

Проблема термической обработки порошковых сталей исследуется учеными и практиками, работающими в области порошковой металлургии, уже достаточно долго [1-3], однако сохраняет свою актуальность. Это связано, во-первых, с повышением технических требований к порошковым деталям, которые все чаще используются для работы в условиях высоких нагрузок и, следовательно, должны обладать соответствующим комплексом механических характеристик, для обеспечения которого предприятия порошковой металлургии вынуждены прибегать к использованию различных вариантов термической и химико-термической обработки. Кроме того, термическая обработка порошковых сталей имеет ряд особенностей по сравнению с обработкой компактных материалов и представляет собой весьма непростую задачу, требующую учета многочисленных факторов, влияющих на результат, таких как наличие пористости, пониженная теплопроводность порошковых материалов, их склонность к окислению, повышенный уровень термических и фазовых напряжений при нагреве и охлаждении заготовок. На кинетику фазовых превращений и характер образующейся структуры существенно влияют также химический состав порошковой стали, методы получения и свойства исходных материалов, способ введения легирующих элементов, метод формообразования порошковой заготовки и другие технологические факторы. В рамках предприятия НПП ЗАО «Марат» (г. Йошкар-Ола) были проведены исследования влияния химического состава и параметров технологического процесса на микроструктуру и твердость закаленной стали, а также на величину усадки материалов при спекании. Химический состав исследованных сплавов приведен в таблице 1.

Номер сплава	Среднее содержание компонентов, вес. %
1	основа 0,8 2,5 – – 2 основа 0,5 – 0,5 0,5 3 основа 0,5 1,5 4 0,5 4 основа 0,5 2,5 – 1,5

Сплавы 1 получали прессованием и спеканием порошков чистых компонентов: порошка железа марки ПЖР3.200.28 ГОСТ9849-86, порошка меди марки ПМС-1 ГОСТ 4960-75 и порошка графита марки ГК-1 ГОСТ 4404-78. Сплавы 2 – 3 получали на основе диффузионно-легированных порошков производства фирмы Hoganas (Швеция), углерод добавляли в шихту в виде графита марки ГК-1 ГОСТ 4404-78. Основой сплава 4 является распыленный порошок марки Astaloy Mo (фирма Hoganas, Швеция). Медь (порошок марки ПМС-1) и углерод в виде порошка графита марки ГК-1 вводили в шихту. Сплавы получали холодным прессованием при давлениях 600–700 МПа и спеканием в атмосфере эндогаза в конвейерной печи при температуре 1120 °С. После спекания заготовки подвергали калибровке с целью доуплотнения и обеспечения требуемой размерной точности. Давление калибрования было не слишком высоким (500–600 МПа) во избежание больших упругих последствий. При выборе исходных материалов для получения порошковых сплавов немаловажную роль играет их уплотняемость, поскольку механические характеристики спеченных материалов

в значительной степени определяются их плотностью. Весьма существенны также размерные изменения порошковых заготовок в процессе спекания, влияющие как на плотность получаемых материалов, так и на размерную точность деталей. Сплавы системы «железо-медь-графит», получаемые из механической смеси компонентов с использованием распыленного порошка железа, при спекании, как правило, растут, причем этот рост является весьма существенным. Так, для сплава 1 он составляет около 0,5–0,6 %. Дополнительное легирование никелем и молибденом позволяет минимизировать размерные изменения порошковых прессовок при спекании. При определенном соотношении компонентов спекание может быть практически безусадочным. Так, размерные изменения прессовок из сплава 2 при спекании составляли не более 0,1 %. Термическую обработку порошковых заготовок проводили по одному из двух вариантов. В первом варианте закалку попытались совместить со спеканием. Детали подстуживали в последней зоне печи до температуры 850–860°C, затем охлаждали в водоохлаждаемом холодильнике печи. Однако заготовки после термической обработки по такому режиму имели невысокий уровень и большой разброс значений твердости. Микроструктура материалов после термической обработки также очень неравномерна. Например, в структуре сплава 4 (рис.1) присутствуют участки бейнита, троостита, пластинчатого и зернистого перлита (170–206 HV100), карбидные включения и поры. Твердость этой детали изменяется по сечению в широких пределах (130–150 HV100). Структура сплава 3, полученного на основе диффузионно-легированного порошка, (рис.2), еще более неравномерна. Отдельные области значительно различаются по содержанию легирующих компонентов и, вследствие этого, по структуре: области с низким содержанием легирующих компонентов имеют структуру зернистого и пластинчатого перлита (170–206 HV100), участки с повышенным содержанием никеля имеют сорбитную (272–320 HV100) структуру. Кроме того, присутствуют аустенитные области и поры. Твердость этого образца колеблется в пределах 155–170 HV. Рис. 1 - Микроструктура сплава 4 после закалки, совмещенной со спеканием в конвейерной печи, х400. Травление 4 %-м раствором азотной кислоты в этиловом спирте Рис. 2 - Микроструктура сплава 3 после закалки, совмещенной со спеканием в конвейерной печи, х400. Травление 4 %-м раствором азотной кислоты в этиловом спирте Очевидно, скорость охлаждения в данном случае недостаточна для получения закалочной структуры и, кроме того, структура и твердость материала при такой обработке существенно зависят от положения детали на конвейерной ленте. Второй вариант термической обработки – закалка предварительно спеченных деталей путем их повторного нагрева в камерной печи с последующим охлаждением в воде. Проведенные исследования зависимости твердости материала от температуры нагрева под закалку показали, что наилучшие результаты обеспечиваются закалкой с температуры

950 оС. Эта температура и была выбрана для проведения термической обработки всех исследованных материалов. Структура материалов после закалки в по такому режиму гораздо более равномерна, чем та, что была получена после закалки, совмещенной со спеканием. Среди исследованных сплавов наиболее равномерной структурой отличается сплав 4, полученный на основе распыленного легированного порошка Astaloy Mo (рис.3). Закаленный материал имеет структуру бейнита с участками троостита, карбидными включениями и порами. Основной структурной составляющей материалов, полученных на основе диффузионно-легированных порошков, является бейнит, кроме того, присутствуют участки троостита (383–420 HV100) и цементитные включения. В зонах с повышенным содержанием никеля сохраняется остаточный аустенит. Рис. 3 - Микроструктура сплава 4 после нагрева в камерной печи и закалки в воде. x400.Травление 4 %-м раствором азотной кислоты в этиловом спирте

Результаты исследования твердости сплавов после закалки по варианту 2 приведены в таблице 2. Твердость материалов при плотности 6,8 – 6,9 г/см³ колеблется в пределах 360–440 HV100. Понижение плотности материала приводит к резкому уменьшению твердости (образец 2). Материал, полученный спеканием смеси чистых компонентов (образец 1), отличается неравномерностью структуры и, как следствие, большим разбросом значений твердости. Таким образом, термическая обработка легированных порошковых сталей по предложенному режиму обеспечивает получение равномерной структуры и стабильной твердости материала при условии достаточно высокой плотности (не менее 6.9 г/см³) и может быть успешно применена в процессе производства деталей конструкционного назначения. Таблица 2 - Свойства заготовок после спекания в конвейерной печи и последующей закалки в воду

Номер сплава	1	2	3	4	Плотность, г/см ³	6,7-6,8	6,4-6,5	6,8-6,9	6,9-7,0	Твёрдость, HV
	220-420	230-270	360-430	350-440						