

Глава 11

ВЫСОКОПЛОТНЫЕ ПОРОШКОВЫЕ СТАЛИ И ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗ НИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ ДЕТАЛЕЙ СЛОЖНОЙ ФОРМЫ

А.Ф. ИЛЬЮЩЕНКО, Е.С. СЕВАСТЬЯНОВ,
П.Н. КИРЕЕВ

В числе важнейших задач машиностроения на современном этапе является повышение надежности и долговечности изделий, их эффективности и конкурентоспособности на мировом рынке. Не менее важной задачей является повышение эффективности использования материалов благодаря применению новейших технологий при изготовлении изделий сложной формы. В решении этих задач большая роль принадлежит порошковой металлургии. Методы получения изделий сложной формы из металлических порошков создают благоприятные условия для полной механизации и автоматизации производства изделий, экономии материальных ресурсов, снижения или полного исключения механической обработки [1].

В общем объеме производства изделий порошковой металлургии конструкционные детали занимают более 60% и значительную часть из них составляют детали на железной основе. Наиболее эффективно применение методов порошковой металлургии при изготовлении конструкционных деталей сложной формы, таких как детали зубчатых зацеплений, кулачки, муфты различного профиля.

Эксплуатационная надежность и долговечность деталей и узлов машин связана с конструктивной прочностью материалов. Поэтому при изготовлении конструкционных деталей методами порошковой металлургии важнейшей задачей является правильный выбор исходных порошковых сталей и методов их формообразования и упрочнения.

Традиционная порошковая металлургия, базирующаяся на операциях приготовления шихты, прессования и последующего спекания, имеет существенные ограничения, которые заключаются в возможности изготовления изделий сложной формы только невысокой степени точности и с низкими показателями механических характеристик, что обуславливается в основном высокой остаточной пористостью и короблением изделий при спекании.

Проблема получения высокопрочного состояния порошковых стальных материалов решается несколькими способами. Огромное число работ посвящено определению рациональных режимов прессования, спекания и калибровки порошковых сталей для достижения наиболее высокого комплекса механических свойств [2, 3].

Наряду с этим имеется такая же многочисленная серия работ, авторы которых на конкретных сталях стремятся улучшить их механические свойства, варьируя режимы термической обработки [4].

Если в первом случае использовали обычную термическую обработку, то во втором – обычные составы порошковых сталей.

Перспективы широкого применения изделий порошковой металлургии в отечественном машиностроении тесно связаны с повышением комплекса механических свойств спеченных конструкционных материалов, за счет использования новых технологических методов и материалов. В качестве исходных материалов все чаще используются порошковые композиции на основе гомогенно- и диффузионнолегированных стальных порошков Astaloy 85 Mo, Astaloy Mo, Distaloy DC, Distaloy AE (Höganäs, Швеция) [5], ПЖН2М (Россия) [3].

Детали машин и, в частности, детали узлов трансмиссий и др. детали тяжело нагруженных узлов и механизмов в большинстве случаев работают в условиях контактного нагружения и должны иметь высокую прочность ($\sigma_B = 1000$ МПа) и высокую твердость рабочей поверхности (HRC 58-62), что невозможно получить, используя обычные железоуглеродистые композиции порошков и традиционные методы порошковой металлургии.

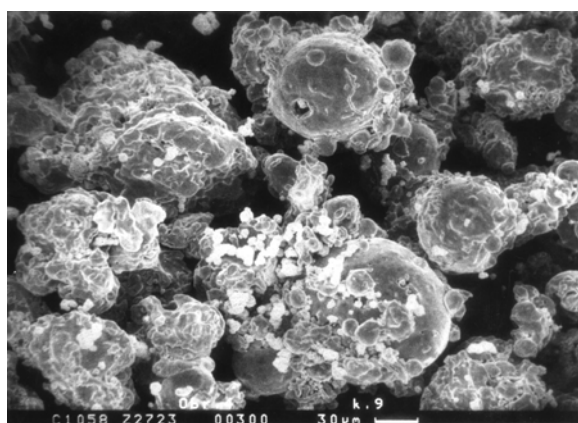
В последние годы при производстве порошковых изделий сложной формы все более широкое применение находят процессы холодной и горячей калибровки спеченных заготовок. Горячая калибровка (штамповка) обеспечивает высокую производительность, но не позволяет получать высокоточные изделия. Холодная калибровка спеченных заготовок и их последующая термическая обработка позволяет получать изделия из порошковых среднеуглеродистых низколегированных сталей с плотностью до $7,2$ г/см³ и твердостью до 45 HRC.

Основные усилия по получению высокоплотных и высокопрочных порошковых конструкционных изделий были направлены в последние годы в ГНУ ИПМ на разработку новых технологических режимов пластифицирования порошковых заготовок с целью получения холодной калибровкой изделий с плотностью $7,5 - 7,65$ г/см³, а использование специальных режимов термической обработки направлено на получение структуры, обеспечивающей уменьшение коробления и увеличение сопротивления трещинообразованию.

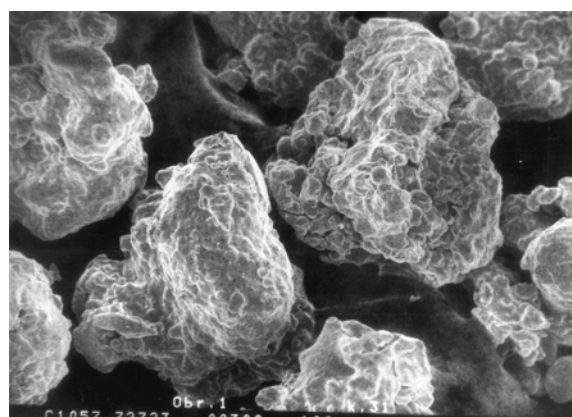
Структура порошковых низколегированных сталей и их свойства зависят от технологических особенностей получения железного порошка. Равномерное распределение легирующих элементов в низколегированных порошковых сталях, используемых при изготовлении деталей, работающих в условиях циклических нагрузок, играет большую роль, т.к. неравномерность распределения легирующих элементов при использовании порошковых смесей или частично легированных порошков (гетерогенная структура) приводит к выкрашиванию материала с рабочей поверхности при контактных нагрузках и выходу деталей из строя. Порошковые частично легированные стали даже при высоких температурах спекания не позволяют получить однородную структуру материала из-за неравномерного исходного распределения легирующих элементов в смеси (рис. 1).

