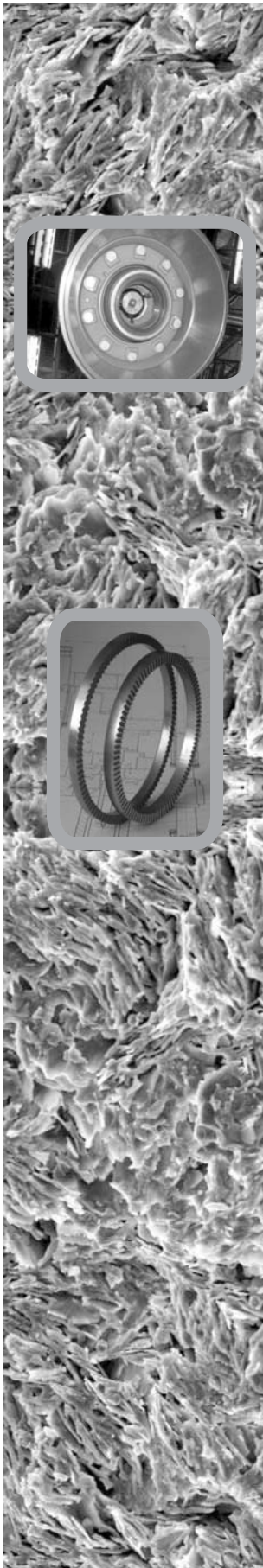


Глава 6

ТЕХНОЛОГИИ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ И ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОРОШКОВЫХ ЗАГОТОВОК

Ю.Г. ДОРОФЕЕВ, В.Ю. ДОРОФЕЕВ



1. ИСТОРИЧЕСКАЯ СПРАВКА

Необходимость разработки новых материалов, инструментов, оборудования всегда вызывается постоянно возникающими все новыми потребностями отдельных предприятий и народного хозяйства в целом. Не исключением в этом отношении является и порошковая металлургия, целью которой изначально являлось изготовление изделий из порошка платины. История возникновения других направлений порошковой металлургии аналогична: по мере возникновения новых потребностей в ее продукции возникали все новые технологические процессы для удовлетворения этих потребностей. Процессы эти, как правило, возникали на базе уже существующих разработок.

Предпосылками начала развития Новочеркасской научной школы по созданию порошковых материалов с повышенной плотностью и прогнозируемыми функциональными свойствами явились, с одной стороны, накопленные еще 40-50 лет назад коллективом сотрудников опыт горячего брикетирования металлической стружки под молотом с целью получения высококачественного сырья для переплавки или заготовок для получения изделий [1,2]. Следует отметить, что примерно одновременно была начата переработка металлоотходов методом горячего брикетирования в Белоруссии [3,4]. Немаловажным стимулом для развития работ по рациональной переработке металлоотходов стал непрерывно возрастающий спрос на высокопрочные порошковые изделия и расширяющаяся сырьевая и производственная база в Южно-Российском регионе. До начала 90-х гг. были созданы цеха, участки, отдельные установки для производства изделий горячим прессованием пористых порошковых заготовок в закрытых штампах, названным в НПИ методом динамического горячего прессования (ДГП), а за рубежом – горячей штамповкой (ГШ), который получил признание и интенсивно развивался до распада СССР. Одновременно создавались научные основы ДГП и сопутствующих процессов, готовились научно-педагогические кадры. Следует отметить что эти работы велись практически параллельно с разработкой теории и технологии обработки порошковых материалов взрывом в Белоруссии, при тесном содружестве и взаимопомощи созданных научно-исследовательских коллективов.

Бурное расширение спроса на продукцию порошковой металлургии, многочисленные научные и технологические проблемы, возникающие при освоении ее промышленного производства, особенно такого его специфического вида, каковым являются горячедеформированные порошковые материалы (ГДПМ) и изделия, - привели к необходимости концентрации исследований преимущественно в направлении разработки технологии ГШ порошковых объектов. Создавались научные основы этого процесса, интенсифицировались разработки новых ГДПМ, инструментальных оснасток и оборудования для получения из них изделий разнообразного назначения.

В 90-х гг. возможности проведения исследований и реализации их результатов в промышленности резко сократились. Однако и в эти годы научное направление продолжало функционировать, проводились работы в рамках федеральных программ фундаментальных и инновационных исследований, а также отдельные инициативные разработки.

К числу показателей результативности выполненных работ можно отнести защиту по тематике научного направления 8 докторских и свыше 150 кандидатских диссертаций. Опубликовано более 1400 печатных работ, в том числе 10 монографий, около 50 публикаций в зарубежной печати. Получено 126 авторских свидетельств и патентов на изобретения. В университете проведено 8 всесоюзных и международных конференций, неоднократно собирались научно-технические семинары и совещания.

