановлено зниження ступеня обезлегуння матриці при використанні комбінованих режимів спікання, що сприяє підвищенню експлуатаційних характеристик.

Исследовано изменение структуры материала на основе порошков быстрорежущей стали, упрочненного частицами карбида титана, при жидкофазном спекании. Показано влияние температурных режимов на микроструктуру и распределение легирующих элементов. Установлено снижение степени обезлегирования матрицы при использовании комбинированных режимов спекания, что способствует повышению эксплуатационных характеристик.

The structure developing of the materials on the basis of high-speed steel powders hardened by titanium carbide particles is investigated in the article. The influence of temperature level on microstructure and alloying elements distribution is presented. It is stated that the matrix de-alloying decreases and working properties increase with the complex sintering regimes using.

Образование жидкой фазы при спекании значительно усиливает диффузионный массоперенос атомов легирующих элементов. При спекании [1] порошковых систем на основе быстрорежущих сталей, содержащих частицы карбида титана, наблюдается интенсивная диффузия атомов тугоплавких элементов из частиц порошка быстрорежущей стали в области расположения частиц карбида титана. Это приводит как к ослаблению стальной матрицы, так и к уменьшению твердости вводимой карбидной фазы. В результате снижаются механические свойства карбидостали и не реализуется ожидаемый уровень вторичной твердости.

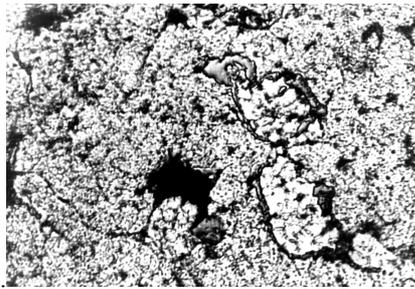
С целью уменьшения степени обезлегирования стальной матрицы исследовано влияние различных режимов спекания на формирование структуры и фазового состава материала на основе порошков быстрорежущей стали типа Р6М5Ф3. Порошок стали получен распылением расплава водой, содержание углерода увеличивали до 3,7 мас.% с учетом его взаимодействия с титаном. Введение частиц титана осуществляли путем мокрого смешивания порошков стали и титана в растворе солей титана в спирте (концентрация 50% от объема) в количестве 40% от объема обрабатываемого стального порошка. Содержание титана в смеси составляло 9,8%. Порошок прессовали при давлении 600 и 700 МПа до плотности $(5,0...5,4) \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$, что соответствует плотности прессовок из порошка быстрорежущей стали. Спекание образцов проведено при температурах 850...1220 °С в течение 1 ч.

Спекание при температурах 850...1000 °С сопровождается малой усадкой прессовок, жидкая фаза появляется на отдельных участках контакта частиц лишь при 1000 °С, ее количества недостаточно для

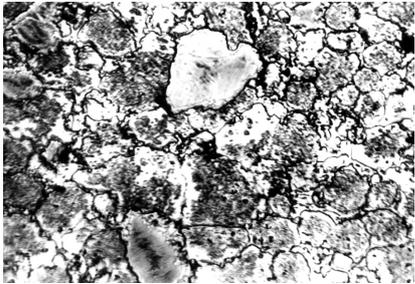
перегруппировки. Спекание при температуре 1050 °С при всех давлениях прессования приводит к появлению цепочек и участков эвтектики по границам зерен быстрорежущей стали, что обусловлено образованием жидкой фазы на участках контакта и поверхности исходных частиц вследствие взаимодействия титана с железом, углеродом и легирующими элементами стали (рис.1,а).

Интенсивное образование жидкой фазы и частичное заполнение порового пространства с сегрегацией на поверхности мелких карбидов наблюдается в местах залегания частиц титана. Однако в структуре материала сохраняется значительная пористость, что свидетельствует о недостаточной для уплотнения температуре спекания.

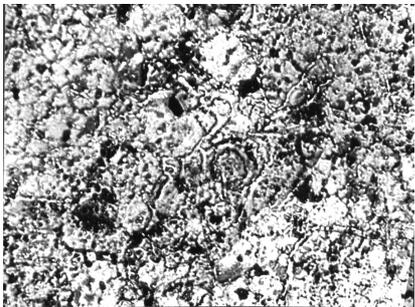
Для материала, спеченного при температуре 1180 °С (рис.1,б), характерно огрубление структуры, которое проявляется в значительной неоднородности размеров зерен, наличии широких прослоек закристаллизовавшейся эвтектики по границам, увеличении размеров карбидов и их сегрегации на границах зерен. В матрице обнаружены карбиды титана и ванадия, сложные карбиды быстрорежущей стали, состав которых несколько отличается от стехиометрического, интерметаллиды Fe_2Ti , образование которых интенсифицировано жидкой фазой. В областях образования интерметаллидов (на границах раздела жидкой и твердой фаз), образуются поры вследствие распирающих усилий типа "давления кристаллизации" и локальных напряжений при реакции между компонентами. Поэтому, несмотря на то, что усадка образцов увеличивается до 6...8%, плотность остается в пределах $6 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$.