Неоднородности структуры порошковых частично легированных сталей, работающих в условиях контактно-циклического нагружения, можно охарактеризовать как зональные макро-неоднородности. К такой группе неоднородностей относятся слои разнотипных структур, которые образуются при закалке порошковых частично легированных сталей и являются следствием неравномерного распределения легирующих элементов (в первую очередь никеля) в процессе спекания. При этом, поскольку область действия максимальных касательных напряжений от контактной нагрузки в порошковых частично легированных сталях может распространиться на зону, имеющую структуру бейнита (верхнего или нижнего), или вообще на зоны перехода от мартенсита к немартенситным продуктам превращения, наблюдается заметное понижение контактно-усталостной прочности.

Поэтому целесообразно использование гомогенно- и диффузионнолегированных порошков для изготовления высоконагруженных деталей.



а



б

Рис. 1. Форма и морфология частиц низколегированных порошков, $\times 300$
а частично- легированный ПЖН4Д2М; б гомогенно- легированный Astaloy 85 Mo

Стремление свести к минимуму остаточную пористость конструкционных деталей это один из наиболее эффективных путей приближения свойств порошковых материалов к свойствам компактного материала. Несмотря на то, что это приводит к дополнительным материальным и трудовым затратам, это направление привлекает своей доступностью в практической реализации этих процессов в промышленных условиях, так как реализуется на серийном кузнечно-прессовом оборудовании.

Однако холодная пластическая деформация пористых заготовок имеет недостатки. Это, прежде всего низкая плотность из-за пониженной пластичности порошковых среднелегированных стальных материалов после спекания, обусловленная высокой твердостью материала. На рис. 2 представлена микроструктура образца, полученного прессованием и спеканием (1150°C) диффузионно-легированного стального порошка Distaloy AE. Микроструктура образца состоит из участков феррита с микротвердостью 110 кгс/мм^2 ; легированного перлита с микротвердостью $140 - 210 \text{ кгс/мм}^2$, местами разорванного цементитной сеткой; отдельных участков бейни-

та с микротвердостью 230 – 260 кгс/мм² и участков твердых растворов легирующих элементов в железе со средней микротвердостью 150 – 190 кгс/мм². При приложении давления 1,8 – 2,1 ГПа, которое развиваются на заключительных стадиях формообразования (калибровки), плотность образцов из низколегированных порошковых материалов составляет 7,27 – 7,35 г/см³.

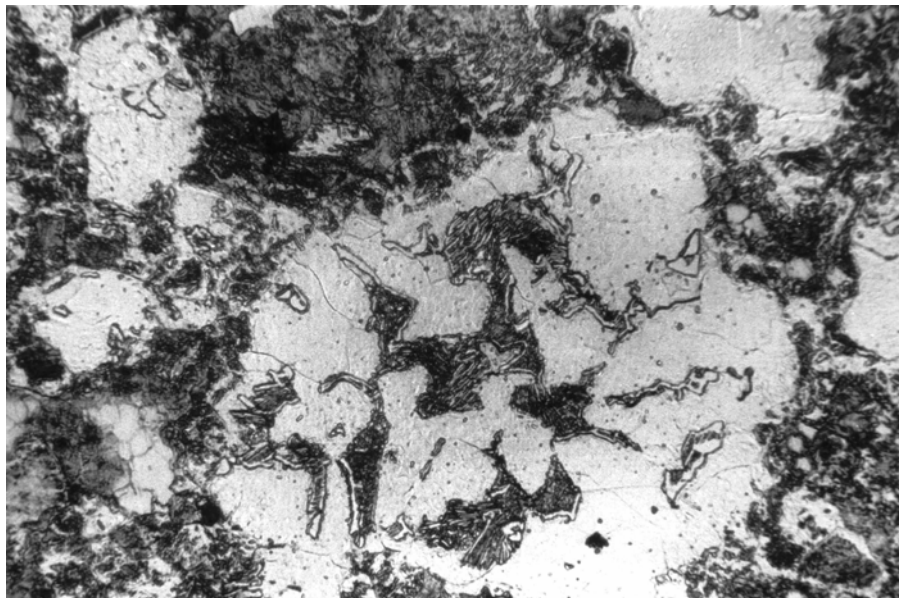


Рис. 2. Микроструктура спеченного образца из порошковой стали Distaloy AE

Одним из эффективных методов воздействия на микроструктуру является разработанный в ГНУ ИПМ способ изготовления изделий из порошковых среднелегированных сталей деформированием спрессованных заготовок после их предварительной термовременной обработки (ПТВО) в температурной области аномальной диффузионной подвижности атомов железа ограниченной точкой A_{cl} $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. Цель проведения ПТВО – изменение структурного состояния спеченной заготовки и повышение ее деформируемости в холодном состоянии.

При проведении ПТВО порошковая сталь имеет структуру α -железа. Растворимость углерода в α -железе чрезвычайно низкая, а диффузионная подвижность атомов Fe, наоборот, очень высокая. Диффузионная подвижность атомов Fe при температуре A_{cl} имеет такое же значение, как и γ -железо при 1200 °С. Аномально высокая диффузионная подвижность атомов Fe при температуре A_{cl} приводит к образованию в очагах взаимодействия решетки совпадения, которые характеризуются совокупностью атомов, принадлежащих обеим частицам Fe, разделенным границей – местами совпадений.