2. СУЩНОСТЬ ТЕХНОЛОГИИ ДГП И ЕГО НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ

Технология ДГП включает операции приготовления и холодного прессования порошковой шихты требуемого состава, нагрева и выдержки полученной заготовки в контролируемой атмосфере, горячей ее допрессовки на быстроходном оборудовании и при необходимости – последующей обработки полученного изделия. Формирование материала происходит, в основном, на стадии горячей допрессовки. Остальные операции – вспомогательные, их целью является

обеспечение технологичности процесса, создание условий для проведения горячей допрессовки, а также расширение возможностей способа в отношении повышения качества поверхностей деталей, свойств их материала и др. Эти операции имеют аналоги, встречающиеся при обработке порошковых и монолитных материалов, параметры их проведения часто корректируют с целью улучшения условий формирования изделий при ДГП. Операция ДГП благодаря специфике используемой заготовки таких аналогов не имеет.

Особенности пористых заготовок обуславливают принципиальные отличия наблюдаемых здесь явлений от тех, которые имеют место при соответствующей обработке монолитных материалов, а наличие кратковременного интенсивного термомеханического воздействия на обрабатываемый материал – большинства разработанных в порошковой металлургии технологических процессов. Многообразие этих процессов приводит к необходимости синтеза в научных основах ДГП некоторых теоретических положений порошковой металлургии, обработки металлов давлением, металловедения, сварки давлением, теории прочности и др. Существует и обратная связь – установление закономерностей, присущих ДГП, способствует развитию более общих представлений, сложившихся в этих отраслях знаний.

Преимущественное влияние на результаты всего технологического процесса ДГП оказывают уплотнение пористой заготовки, сращивание на межчастичных контактных поверхностях, пластическая деформация заготовки в целом и материала ее частиц. Большую роль играют также структурообразование формируемого материала и диффузионные процессы, которые могут происходить на всех стадиях реализации технологии, связанных с нагревом и пластической деформацией заготовки. Закономерности этих явлений и составляют научные основы ДГП.

Уплотнение нагретой пористой порошковой заготовки отличается от уплотнения порошка из насыпного состояния отсутствием стадии взаимного перемещения и поворота частиц (структурная деформация). Затруднение условий затекания материала частиц с уменьшением размера и количества пор обуславливает наличие политропической или экспоненциальной зависимости между работой или давлением прессования и соответствующей им плотностью, а также появление предельных значений пористости, начиная с которых уплотнение резко затормаживается. Установлено влияние на процесс уплотнения технологических факторов: пористости заготовки, гранулометрического состава исходного порошка, температуры и времени выдержки заготовки при нагреве, соотношения ее размеров, скорости прессования и др. Сделана попытка выявления связи между характеристиками процесса уплотнения и физическими константами материала.

Образование связей на контактных поверхностях частиц, названное нами сращиванием, происходит практически на всех стадиях технологии ДГП. Обнаружена определенная «наследственность» в протекании этого процесса. Качество контакта зависит от степени взаимодействия атомов зёрен, составляющих частицы порошка. Этот критерий был взят за основу условной классификации сращивания как «меж» и «внутрикристаллитного». Возникшие связи могут разрушаться на последующих этапах обработки с образованием новых, причем преимущественно разрушаются межкристаллитные участки сращивания [5].

Сущность внутрикристаллитного сращивания заключается в слиянии поверхности зерен двух контактирующих частиц во время действия внешнего давления. При этом ориентировка одного из зерен оказывается, вероятно, более «жесткой» в отношении действующего усилия, процессы скольжения развиваются в нем менее интенсивно, тогда как в другом происходит множественное скольжение и поворот блоков в положение, соответствующее «жесткому» зерну. Обеспечение такого соответствия ориентировки приводит к коалесценции блоков пластичного зерна с субзернами «жесткого», увеличивая его размеры, что равносильно миграции начальной границы поверхности в глубину более пластичного зерна. Такой тип внутрикристаллитного сращивания возможен при достаточном уровне термомеханического воздействия: при его недостаточной величине наблюдается только межкристаллитное сращивание и свойства исходного металла не достигаются.

Определяющее влияние пластической деформации при ДГП на результаты процесса объясняется тем, что именно за счет нее происходит уплотнение заготовки, активация материала приконтактных участков частиц за счет выхода на них дислокаций и вакансий, формообразова-

ние изделия. Обнаруженная повышенная чувствительность пористой заготовки к схеме напряжений, которые действуют на материал ее различных зон, приводит к наличию резкой разницы величины пластичности в продольном и поперечном направлении к давлению прессования и затруднению перераспределения материала в поперечном направлении. Полученные аналитические зависимости этого перераспределения нашли экспериментальное подтверждение.

Структурообразование материала при ДГП протекает в условиях его интенсивной пластической деформации и ускоренного охлаждения за счет теплоотдачи стенкам относительно холодной пресс-формы, что обеспечивает проявление эффекта термомеханической обработки. Материалы ДГП, как правило, имеют мелкозернистую структуру и высокие физико-механические, эксплуатационные и другие свойства. Они определяются параметрами всех основных этапов технологического процесса, начиная от характеристик используемых порошков и кончая степенью термомеханического воздействия при горячей допрессовке. Изменяя эти параметры, получаем материалы с заданной структурой и свойствами. Дополнительным средством такого управления является последующая термообработка.