а



б



в

Рис.1. Структура материала, спеченного при температурах 1050 °С (а), 1180 °С (б), 1050+1180 °С (в), $\times 500$

Спекание при температуре 1180 °С с предварительной выдержкой при 1050 °С в течение одного ч формирует структуру с относительно мелким зерном (порядка 10...11 баллов), незначительным количеством участков с замкнутой сеткой карбидов по границам зерен. Низкая скорость роста зерен может быть связана с наличием эффективных стопоров движению дислокаций типа дисперсных фаз Fe_2Ti и карбидов, которые образовались в процессе изотермической выдержки при 1050 °С (рис. 1,в).

Образование жидкой фазы при температуре спекания 1050 °С усиливает диффузионные процессы в периферийных областях твердых частиц быстрорежущей стали и на границе раздела твердой и жидкой фаз. Однако значительного изменения концентрации атомов тугоплавких легирующих элементов не наблюдается. Одной из причин этого может быть образование интерметаллидных соединений железотитан на границах раздела, о наличии которых здесь свидетельствуют взаимные локальные всплески концентраций железа и титана на кривых распределения легирующих элементов. При этом характер изменения концентрации атомов основных легирующих элементов примерно соответствует исходному в неспеченной смеси. Вольфрам и молибден рав-

номерно распределены в объеме матрицы и входят также в состав сложных карбидов. Проникновения титана во внутренние области частиц быстрорежущей стали не наблюдается.

Спекание при температурах выше 1100 °С приводит к возрастанию усадки прессовок, однако сопровождается значительным обезлегириванием твердого раствора быстрорежущей матрицы тугоплавкими легирующими элементами и их перераспределением в объеме спеченного материала. Увеличение диффузионной подвижности атомов в твердой фазе усиливается также за счет образования жидкой фазы на поверхности исходных частиц и, частично, на границах зерен. Появление большого градиента концентрации вакансий вследствие перехода атомов легирующих элементов из поверхностных областей твердых частиц в жидкую прослойку и их осаждение с образованием тугоплавких соединений (интерметаллидов или карбидов сложного состава) вносит дополнительный вклад в изменение скорости диффузии и направления диффузионного потока. Обнаруживаемое выравнивание концентрации атомов молибдена в матрице и области залегания частиц карбида титана происходит после спекания уже при температурах 1100...1150 °С. Коэффициент диффузии вольфрама в стали при этих температурах значительно ниже, чем молибдена (на 1...2 порядка), поэтому происходит, в основном, обезлегиривание вольфрамом узких областей твердой фазы, находящихся в непосредственном контакте с жидкой.

После спекания при температуре 1180 °С концентрация молибдена и вольфрама в области первоначального расположения частиц титана превышает их концентрацию в быстрорежущей матрице. Наибольшее обезлегиривание наблюдается в переходной зоне между матрицей и образовавшимся соединением.

Исследовано изменение содержания легирующих элементов в различных микрообъемах материала, содержащих частицы тугоплавкого соединения. Здесь можно выделить несколько зон (рис. 2).

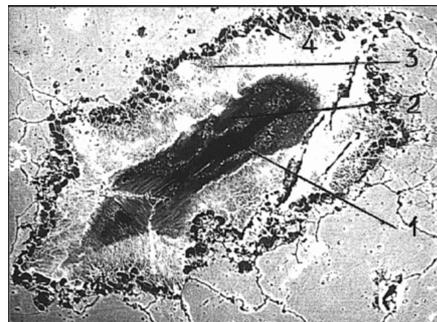


Рис.2. Упрочняющая фаза в спеченном материале

Первая из них представляет собой карбид титана, обедненный углеродом по сравнению с составом TiC .