Поскольку температура A_{cl} находится в температурном интервале рекристаллизационного отжига порошковых среднелегированных сталей, то после спекания при $A_{cl} \pm 5$ °С структура спеченных заготовок представляет собой легированный феррит низкой твердости. В пределах каждой отдельной частицы структура железа представляет собой ОЦК решетку, в то время как на межчастичных контактах в очагах взаимодействия – решетку совпадения.

Под действием внешней нагрузки пластическая деформация порошковых сталей после спекания при температуре $A_{cl} \pm 5$ °С осуществляется за счет сдвигов в пределах ферритных зерен и движением особого рода супердислокаций решетки совпадения, что приводит к проскальзыванию по межчастичным контактам. Известно, что деформируемость металлических материалов определяется количеством действующих механизмов деформации. Появление дополнительного механизма деформации (проскальзывания по межчастичным контактам) приводит к существенному увеличению деформируемости порошковых низколегированных сталей.

В качестве объектов исследования были выбраны: диффузионно- и гомогенно- легированные стальные порошки Distaloy DC – 1, Distaloy AE, Astaloy 85 Mo, производства фирмы Höganas AB (Швеция), и смесь Astaloy 85 Mo и гомогенно-легированного стального порошка

ВЫСОКОПЛОТНЫЕ ПОРОШКОВЫЕ СТАЛИ И ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗ НИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ ДЕТАЛЕЙ СЛОЖНОЙ ФОРМЫ

ПKN2M производства Сулинского металлургического завода (ТУ 14-1-1800-76) в соотношении 4:1. Содержание графита во всех порошковых сталях составляло 0,4 % масс. В качестве твердой смазки использовали стеарат цинка в весовом количестве 0,8 %.

Для приготовления шихты исходные порошки смешивали в смесителе, прессовали при давлении 650 МПа, плотность кольцевых образцов после прессования равнялась 6,9 – 7,05 г/см³ (рис. 3).

Предварительную термовременную обработку порошковых сталей выполняли в муфельной печи СУОЛ- 0.25-1/12-М в течение 0,5 ч. Температуру образцов в процессе ПТВО контролировали с помощью хромель-алюмелевой термопары, находившейся в непосредственном контакте с образцами, и потенциометра КСП-3. Колебания температуры в печи составляло ± 2 °С.

Калибровку кольцевых образцов после ПТВО выполняли в закрытом штампе на прессе ZD – 40 давлением 900 МПа. Плотность кольцевых образцов после калибровки составляла 7,42 – 7,55 г/см³ [6]. Спекание образцов выполняли при температуре 1130 °С в среде эндогаза в течение 45 мин (рис. 4).