Роль диффузионных процессов в технологии ДГП определяется необходимостью производства изделий из порошковых сплавов и практически полным отсутствием соответствующих им порошков. В ряде случаев даже при их наличии по технологическим соображениям более целесообразно использовать шихту, состоящую из порошков, входящих в состав сплава компонентов. Определено влияние некоторых параметров технологии ДГП на диффузионную подвижность элементов, образующих твердые растворы внедрения и замещения. Причем для первых по сравнению с монолитными материалами она замедлена, а для вторых – ускорена. Причины такого различия – повышенные дефектность структуры порошкового материала и содержание неметаллических включений.

В результате проведения обширных исследований была показана возможность и определены оптимальные технологические параметры получения материалов разнообразного назначения: конструкционных и инструментальных, антифрикционных и износостойких, дисперсионно-упрочненных и армированных, электротехнических и др. Достаточно высокие свойства порошковых углеродистых и легированных сталей, материалов на основе меди, чугуновой стружки и окалины, сплавов для постоянных магнитов, дисперсионно-упрочненных, волокнистых и др.

Большинство порошковых технологий, эффективных в условиях массового производства, изначально было ориентировано на получение деталей автомобилей, тракторов, сельскохозяйственных машин. Не исключением в этом отношении является и метод горячей штамповки пористых заготовок (ГШПЗ), который на протяжении почти 50-ти лет разрабатывается на кафедре «Материаловедение и технология материалов» (МиТМ) ЮРГТУ (НПИ). Требования к точности автомобильных деталей, как правило, выше, чем для аналогичных по функциональному назначению деталей тракторов и сельхозмашин, поэтому на первом этапе развития ГШПЗ основное внимание уделялось исследованиям, целью которых было получение изделий для последних двух потребителей. Заказчиками горячештампованных порошковых изделий являлись Волгоградский тракторный завод, Лиепайсельмаш, Таганрогский комбайновый завод и др. В цехе порошковой металлургии завода «Ростсельмаш» был создан участок динамического горячего прессования (ДГП), в современной терминологии – ГШПЗ. Конструкция изделий, изготовление которых переводилось на технологию ГШПЗ, постепенно усложнялась.

На первом этапе была разработана технология получения детали «ролик подборщика» комбайна «Нива», сконструированы автоматизированные установки с производительностью 200-300 деталей/ч, штампы для холодного и горячего прессования, устройства для индукционного нагрева заготовок, предложены методы их защиты от окисления и обезуглероживания, смазки и т.д. [5,6]. Впоследствии стали изготавливать более сложные по конфигурации изделия: сателлиты дифференциала, венцовые шестерни, подпятники, звездочки и др. В середине 80-х гг. с учетом накопленного опыта на заводе «Ростсельмаш», а также при изготовлении большой номенклатуры конструкционных порошковых изделий на других предприятиях бывшего СССР Воронежским специальным конструкторским бюро кузнечно-прессовых машин и автоматических линий (ЭНИКМАШ) разработаны проекты специализированных автоматов (кривошипных прес-

сов) усилием 6300 и 4000 кН для ГШПЗ, которые были изготовлены на Чимкентском заводе кузнечно-прессовых машин. Автоматы обеспечивают получение горячештампованных изделий простой и сложной формы (гладкие втулки, втулки с наружным или внутренним буртом, конические, шевронные, цилиндрические шестерни и др.) с остаточной пористостью 2 – 4%, точностью размеров по 8 – 9 качеству и чистой поверхности $Rz=2,5$.

Однако потенциальные возможности специализированных автоматов в плане дальнейшего расширения номенклатуры порошковых изделий, накопление опыта в процессе их эксплуатации, решении неизбежных проблем, связанных с качеством выпускаемой продукции, стойкостью прессового инструмента, экономической целесообразностью их применения – реализованы не были по причине общей деградации промышленного производства на территории бывшего СССР. Информация по разработке промышленной технологии ГШПЗ в СССР обобщена в изданной в 1990 г. коллективной монографии сотрудников кафедры МитМ ЮРГТУ (НПИ) [5]. Примерно в это же время в США была опубликована аналогичная монография Х. Куна и Б. Фергюсона [7]. Сопоставив эти две работы, можно прийти к выводу о том, что на протяжении более 20-ти лет разработка технологии ГШПЗ в СССР и США велась почти синхронно. Многие технические решения, неся на себе отпечаток индивидуальности и оригинальности места происхождения, тем не менее, в основных своих чертах весьма схожи. С нашей точки зрения это обстоятельство указывает на то что, в 70 – 80-е гг. вряд ли возможно было предложить иные варианты технологии, конструкции инструмента и т.д.

