

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ УСАДКИ ПРЕССОВОК ПРИ ЖИДКОФАЗНОМ СПЕКАНИИ ЛЕГИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

© А. Ф. Санин

Дніпропетровський національний університет

Представлено результати досліджень технології отримання легированих порошків швидкоріжучих сталей. Визначено оптимальну температуру спікання швидкоріжучих сталей, що містять додатково титан і нікель, з урахуванням змін макро- і мікроструктури, пористості, об'ємних змін спечених зразків, перерозподілу легуючих елементів і вуглецю.

Перспективным направлением исследований с целью повышения эксплуатационных свойств является разработка материалов на основе быстрорежущих сталей, упрочненных карбидами, боридами и нитридами высокой твердости. Такие материалы находят широкое применение при производстве изделий, к которым предъявляются высокие требования по сопротивлению абразивному износу, и в меньшей степени при изготовлении режущих инструментов сложной конфигурации и с тонкими режущими кромками [1—3].

Введение упрочняющих фаз путем механического смешивания исходных порошков быстрорежущих сталей и высокодисперсных частиц карбидов, оксидов или нитридов приводит к неравномерности распределения этих частиц в объеме материала и, как следствие, к невысоким значениям и нестабильности эксплуатационных характеристик готовых деталей. Кроме того, в результате спекания заготовок из таких смесей до беспористого состояния, протекающего в присутствии жидкой фазы, наблюдается значительное обезлегирование быстрорежущей матрицы и снижение механических свойств материала.

Целью исследования являлись изучение метода введения упрочняющих фаз в быстрорежущую сталь, кинетики усадки прессовок из материала на основе порошковой быстрорежущей стали, упрочненного дисперсными частицами карбида титана при жидкофазном спекании, перераспределения легирующих элементов.

Порошок быстрорежущей стали получен распылением расплава водой высокого давления в атмосфере азота. Химический состав соответствует стали Р6М5К5 за исключением содержания углерода, которое было повышено до 2.3—3.0 мас. %. После

просушивания и отжига шихты, состоящую из 90 % порошка быстрорежущей стали и 10 % порошка титана (фракция порошков около 40 мкм) тщательно растирали и смешивали в барабанном смесителе. Для закрепления частиц титана на поверхности частиц быстрорежущей стали осуществляли плакирование их поверхности никелем с использованием метода термического разложения паров карбонильного никеля на поверхности частиц, находящихся во взвешенном состоянии в реакторе при 200 °С [4—5]. Несущим газом являлся водород. Полученный материал, основу которого составляет быстрорежущая сталь, содержал до 6.2 мас. % титана и никель. Соотношение содержания никеля и титана составляло 0.3 мас. % никеля на 1 мас. % титана.

Подготовленную шихту прессовали при давлении от 400 до 700 МПа, прессовки спекали в вакууме с остаточным давлением 0.13 Па при температурах 950, 1000, 1050, 1100 и 1180 °С в течение 1 часа.

Перераспределение атомов легирующих элементов после спекания изучено методом микрорентгеноспектрального анализа с использованием установки Камека. Проводилась запись концентрационных кривых интенсивностей, количественный анализ в точке, а также получено изображение шлифа во вторичных электронах и в характеристическом рентгеновском излучении исследуемых элементов.

Плотность заготовок, спрессованных при 400, 500, 600 и 700 МПа в стальных пресс-формах составляет около 5.27 г/см³ и эквивалентна плотности прессовок из порошка быстрорежущей стали без добавок.

В микроструктуре образцов, спеченных при разных температурах, наблюдается кольцевая оболочка вокруг частиц быстрорежущей стали (вклейка, рис. VII, а, б). Внутренние объемы частиц имеют

структуру троостита с микротвердостью 4000—4300 МПа, на стыках частиц видны поры различной величины. Толщина кольцевой оболочки при спекании до 1000 °С — 12—15 мкм, при температурах выше 1000 °С толщина оболочки увеличивается до 70—150 мкм, причем в центральных объемах таких частиц наблюдается четкая зеренная структура с широкими границами, образованными цепочками сложных карбидов (вклейка, рис. VII, в, г). Наряду с этим в структуре есть взаимно припеченные частицы, не имеющие кольцевой оболочки.