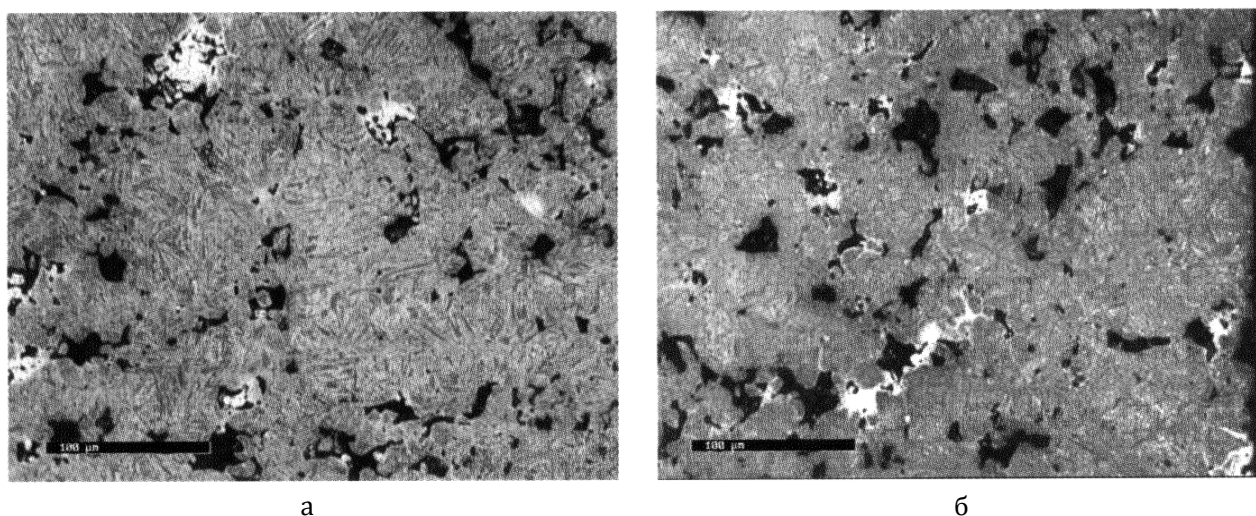


Рис. 3. Прессование и спекание (плотность 6,87 г/см³)
а центр; б край

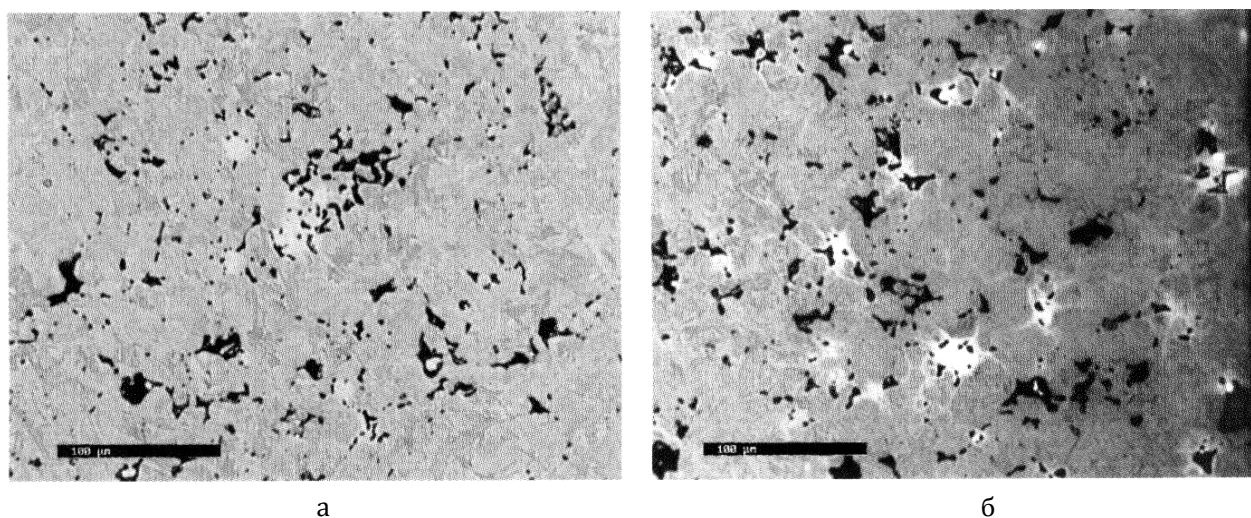


Рис. 4. Прессование, ПТВО, калибровка и спекание (плотность 7,5 г/см³)
а центр; б край

В процессе проведения работ проводили замеры плотности и твердости получаемых экспериментальных образцов. Результаты замеров представлены в таблице 1.

Таблица 1. Сравнительная таблица плотности и твердости экспериментальных образцов, изготовленных прессованием и спеканием и с использованием ПТВО

Материал	Плотность после прессования, ρ , г/см ³	Твердость после ПТВО, НВ	Плотность после спекания и деформирования, ρ , г/см ³	Твердость после спекания, НВ
Distaloy AE	7,06	–	7,23	185 – 200
Distaloy AE		72 – 76	7,5	218 – 237
Astaloy 85 Mo	7,05	–	7,2	112 – 116
Astaloy 85 Mo		74 – 78	7,52	160 – 168
Astaloy 85 Mo +ПКН2М	6,9	–	7,18	176 – 180
Astaloy 85 Mo + ПКН2М		74 – 80	7,48	185 – 206
Distaloy DC – 1	7,01	–	7,2	200 – 218
Distaloy DC – 1		74 – 78	7,56	237 – 248

Из представленных в таблице результатов видно, что экспериментальные образцы из гомогенно- и диффузионнолегированных стальных порошков, полученные по традиционной технологии – прессованием и спеканием, имеют высокую твердость и поэтому высокое сопротивление деформированию.

На основании проведенных исследований предложена следующая технологическая схема изготовления высокоплотных порошковых конструкционных деталей: приготовление шихты, прессование, ПТВО, штамповка, спекание.

При рассмотрении вопросов, связанных с изготовлением высокопрочных порошковых конструкционных изделий, в т.ч. таких как детали зубчатого зацепления (зубчатые колеса, шлицевые втулки, муфты и др.), особое внимание уделяется как общей прочности детали, так и прочности и твердости (износостойкости) рабочих поверхностей зубчатого контура. Это обусловлено тем, что физико-механические свойства рабочего поверхностного слоя деталей зубчатого зацепления, прежде всего, связаны со структурой, которая обеспечивает способность материала сопротивляться износу и усталостному выкрашиванию [3]. Технические требования на изготовление деталей зубчатого зацепления, в том числе и шлицевых втулок, устанавливают обычно твердость рабочих поверхностей после химико-термической обработки в пределах HRC 56 - 63.

Исходя из того, что работоспособность цементованных и нитроцементованных деталей ответственного назначения лимитирована поверхностной контактной прочностью, необходимо принять меры, исключающие образование дефектов на рабочей поверхности на всех этапах технологического процесса.

Специфическая особенность изделий, полученных методом порошковой металлургии – остаточная пористость, которая в значительной степени контролирует механические характеристики и зависит от технологии их изготовления. Практика показывает, что современные технологические процессы порошковой металлургии и даже наиболее прогрессивные из них (теплое прессование порошковых низколегируемых сталей) еще далеки от совершенства. Об этом свидетельствуют характерные для них недостатки, среди которых следует отметить значительную дисперсию прочностных свойств. Проведенный нами анализ литературных данных и результаты собственных исследований показывают, что прочностные свойства порошковых сталей могут изменяться в полтора – два раза, а ударная вязкость и сопротивление контактной усталости в пять – десять раз.

Механическое поведение металлических материалов контролируется подвижностью дислокаций в поле действия сил различной природы и интенсивности. В порошковых материалах на дислокацию действует дополнительная сила – сила «изображения» дислокации, стремя-

чаясь вытолкнуть ее на поверхность поры. При математическом описании механического поведения порошкового материала с дислокациями важнейшим моментом является выявление общих закономерностей распределения полей напряжений в вершине поры. Энергия, поступающая в концевую область поры, может генерировать большое количество дислокаций, силовое взаимодействие между которыми приводит к образованию конфигураций, оказывающих существенное влияние на механическое поведение порошковых материалов. В настоящей работе данная проблема, которая имеет решающее значение для понимания сопротивления пластической деформации и разрушения порошковых материалов, решается методом теории функции комплексного переменного [7], в частности теории конформного отображения.