С начала 90-х гг. интерес к ГШПЗ заметно упал [8,9]. Следует отметить, что в противоположность бывшему СССР, где снижение объема НИР в области ГШПЗ в значительной мере было обусловлено политико-организационными обстоятельствами, в развитых странах оно связано с развитием альтернативных технологий. Несмотря на все упомянутые негативные явления последних лет, исследования ГШПЗ научной и прикладной направленности в ЮРГТУ (НПИ) не прекращаются. Разработаны оригинальные варианты технологии и инструментальные оснастки. Примерами являются методы формования комбинированных двухслойных изделий, поперечной штамповки, формования вдавливанием элементов инструмента в тело нагретой пористой заготовки или с элементами экструзии ее материала и др.

Анализ всех альтернативных ГШПЗ технологий производства конструкционных изделий показывает, что они не обеспечивают достаточно надежно достижение плотности на уровне горячедеформированных порошковых материалов при сопоставимых энергетических затратах и стойкости инструмента [8,9]. Недостатки ГШПЗ также очевидны. Тем не менее, ее неоспоримым и реализованным далеко не в полной мере преимуществом является возможность совмещения процессов уплотнения, формообразования и термомеханической обработки. В настоящее время на некоторых машиностроительных предприятиях России, выпускающих, в частности, изделия для автомобилей, тракторов, сельхозмашин, наметилась тенденция некоторого оживления промышленного производства. Это позволяет взглянуть с оптимизмом на перспективы развития ГШПЗ уже в ближайшие годы.

3.РАЗВИТИЕ РАБОТ В ОБЛАСТИ ПРОБЛЕМЫ МЕЖЧАСТИЧНОГО СРАЩИВАНИЯ

Углубление знаний о сращивании раскрывает его роль в процессах уплотнения, формования и структурообразования, являющихся основой формирования порошкового материала.

Одним из основополагающих процессов формирования порошкового материала является сращивание материала частиц на уже имеющихся и вновь образующихся контактных поверхностях. Понятие сращивания включает в себя всю совокупность процессов, в результате которых структура материала в области бывшей поверхности физического раздела соединяемых составляющих порошкового материала приближается к зернограницной структуре монолитного материала.

Актуальность изучения сращивания вытекает из того очевидного факта, что без достижения определенного уровня развития этого процесса бесполезно применять какие-либо воздействия на порошковый материал для повышения его свойств.

Первые работы, посвященные исследованию межчастичного сращивания, появляются в 1968 г. [10,11]. Понимая сложность этого процесса, авторы совершенно оправданно применили в своих исследованиях метод физического моделирования, заключающийся в использовании в качестве исходных материалов более крупных макротел, чем реальные порошковые частицы. Данная экспериментальная методика широко используется и в современных работах. Наряду с определением наиболее благоприятного температурного интервала горячего деформирования, обеспечивающего максимальный уровень механических свойств, авторами было установлено, что наиболее чувствительной характеристикой качества сращивания является относительное сужение. В этих работах подчеркивается многогранность сращивания, влияние на этот процесс фазовых превращений, подвижности дислокаций, образования атмосфер Коттрелла, формирования контакта на атомном уровне. Выводы авторов во многом определили направление последующих исследований.

Монография Ю.Г. Дорофеева [4] примечательна появлением классификации сращивания по степени его завершенности на межкристаллитное и внутрикристаллитное. В основу этого разделения положен факт прорастания зерна через бывшую границу физического раздела частиц, устанавливаемый при микроструктурном анализе. Значение этого теоретического положения трудно переоценить, так как оно служит основой выводов последующих исследований, проводимых на субмикроскопическом уровне.

Авторы работы [12] отмечают неравноценность температурных и механических факторов при различных стадиях динамического горячего прессования. Если при низких температурах затраты значительной механической энергии не приводят к существенному улучшению качества контакта, то при высоких температурах приложение механической энергии оказывается более эффективным средством улучшения качества сращивания, чем повышение температуры. Следовательно, существует температурно-энергетический минимум воздействия на пористую заготовку, обеспечивающий достижение максимального уровня сращивания. Значение этой работы заключается в использовании относительной площади физического контакта при динамическом горячем прессовании не модельных образцов, а пористых заготовок из железного порошка.

Электронно-микроскопические исследования зоны сращивания позволили выявить субмикропоры, как характерный морфологический элемент, возникающий при контактировании металлических поверхностей без их предварительной подготовки [13,14]. При этом отмечается отличие межчастичной поверхности сращивания от границы зерна, которое заключается в расположении на первой субмикропор.

Исследования [15,16], в которых впервые используется анализ спектров Оже-электронов, положили начало рассмотрению роли сегрегаций примесных и легирующих элементов в процессе формирования горячедеформированного порошкового материала. Их результаты свидетельствуют о существенном влиянии сегрегации примесей на процесс сращивания. Отмечается, что повышение сегрегации примесей и количества неметаллических включений на внутренних поверхностях раздела снижает влияние горячей пластической деформации на сращивание и, как следствие, на прирост механических свойств.