Наблюдаемый характер изменения микроструктуры можно объяснить, учитывая особенности диаграмм состояния железа и углерода с элементами, входящими в рассматриваемую систему, протеканием нескольких конкурирующих процессов: во-первых, появлением жидкой фазы при спекании и усадкой вследствие перегруппировки частиц легирующих элементов быстрорежущей стали и явления «растворения-осаждения». Во-вторых, образованием и ростом кристаллов интерметаллидов, содержащих титан, железо и никель, блокирующих растекание жидкости в межчастичном пространстве, что способствует сокращению относительной длительности основных стадий уплотнения при жидкофазном спекании.

Так как интенсивность уплотнения прессовок при спекании находится в прямой зависимости от вязкости вещества и размера частиц порошков, фракционный состав смеси исключает возможность перегруппировки частиц путем их взаимных поворотов и проскальзывания при спекании при температуре ниже 1000 °С в течение 1 часа. Сколь-нибудь заметных объемных изменений образцов нет. Повышение температуры до 1000 °С сопровождается объемной усадкой образцов в пределах 0.3—0.35 %, что обусловлено образованием жидкой фазы на участках контакта и поверхности исходных частиц, вследствие взаимодействия титана с железом, углеродом и легирующими элементами. Образование жидкой фазы интенсифицирует диффузионные процессы на границе раздела фаз и в твердой фазе. Микроструктура частиц порошка, спеченного при 1050 °С, характеризуется интенсивным измельчением зерен и образованием широких межзеренных границ, что, очевидно, является следствием наличия эффективных стопоров дислокационному движению типа дисперсных фаз Fe_2Ti и карбидов, образовавшихся в процессе спекания. Объемная усадка образцов равна нулю. С повыше-

нием температуры спекания до 1100 °С объемная усадка также незначительна. Заметное обеднение матрицы вольфрамом и молибденом, вследствие диффузионного переноса их атомов на участки межчастичных и межзеренных границ, наблюдается при температурах спекания 1150 °С. В структуре образцов, спеченных при более высоких температурах, отмечается значительная неоднородность размеров зерен, есть поры как на стыках зерен, так и в объеме частиц. Дальнейшее повышение температуры спекания приводит к росту образцов (около 4 % при 1180 °С), что объясняется различием объемов кристаллических решеток матрицы и интерметаллидов, оказывающих на нее расклинивающее действие. Это приводит к образованию пор внутри исходных зерен и к увеличению объема матрицы, т. е. к росту прессовок при спекании.

Итак, оптимальными температурами спекания быстрорежущих сталей, содержащих дополнительно титан и никель, с учетом изменения макро- и микроструктуры, пористости, объемных изменений спеченных образцов, перераспределения легирующих элементов и углерода, являются температуры 1050—1100 °С.

1. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. — М.: Металлургия, 1983.—528 с.
2. Скрыпченко Ю. М. О некоторых принципах оптимизации составов и особенностях применения порошковых быстрорежущих сталей. — К.: ИПМ АН УССР, 1990.—168 с.
3. Геллер Ю. А., Кремнев Л. С., Александрович Б. Л. О теплостойкости и вторичной твердости кобальтовых быстрорежущих сталей с повышенным содержанием углерода // Инструментальные и подшипниковые стали.—1976.—3.—С. 5—10.
4. Сыркин В. Г. Газофазная металлизация через карбонилы. — М.: Металлургия, 1985.—248 с.
5. Скороход В. В., Соломин Ю. М., Уварова И. В. Химические, диффузионные и реологические процессы в технологии порошковых материалов. — К.: Наук. думка, 1990.—248 с.

RESEARCH OF SHRINKAGE METAL-POWDER COMPACT AT A LIQUID-PHASE SINTERING OF ALLOY DUSTS OF A HIGH SPEED STEEL

A. F. Sanin

Researches resulted in the technology of obtaining the alloy powders of the high speed steels are submitted. The optimum sintering temperatures of high speed steels containing follow-up titanium and nickel, with allowance for changes macro- and microstructures, porosity volumetric changes sintered models, reallocation of alloying elements and carbon are determined.