Рассмотрим простейшую конфигурацию, состоящую из одной поры (поверхностной или матричной) и одной дислокации. Поскольку поры после прессования и спекания не являются атомно острыми, их поверхности будем аппроксимировать параболами. Пусть начало координат соответствует полюсу u параболы, а вершина параболы расположена в точке $P/2$ комплексной плоскости $Z = x + i \cdot y$. Винтовая дислокация параллельна третьей координатной оси и лежит в произвольной точке x комплексной плоскости Z . Угол наклона с действительной осью составляет ω . С помощью аналитической функции комплексной переменной $\omega = \sqrt{Z} - \sqrt{P/2}$ внешность поры с винтовой дислокацией в комплексной плоскости Z конформно отображается на полуплоскость $\operatorname{Re} \omega > 0$ ($\omega = u + i \cdot v$). Для подобной конфигурации комплексный потенциал принимает вид:

$$f(z) = \frac{b}{2 \cdot \pi} \cdot \ln \frac{(\sqrt{Z} - \sqrt{P/2}) - (\sqrt{Z_0} - \sqrt{P/2}) \cdot e^{i\varphi/2}}{(\sqrt{Z} - \sqrt{P/2}) + (\sqrt{Z_0} - \sqrt{P/2}) \cdot e^{-i\varphi/2}}. \quad (1)$$

Компоненты напряжения связаны с комплексным потенциалом уравнением (1):

$$\tau_{yx} + i \cdot \tau_{xy} = \mu \cdot f'(Z) \quad (2)$$

где μ – модуль сдвига.

Отсюда компонента напряжения τ_{yx} вдоль действительной оси x будет описываться уравнением вида:

$$\tau_{yx} = \frac{\mu \cdot b}{2\pi(\sqrt{x} - \sqrt{P/2})} \cdot \frac{\left[(\sqrt{x} - \sqrt{P/2})^2 - (\sqrt{x_0} - \sqrt{P/2})^2 \right] \cdot (\sqrt{x_0} - \sqrt{P/2}) \cdot \cos(\varphi/2)}{\left[(\sqrt{x} - \sqrt{P/2})^2 + (\sqrt{x_0} - \sqrt{P/2})^2 \right] - 4(\sqrt{x} - \sqrt{P/2})^2 \cdot (\sqrt{x_0} - \sqrt{P/2})^2 \cdot \cos(\varphi/2)}. \quad (3)$$

Основная причина снижения прочностных характеристик порошковых конструкционных сталей по сравнению со сталями, полученными по традиционной технологии, состоит в том, что поры создают высокие локальные напряжения [8,9]. При небольших значениях полюса $P/2$, которые имеют параболические поры после холодной штамповки, для оценки величины концентрации напряжений в вершине поры можно воспользоваться уравнениями линейной механики разрушения. Данный подход оправдывается экспериментальными наблюдениями, что вершина острой трещины под воздействием внешней нагрузки приобретает вид параболы [2]. Тогда эффективный коэффициент концентрации напряжений в вершине параболической поры будет определяться уравнением:

$$K_D = \lim_{P/2 \rightarrow 0} \left\{ \sqrt{2 \cdot \pi} \cdot (\sqrt{x} - \sqrt{P/2}) \cdot \tau_{yx} \right\} = - \frac{\mu \cdot b}{\sqrt{2 \cdot \pi}} \cdot \frac{1}{(\sqrt{x_0} - \sqrt{P/2})} \cdot \cos(\varphi/2). \quad (4)$$

Уравнение (4) показывает, что в отсутствие внешнего напряжения поле напряжения дислокации создает характерную для параболической поры концентрацию напряжения вокруг ее вершины, величина которого изменяется с расстоянием как $(2 \cdot \pi \cdot x_0)^{-1/2}$.

Линии уровня K_D , имеют форму кардиоиды. С увеличением значения K_D , выраженного в безразмерных единицах, величина радиус вектора дислокации уменьшается.

Получение высокоплотного состояния порошковых стальных материалов с целью устранения концентраторов напряжений, источниками которых являются остаточная пористость, до сих пор остается одной из актуальнейших задач.

Одним из путей решения поставленной задачи является пластифицирование порошковых спеченных заготовок и их последующая пластическая деформация. Широкое распространение в практике порошковой металлургии для пластифицирования порошковых спеченных заготовок из среднеуглеродистых $Cr - Ni - Mo$ – низколегированных сталей нашел рекристаллизационный отжиг. В процессе выдержки при рекристаллизационном отжиге в области докритических температур происходит формирование зернистого перлита и отжиг феррита, что существенным образом повышает деформируемость порошковых спеченных заготовок. Однако энергетические и концентрационные условия не обеспечивают полного завершения процесса коагуляции карбидных частиц и равномерного их распределения по объему ферритной матрицы. Сфероидизация цементита происходит в пределах перлитных колоний, что приводит к образованию большого количества мелких частиц, которые существенным образом повышает деформируемость порошковых низколегированных сталей.

Для получения более крупных сферических частиц цементита и равномерного их распределения в ферритной матрице в ГНУ ИПМ разработан процесс термообработки, в соответствии с которым после завершения процесса сфероидизации в субкритической области температура повышается на 10 – 20 °C выше точки $\alpha \rightarrow \gamma$ – превращения. Превышение точки A_{C1} сопровождается образованием аустенита и растворением в нем перлита. Однако растворимость в аустените перлита определяется формой последнего. При быстром нагреве в межкритическую область температур перлит сохраняет пластинчатое строение и характеризуется низкой стабильностью к растворимости в аустените. Растворение пластинчатого перлита сопровождается увеличением углерода в аустените и его стабилизацией. При последующем охлаждении вследствие понижения температуры превращения аустенит снова распадается на пластинчатые структуры с повышенной дисперсностью, что приводит к уменьшению деформируемости порошковых спеченных заготовок.