Влияние последующей термической обработки на качество сращивания горячештампованных порошковых материалов исследовано в работе [16]. Уже сам факт зависимости структурно-чувствительных свойств материала от режимов отжига свидетельствует о высоком качестве зоны сращивания. Так, температурная зависимость пластических свойств отожженного материала, изготовленного из порошка с низким содержанием примесей, объясняется не улучшением качества межчастичного сращивания, а наследованием в процессе отжига анизотропной субструктуры горячештампованного материала. Если структура зоны сращивания, сформированная на стадии горячей допрессовки, содержит дефекты, то в зависимости от их концентрации отжиг или способствует повышению характеристик трещиностойкости и пластичности мате-

риала в результате распада исходной межчастичной границы в ходе рекристаллизации и ее миграции, или не оказывает влияния на структуру зоны сращивания и на свойства материала.

Накопленный к 1990 г. объем теоретических положений о природе межчастичного сращивания позволил группе авторов подготовить и издать учебное пособие [17], посвященное этому процессу, которое широко используется не только студентами, но и аспирантами и научными работниками.

Продолжающиеся интенсивные исследования природы и механизмов межчастичного сращивания, влияния этого процесса на функциональные свойства горячедеформированных порошковых материалов отражены в монографии [18]. Качество сращивания и уровень структурно-чувствительных свойств определяются характером взаимодействия возникших при развитии контакта межчастичных поверхностей сращивания (МЧПС) и расположенных на них субмикропор и неметаллических включений, а также сегрегационной атмосферой. Если степень термомеханического воздействия на формируемый материал не обеспечивает реализацию условий, необходимых для отрыва МЧПС от зернограницных дефектов, то сращивание является межкристаллитным. Внутрикристаллитное сращивание формируется при освобождении мигрирующей МЧПС от субмикропор и неметаллических включений. По мере уменьшения плотности зернограницных дефектов, обеспечиваемого созданием больших движущих сил миграции, наблюдается переход от интеркристаллитного разрушения к волокнистой структуре излома. Установлено, что залечивание субмикропор происходит по диффузионному механизму, движущаяся МЧПС увлекает субмикропоры, что интенсифицирует уменьшение их размеров. Определены условия отрыва МЧПС от субмикропор, получаемая структура характеризует внутрикристаллитное сращивание и обеспечивает более высокий уровень механических свойств.

Опираясь на созданную теоретическую базу, исследователи расширяют круг рассматриваемых горячедеформированных материалов. Интересные результаты получены в научной работе [19], в которой исследовалось формирование горячедеформированных порошковых сталей из легированных порошков отечественного и импортного производства. Наилучшие условия для формирования горячедеформированных материалов создаются при перекрытии оптимальных температурных интервалов межчастичного сращивания в ходе горячей допрессовки и квазистатического сращивания. При этом межчастичное сращивание завершается на всей контактной поверхности. Для некоторых сталей температурный интервал горячей допрессовки, обеспечивающий оптимальные условия миграции МЧПС, оказывается ниже температуры протекания квазистатического сращивания. Если выбран нижний интервал температур, то межчастичное сращивание не завершается на контактных участках, образовавшихся в конце горячей допрессовки. При более высокой температуре возможно превышение силы торможения значения движущей силы миграции МЧПС и формирования только межкристаллитного сращивания.

Одним из существенных факторов, влияющих на миграцию МЧПС, является ее взаимодействие с сегрегационной атмосферой. Авторами работы [20] проанализирован эффект сегрегационного торможения миграции МЧПС и предложена методика его расчета, позволяющая, основываясь на известном законе распределения элементов на поверхности металлических частиц, управлять процессом формирования структуры зоны сращивания.

Углубление знаний о сращивании раскрывает его роль в процессах уплотнения, формирования и структурообразования, являющихся основой формирования порошкового материала. Уплотнение порошкового тела сопровождается развитием контактной поверхности, на всем протяжении которой необходимо завершить сращивание. При формировании детали возникает задача недопустимости образования макро- и микротрещин, значит должен быть достигнут определенный уровень сращивания. В противном случае необходимо создание условий для их залечивания по известным механизмам сращивания. Структурообразование должно приводить к появлению зависимости свойств материала от внутризеренной структуры, что невозможно без трансформации межчастичной поверхности в высокоугловую границу.

И исследователи, и практики объективно относятся к роли и значению сращивания, что обуславливает растущий интерес к более глубокому пониманию его сущности.

4. СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ УГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ И ИХ СВОЙСТВА

Кафедра МиТМ, начиная с 60-х годов прошлого столетия, занимается вопросами получения безуглеродистых и углеродистых низколегированных высокоплотных порошковых материалов путем горячей обработки давлением пористых заготовок [21-23].