Во второй несколько увеличивается содержание вольфрама и молибдена, которое резко возрастает в третьей области. Обнаружены следы хрома и железа. В переходной зоне 4 между матрицей и упрочняющей фазой концентрация атомов тугоплавких легирующих элементов уменьшается до уровня ниже их концентрации в матрице и значительно ниже уровня, наблюдаемого в зоне 3. Повышается содержание железа при сохранении содержания титана. По-видимому, в данной области происходит образование интерметаллидных соединений титана и железа вследствие диффузии их атомов через жидкую прослойку, а также в твердой фазе. Вероятно, образование интерметаллидов такого типа способно оказать ограничивающее влияние на диффузионный перенос атомов вольфрама и молибдена через переходную зону. Учитывая это, можно предположить, что создавая условия для образования таких переходных зон, шириной около 5...8 мкм, появляется возможность обеспечить более равномерное распределение атомов легирующих элементов быстрорежущей стали, в первую очередь, вольфрама и молибдена, и снизить степень обезлегирования твердого раствора.

С этой целью исследован процесс комбинированного спекания, включающий в себя изотермические выдержки при температурах, при которых происходит взаимодействие титана с железом с образованием дисперсных выделений интерметаллидов, а также обеспечивающих относительно высокие значения усадки. Микроструктура стали, спеченной в интервале температур 1000...1200°С, а также характер распределения титана, молибдена и вольфрама в объеме полученного материала, представлены на рисунках 1, в и 3.

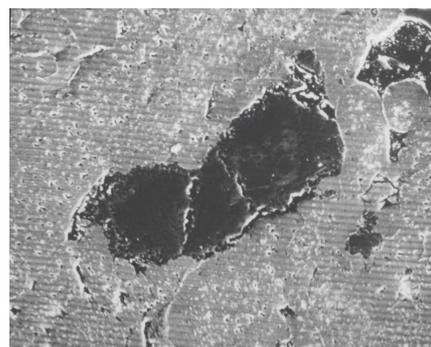
Приведенные результаты показывают, что спекание по комбинированному режиму позволяет значительно снизить степень обезлегирования матрицы, ограничить диффузию вольфрама и молибдена в области расположения частиц карбида титана. Вторым положительным эффектом такого спекания является, как отмечено выше, задержка роста зерен и получение материала с более мелким зерном, чем в результате однократного спекания при высоких температурах при том же уровне пористости.

Таким образом, при жидкофазном спекании порошковых смесей "быстрорежущая сталь-титан" формируются кольцевые структуры двух типов, отличающиеся по составу, структуре и происхождению:

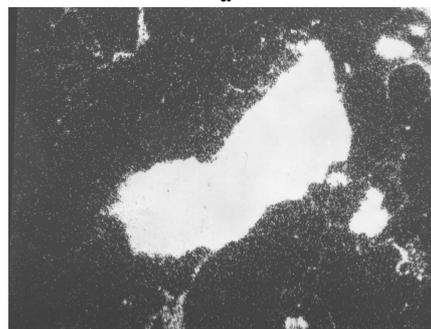
- первый тип образуется в результате коалесценции мелких зерен TiC и карбидов стали по границам зерен сплава. Микротвердость аустенита, с мелкими включениями карбидов внутри кольца составляет 3300...5500 МПа;

- образование второго типа структуры проходит по общеизвестному механизму диффузионного растворения легирующих элементов быстрорежущей стали в карбиде титана. Зерна TiC с кольцевой структурой имеют четко выраженную границу между чистым карбидом титана и твердым раствором

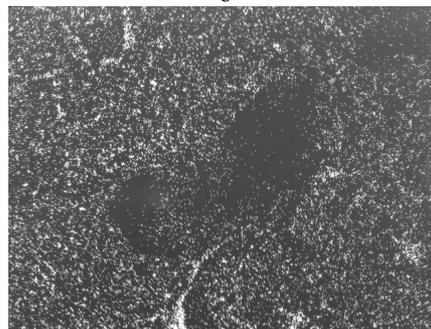
на его основе. В большинстве случаев кольцевая оболочка выглядит как оторочка из твердого раствора вокруг зерен TiC.



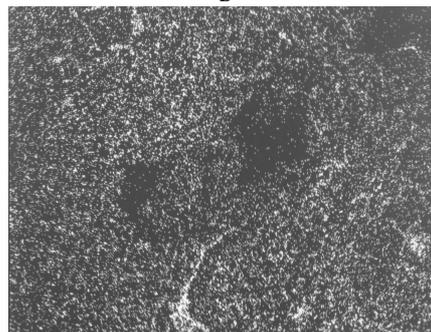
а



б



в



г

Рис.3. Распределение легирующих элементов в объеме материала, спеченного по комбинированному режиму, x400: а - съемка во вторичных электродах, б - в характеристическом излучении Ti K_α, в - W M_α, г - Mo L_α.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ю.Г.Гуревич, В.К.Нарва, Н.Р.Фраге.
Карбидостали. М.: Металлургия, 1988.