При медленном нагреве заготовок из порошковых среднеуглеродистых сталей со скоростью 1 – 2 °C/мин сфероидизация цементита заканчивается в субкритическом интервале температур. При незначительном превышении температуры $\alpha \rightarrow \gamma$ – превращения сферический цементит обладает повышенной стабильностью к растворимости, вследствие чего в равновесии в этих условиях находятся аустенит, феррит и сферический цементит. Вследствие высокой стабильности цементита сферической формы при незначительном превышении температуры $\alpha \rightarrow \gamma$ – превращения в аустените растворяются глобулы цементита размером менее 0,2 мкм, вследствие чего пересыщение аустенита углеродом невысоко. Кроме того, при выдержке в межкритическом интервале температур завершается процесс рекристаллизации феррита и одновременно протекает процесс коагуляции не растворившегося цементита.

При последующем медленном охлаждении происходит выделение углерода из аустенита на уже имеющихся глобулах цементита, а сам аустенит превращается в свободный от субструктуры феррит с низкой микротвердостью. В результате формируется структура зернистого перлита с достаточно крупными и равномерно распределенными в ферритной матрице глобулами цементита. Спеченные заготовки из порошковых среднеуглеродистых сталей с такой структурой характеризуются наиболее высокой деформируемостью.

При осуществлении термической обработки порошковых заготовок после спекания необходимо учитывать реальную структуру, а именно неравновесный ее характер. Неравновесный характер структуры порошковых спеченных заготовок оказывает влияние не только на кинетику фазовых превращений, но и на температурные интервалы существования фаз, их состав и морфологические характеристики образующихся структур. В неравновесных структурах предпочтительными местами зарождения аустенита являются участки с повышенной свободной

энергией, независимо от наличия карбидных частиц. Такими местами наряду с межчастичными границами могут быть участки с высокой плотностью дислокаций в околупоровом пространстве.

В зависимости от исходной пористости при одном и том же режиме термической обработки в порошковой среднеуглеродистой стали могут сформироваться принципиально различающиеся структуры, а, следовательно, и деформируемость. Необходимо отметить неправомерность использования равновесной диаграммы состояния $Fe - C$ для количественного описания развития $\alpha \rightarrow \gamma$ - превращения в порошковых структурах. В результате, как на стадии зарождения, так и на более поздних стадиях образования аустенита количество γ - фазы не подчиняется правилу отрезков, а ее состав не определяется линией GS диаграммы состояния $Fe - C$.

Экспериментальным путем было установлено, что температура отжига заготовок из порошковых среднелегированных сталей после спекания, при которой получается структура с крупными глобулами цементита, равномерно расположенными в ферритной матрице, обеспечивающая максимальную деформируемость, определяется соотношением:

$$T_{отж} = [A_{c1} + (10-20 \text{ } ^\circ\text{C})] - \exp(-\eta\rho), \quad (5)$$

где A_{c1} - температура $\alpha \rightarrow \gamma$ - превращения беспористой стали,

ρ - относительная плотность спеченной заготовки,

η - коэффициент, зависящий от плотности спеченной заготовки перед отжигом, и при $\rho = 0,8 - 0,9 \eta = 0,0855$.

На рис. 5 представлена зависимость истинного напряжения от истинной деформации при испытаниях на сжатие гладких цилиндрических образцов из порошковой стали Distaloy DC-1 с 0,4 % углерода диаметром 10 мм и высотой 15 мм. Прессование образцов осуществляли давлением 600 МПа при скорости движения ползуна испытательной машины 60 мм/мин. Плотность образцов после прессования и спекания оставляла 89 %.

На рис. 6 представлена микроструктура порошковой низколегированной композиции ПК50Н4Д2М (Distaloy AE + 0,5 % C) после спекания и разупрочняющей термической обработки (РТО). Микроструктура порошковой стали после спекания представляет собой смесь феррита, остаточного аустенита и пластинчатых структур. Отдельные зерна феррита имеют неправильную форму, иногда с зубчатым контуром с одной стороны, в некоторых местах ферритные зерна перфорированы. В отдельных участках видны ферритные иглы, которые прорастают в объем матрицы. На поверхности шлифов выявляются также цементитные частицы.

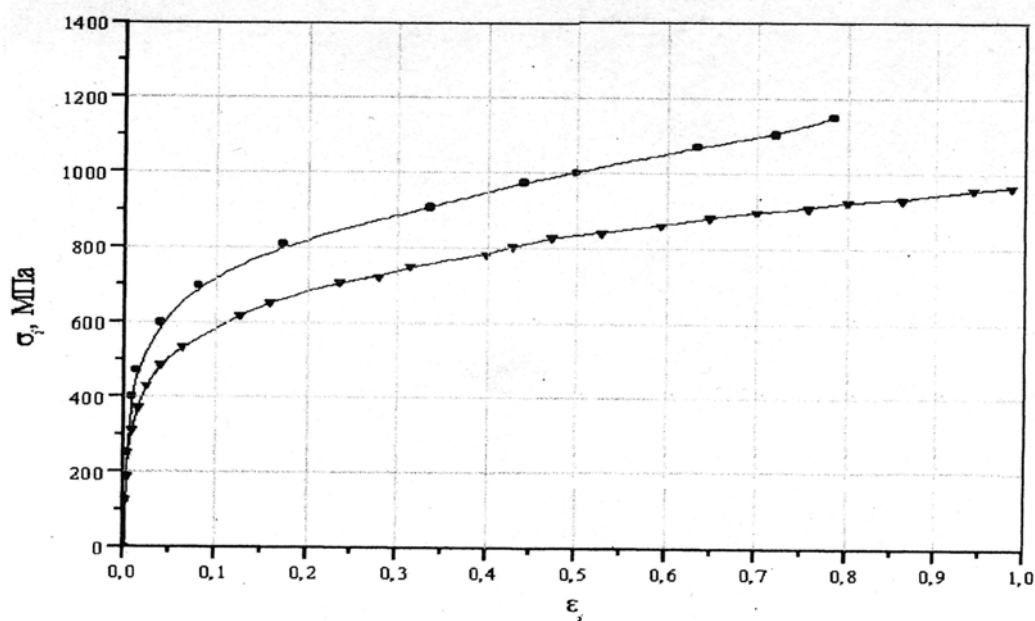


Рис. 5. Кривые деформационного упрочнения порошковой стали ПК50Н4Д2М
—●— спекание, —▲— отжиг