Необходимым условием для широкого внедрения методов порошковой металлургии в промышленность является создание материалов, обладающих высоким комплексом механических, эксплуатационных и технологических свойств.

В зависимости от требований, предъявляемых к изделиям, и условий их эксплуатации выбирается химический состав материалов и способ получения.

Одним из наиболее эффективных путей повышения уровня свойств порошковых материалов является их легирование. Однако эти материалы обладают значительной гетерогенностью структуры, что неоднозначно сказывается на уровне и стабильности их свойств. Гомогенность структуры, в свою очередь, определяется видом и способом введения легирующих добавок и углерода, параметрами технологического процесса получения материалов и изделий.

Использование безуглеродистых материалов представляется целесообразным при повышенных требованиях к стабильности химического состава, свойств изделий и возможности обеспечения их уровня при последующей термической (ТО) или химико-термической обработке (ХТО).

Для достижения заданной цели на первый план выдвигается задача оптимизации состава материалов, разработки структурообразования на разных стадиях технологического процесса их получения. В настоящее время используются материалы, которые в зависимости от способа введения в них легирующих добавок можно разделить на три основные группы:

Материалы, полученные из смеси порошков компонентов.

Материалы, полученные из диффузионно-легированных порошков.

Материалы, полученные из порошков сплавов.

В основном легирование проводится медью, никелем, молибденом - элементами, которые обладают незначительным сродством к кислороду. Несколько реже в качестве легирующих добавок используют хром, марганец, ванадий, которые обладают значительным сродством к кислороду. Однако эти элементы позволяют значительно повысить прочность и прокаливаемость порошковых сталей.

Структурообразование порошковых материалов протекает на всех стадиях технологического процесса, начиная от производства исходных порошков, заканчивая заключительными операциями ТО. Использование легированных материалов без их ТО вообще является нецелесообразным. При проведении ТО необходимо учитывать особенности структуры порошковых материалов: наличие наряду с микропорами и неметаллическими включениями неоднородности в структуре металлической основы в результате локальной концентрации отдельных компонентов. Поскольку структура материалов определяет их свойства, то необходимо рассматривать влияние на процессы структурообразования различных факторов:

- вида и количества легирующих добавок;
- способа введения легирующих добавок в шихту;
- дисперсности порошков;
- количества, формы и распределения неметаллических включений в системах;
- степени предшествующей пластической деформации порошков;
- параметров технологического процесса.

В статье представлены результаты исследований структуры и свойств материалов, легированных медью, никелем, молибденом, марганцем, хромом и полученных из распыленных и диффузионно-легированных порошков (таблица 1).

ТЕХНОЛОГИИ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ И ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОРОШКОВЫХ ЗАГОТОВОК

Таблица 1. Химический состав используемых порошков

Марка порошка	Содержание элементов, %									
	Fe _{общ}	Fe _{мет.}	Ni	Cu	Cr	Mn	Mo	C	Si	O ₂
Сумерон4100-S	95,64	94,2	-	-	0,83	0,73	0,25	0,01	0,01	0,11
ХН2Г	95,15	93,8	1,65	0,12	0,46	0,40	-	0,01	0,05	0,46
ATST-A	95,60	94,6	1,50	1,80	-	0,21	0,50	0,03	0,11	0,03
Distaloy SA	основа		1,75	1,50	-	0,07	0,50	0,01	0,03	0,03
ультрапак 1	основа		3,85	1,54	-	0,15	0,43	0,017	0,06	0,23
ультрапак 2	основа		1,90	2,00	-	0,30	0,58	0,025	0,06	0,31

Легированные порошки, полученные распылением, являются наиболее предпочтительными при получении из них материалов ДГП. Легирование хромом, никелем и марганцем более эффективно в присутствии в материалах углерода. С целью получения сталей с различным содержанием углерода в шихту вводили карандашный графит в количестве 0,3 – 0,8 %. При получении материалов использовался единый технологический процесс, включающий холодное прессование (ХП) формовок, гомогенизирующее спекание (СП) и последующую горячую допрессовку в закрытых штампах (ДГП).

После ДГП проводилась предварительная и окончательная ТО. Предварительная ТО рекомендуется для снятия внутренних напряжений, приближения структурного состояния к равновесному, увеличения однородности структуры, повышения пластичности материалов, повышения стабильности свойств. При назначении режимов ТО учитывалось, что в порошковых сталях процессы превращения феррито-перлитных смесей в аустенит и его гомогенизация смещаются в область более высоких температур из-за пониженной диффузионной подвижности углерода и значительной дефектности структуры. Так как порошковые материалы являются наследственно мелкозернистыми, то повышение температур термообработки не вызывает роста аустенитного зерна и снижения свойств. Материалы подвергались отжигу с нагревом до температуры 870 °С и улучшению: закалке от температуры 870 °С в масло и высокому отпуску при температуре 500 °С с выдержкой в течение часа. Синтетические порошковые стали (из смеси порошков компонентов) калят в воде, поскольку из-за значительной гетерогенности их структуры и неустойчивости переохлажденного аустенита при более медленном охлаждении образуется не мартенсит, а феррито-цементитная смесь различной дисперсности.

Проведенные ранее исследования показали, что получение материалов без предварительного спекания перед ДГП не обеспечивает требуемой структуры и свойств. Структура неоднородная, неметаллические включения присутствуют в виде сетки по границам зерен и отдельно залегающих крупных включений осколькоатой формы. Легирующие элементы, располагаясь по поверхности частиц из-за преобладания поверхностной диффузии, образуют на поверхности частиц порошка высоколегированные участки твердых растворов, практически не диффундируя к центру. Углерод растворяется не полностью, и после ДГП структура состоит из мартенсита и нетравящихся светлых участков твердого раствора. Результаты механических свойств материалов из порошка ХН2Г с различным содержанием углерода представлены в табл. 2.

Таблица 2. Свойства сталей ХН2Г с различным содержанием углерода

Технология получения сталей	Содержание углерода, %	σ_b , МПа	δ , %	Ψ , %	KCU, кДж/м ²
ДГП	0,1	850	4,0	22,0	700,0
	0,2	1400	4,0	14,0	300,0
	0,3	1530	2,6	10,0	160,0
	0,5	1500	0,0	0,0	100,0
ДГП+ отжиг	0,1	440	8,5	65,5	1600,0
	0,2	500	8,0	55,5	1200,0
	0,3	650	6,5	47,5	886,0
	0,5	840	4,8	31,0	550,0
ДГП+закалка+ отпуск	0,1	800	5,0	28,6	630,0
	0,2	1050	8,5	35,0	520,0
	0,3	1220	8,4	30,0	450,0
	0,5	1350	8,3	24,0	330,0

Как видно из таблицы 2, с увеличением содержания углерода в сталях растет предел прочности σ_b , а показатели пластичности (относительное удлинение δ и относительное сужение Ψ), а также ударная вязкость KCU падают. Характерным для материалов, полученных из легированных распыленных порошков, является наличие после ДГП удовлетворительной ударной вязкости, что не обнаруживается у разнообразных легированных сталей, полученных из смеси порошков компонентов. Проведение окончательной ТО позволяет повысить комплекс механических свойств, особенно ударной вязкости, в 1,5 – 3,0 раза в зависимости от содержания углерода в сталях.

Изучение характера разрушения полученных материалов позволило установить, что поверхность разрушения неоднородная, наблюдаются участки вязкого и хрупкого разрушения. В ходе технологического процесса формируются в большинстве участки внутрикристаллитного сращивания наряду с межкристаллитным. При внутрикристаллитном сращивании субмикропоры и оксидные включения отсутствуют на межзеренных поверхностях сращивания, неметаллические включения сосредоточены в основном по поверхности образцов. На изломах в зоне вязкого разрушения они располагаются в порах и имеют глобулярную форму. В нераскрывшихся порах находятся неметаллические включения остроугольной формы. При таком виде сращивания обеспечивается наиболее высокий комплекс механических свойств, повышается склонность материала к вязкому разрушению. Эти результаты позволяют рекомендовать распыленные порошки, легированные даже элементами, обладающими большим сродством к кислороду при регламентированном его содержании для высокоплотных деталей с требуемым уровнем механических свойств.

Диффузионно-легированные порошки в основном предназначены для получения из них изделий прессованием и спеканием благодаря их химическому составу и малой склонности к сегрегации. Однако для устранения остаточной пористости после спекания изделия также подвергаются горячей обработке давлением.

В таблице 3 представлены результаты исследования механических свойств материалов с содержанием углерода 0, 30 %.

ТЕХНОЛОГИИ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ И ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОРОШКОВЫХ ЗАГОТОВОК

Таблица 3. Механические свойства сталей после улучшения

Используемые порошки	Механические свойства							
	ХП + ДГП + улучшение				ХП + СП + ДГП + улучшение			
	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	KCU, кДж/м ²	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	KCU, кДж/м ²
Сумерон4100-S					1220	8	30	450
ХН2Г					1200	7	30	400
ATST-A					1300	10	32	600
Distaloy SA	1000	6	25	350	110	10	35	620
ультрапак 1	950	0	0	120	1100	7	30	300
ультрапак 2	1000	0	0	150	1150	8	27	350

Улучшение также не обеспечивает однородной структуры, наряду с сорбитом остаются участки с мартенситной ориентацией. Такая неоднородность структуры приводит к заметному снижению механических свойств. Использование предварительного спекания повышает свойства материалов примерно на 30 %. Это можно объяснить более активным протеканием диффузионных процессов, образованием однородной структуры, меньшим количеством в ней дефектов, формированием качественных металлических контактов.