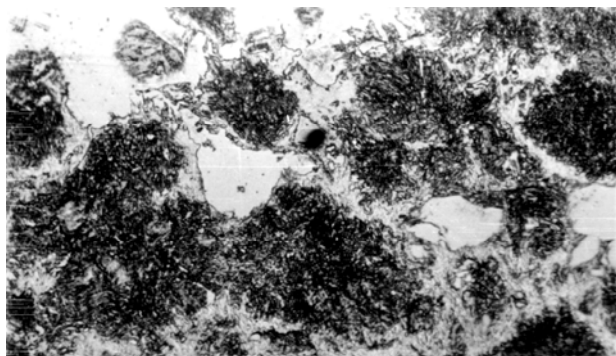
Микротвердость ферритовых участков порошковой стали ПК50Н4Д2М после спекания составляет 180 – 200 HV, что, в общем, соответствует твердости легированного феррита. Между участками с пластинчатыми структурами и внутри последних находятся области остаточного аустенита (на рисунках 6а и 6б) эти области не протравлены и имеют такой же цвет, как и участки феррита). Микротвердость остаточного аустенита составляет 390 – 520 HV.

Выявленные пластинчатые структуры в порошковой стали ПК50Н4Д2М после спекания классифицируются как перлитные, троосто-сорбитные и бейнитные. Из представленных на рис. 6 данных видно, что две фазы в перлите (цементит и феррит) имеют вид чередующихся, близко расположенных друг к другу пластин. Отдельные зерна перлита различаются по ориентациям ферритной матрицы и направлению цементитных пластин.

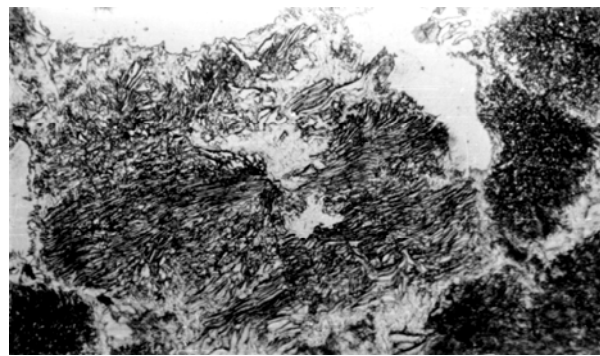
Часто пластины цементита имеют прерывистый вид. Это можно объяснить наличием дырок в цементите. Микротвердость пластинчатого перлита порошковой стали ПК50Н4Д2М после спекания составляет 240 – 230 HV.

Исследования с помощью световой металлографии не позволили непосредственно выявить более мелкодисперсные пластинчатые структуры и поэтому их отождествление осуществляли с помощью определения микротвердости. Темные участки на рисунке (6в) различной степени почернения имеют микротвердость 280 – 300 HV и 320 – 480 HV и классифицируются как троосто-сорбит и троостит соответственно.

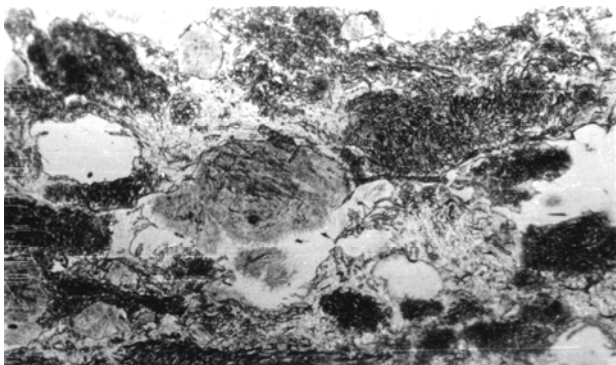
Светлые участки на рисунке (6в) с характерным рельефом на поверхности представляет собой, по-видимому, бейнит, поскольку их микротвердость составляет 460 – 560 HV. Наконец, на тех же рисунках видны светлые островки с микротвердостью 520 – 620 HV, которые представляют собой остаточный аустенит.



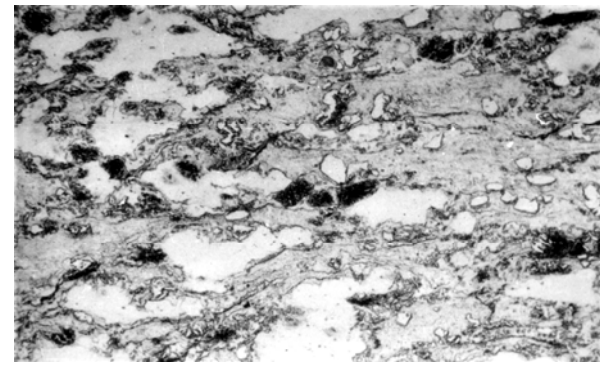
а



б



в



г

Рис. 6. Микроструктура порошковой стали ПК50Н4Д2М
а, б, в – после спекания; г – после РТО

Столь большое разнообразие структур, наблюдаемых в порошковой частично легированной стали ПК50Н4Д2М после спекания, является результатом неоднородного распределения атомов легирующего элемента. Процессы структурообразования в сталях из частично легированных порошков в значительной степени обусловлены диффузией никеля в процессе спекания. По данным микрорентгеноспектрального анализа в порошковой стали ПК50Н4Д2М после спекания наблюдаются области, в которых содержание никеля составляет примерно 8 %. Аустенит со столь высоким содержанием никеля в твердом растворе весьма стабилен и после транспортировки в низкотемпературную зону в процессе спекания претерпевает бейнитное превращение. Участки с содержанием никеля в твердом растворе от 4 до 6 % претерпевают троосто-сорбитные превращения.

После РТО микроструктура порошковой стали ПК50Н4Д2М коренным образом изменяется. Сравнение рисунков (6а) и (6г) показывает, что ферритные зерна принимают более округлую форму. Исследования с помощью оптического микроскопа при большом увеличении показали, что помимо феррита в структуре стали видны светло-серые участки с характерным рельефом и небольшое количество троостосорбита. Образование подобной структуры обуславливается большим разнообразием структур после спекания. Проведение РТО порошковой стали ПК50Н4Д2М вызывает образование конгломерата, лишенного какой-либо определенной ориентации и структура которого не может быть разрешена с помощью оптического микроскопа. Подобный конгломерат представляет собой зернистый бейнит и имеет микротвердость 280 – 300 НВ. Сталь ПК50Н4Д2М с подобной микроструктурой имеет минимальную твердость, что облегчает ее механическую обработку.

Микроструктура порошковой диффузионно-легированной стали Distaloy DC-1 + 0,5 % С после спекания представляет собой смесь феррита, перлита и небольшого количества бейнита. Микротвердость порошковой стали Distaloy DC-1 составляет 260 – 280 НВ. Однородность структуры стали Distaloy DC-1 после стандартного спекания является результатом равномерного распределения атомов Ni в твердом растворе, о чем свидетельствуют результат микрорентгеноспектрального анализа. После проведения разупрочняющей термической обработки структура порошковой гомогенно легированной стали Distaloy DC-1 на 80 – 90 % состоит из зернистого перлита с равномерным распределением цементитных зерен по объему заготовки. Микротвердость порошковой стали ПК50Н2М после подобного преобразования микроструктуры уменьшается и составляет 220 – 240 НВ.

Проведение РТО позволяет получать при холодной калибровке изделия из порошковых среднеуглеродистых сталей плотностью 7,60 – 7,65 г/см³.

ВЫВОДЫ

Разработаны методы получения высокоплотных и высокоточных порошковых конструктивных деталей, основанные на специальной термообработке порошковых заготовок.

Для получения высокоплотных порошковых заготовок разработан метод, основанный на деформировании спрессованных заготовок после их предварительного отжига в температурной области аномальной диффузионной подвижности атомов железа ограниченной точкой $A_{c1} \alpha \rightarrow \gamma$ превращения. В результате такой обработки в очагах взаимодействия формируется решетка совпадения, пластическая деформация в которой осуществляется движением особого рода супердислокаций, что приводит к проскальзыванию по межчастичным контактам при механическом воздействии на заготовку. Микроскопически это проявляется в виде смещения рисок на боковых полированных поверхностях деформированных образцов, а макроскопически – через резкое увеличение пластичности и уменьшение сопротивления деформации. Этот способ обеспечивает плотность 7,42-7,57 г/см³.

Для получения высокоплотных и высокоточных конструктивных порошковых изделий разработан способ, основанный на холодной калибровке спеченных заготовок из низколегированных порошковых сталей после специальной разупрочняющей термообработки. Методами

теории функции комплексного переменного и световой металлографии выявлены следующие основные механизмы пластической деформации спеченных порошковых легированных сталей после РТО: скольжение дислокаций под действием приложенной нагрузки и переползание в области взаимодействия, обусловленное влиянием силы изображения. Комбинирование скольжения и проскальзывания в очаге взаимодействия в процессе пластического деформирования приводит к чистым проскальзываниям по межчастичным контактам, что обеспечивает высокую плотность изделий из легированной порошковой стали.

Использование холодной калибровки спеченных заготовок из легированных порошковых после РТО особенно эффективно при формоизменении с использованием деформации сжатия в процессе калибровки деталей сложной формы, что позволяет существенно увеличить надежность деталей в эксплуатации путем увеличения прочности, контактно-усталостной выносливости и износостойкости.

ЛИТЕРАТУРА

1. Роман О.В., Габриелов И.П. Справочник по порошковой металлургии: порошки, материалы, процессы. Минск, Беларусь, 1988. – 175с.
2. Горохов В.М., Дорошкевич Е.А., Звонарев Е.В., Ефимов А.М. Объемная штамповка порошковых материалов. Минск, Наука и техника, 1993.- 272с.
3. Ермаков С.С., Вязников Н.Ф. Порошковые стали и изделия. – 4-е изд., перераб. и доп. – Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1990. – 319 с.: ил.
4. Шацов А.А. Низколегированные порошковые трипстали.- Порошковая металлургия. – 2004. - №12. – с. 32-41.
5. Железные и стальные порошки. Справочник. – фирма Hoganas (Швеция). – 2004. – с. 393.
6. ГОСТ 25282 – 93 (ИСО 3995 – 85). Металлургия порошковая. Метод определения плотности формовок.
7. Сидоров Ю.Д., Федорюк М.В. Шабунин М.И. Лекции по теории функции комплексного переменного. – М.: Наука, 1982. – 488 с.
8. Томсон Р.М. Разрушение. В сб. физическое металловедение. М.: Металлургия, 1987. – с. 324 -391.
9. Ohz S.M., Chang S.J. Dislocation – free zone model of fracture comparison with experiments. Journal of Applied Physic, v.53, № 8, 1982, pp. 5645 – 5651.