Все стали, полученные ХП+СП+ДГП, после термообработки имеют сорбитную структуру. Наилучшее сочетание свойств получено у материалов из распыленного порошка ATST-A, что объясняется его химическим составом (отсутствием хрома) и достаточно низким содержанием кислорода. Количество оксидов в этих материалах незначительное и соответствует первому баллу. Порошок сумерон 4100-S имеет самое низкое содержание кислорода, но хром в нем, как и в порошке ХН2Г, не весь находится в твердом растворе, а значительная часть его присутствует в виде оксидов, что способствует снижению характеристик пластичности и ударной вязкости полученных материалов.

Материалы из порошков ультрапак имеют пониженную пластичность и ударную вязкость, что можно объяснить более высоким содержанием в них кислорода и других примесных элементов. Диффузионно-легированные порошки рекомендуется применять при использовании ДГП в том случае, когда изделия имеют сложную конфигурацию и тонкие стенки, а эти порошки обладают высокой формуемостью и уплотняемостью, позволяют получать однородную структуру, обеспечивая высокий комплекс механических свойств.

5. ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННЫХ ШИХТ

При получении функциональных порошковых композиционных материалов ПМК особый интерес представляет технология механохимической активации (МХА) материала частиц порошка в высокоэнергетических мельницах. В процессе МХА часть механической энергии усваивается твердым телом при образовании новых поверхностей и дефектов. Наряду с измельчением частиц повышается их поверхностная активность и дефектность структуры материала, происходит ускорение твердофазных химических реакций. Механосинтез является одним из способов получения нанокристаллических порошков. В ЮРГТУ (НПИ) предложены технологии МХА многокомпонентных порошковых шихт $Cu - Al_2O_3$ [24], металlostеклянных материалов на основе железа и стали 110Г13 [25,26], стружки БрАЖ и порошков ферромарганца [27], а также стали 110 Г13 и стружки Д – 16 с добавками ортоборной кислоты [28-31].

Одним из интенсивно развивающихся направлений в разработке высокоплотных порошковых композиционных сплавов, способных работать в условиях высоких температур и длительно действующих напряжений, является стабилизация микрогетерогенной структуры искусственно вводимыми мелкодисперсными частицами упрочняющих фаз. В результате исследования процесса механической активации в атриторе многокомпонентных шихт дисперсноупрочненных материалов (ДУМ) $Cu - Al_2O_3$ выявлено образование агломератов из частиц $Cu - Al_2O_3$ на первом этапе обработки ($\tau \leq \tau_{кр}$). При увеличении продолжительности ($\tau > \tau_{кр} = 0,75$ ч) процессы разрушения превалируют над процессами агломерации, происходит шаржирование меди частицами Al_2O_3 и плакирования частиц Al_2O_3 медью. Формирование горячедеформированных ДУМ на

основе агломератов $Cu - Al_2O_3$ и механически активированной меди при оптимальном содержании оксида алюминия 4% (по массе) обеспечивает повышенную эксплуатационную надежность электродов для точечной сварки. Твердость дисперсноупрочненных ПКМ медь-оксид алюминия-активированная медь составляет $HB\ 1100...1200\ МПа$.

С целью повышения эксплуатационных и физико-механических свойств ДУМ предложено проведение обработки в высокоэнергетической мельнице частиц меди с нанесенным слоем Al_2O_3 , полученным путем разложения алюминатного раствора [32]. Частичное разрушение слоя Al_2O_3 в процессе механической активации обеспечивает повышение качества формования холоднопрессованной заготовки и формирования горячедеформированного биметаллического ПКМ с твердостью поверхностного слоя $Cu - Al_2O_3\ HRB\ 75...85$.

Снижение неоднородности деформаций поверхностных слоев и основы биметаллического ДУМ достигается при реализации технологии, включающей приготовление шихты с поверхностным слоем на основе порошков меди в состоянии поставки и частиц меди с нанесенным слоем Al_2O_3 , формование биметаллической заготовки, кратковременный нагрев и последующую горячую штамповку. Введение оптимального количества порошка меди 15 % (по массе) в состоянии поставки обеспечивает максимальную твердость (рис. 1) поверхностного слоя, повышает прочность его соединения с основой при снижении себестоимости изготовления ПКМ.

Предложена гипотеза формирования материала на основе смеси механически активированной шихты $Cu - Al_2O_3$ и порошка меди в состоянии поставки. Нанесение слоя Al_2O_3 путем разложения алюминатного раствора на частицы медного порошка приводит к снижению качества сращивания при спекании. В процессе механической активации оксидные пленки частично разрушаются и формируются композиционные частицы за счет сращивания на вновь созданных ювенильных поверхностях в условиях интенсивного действия сжимающих и сдвигающих напряжений. При введении до 15 % (по массе) порошка меди его частицы, расположенные в порах металлокерамического каркаса $Cu - Al_2O_3$, повышают плотность формовки и горячедеформированного материала. Формирование материала при горячей штамповке можно представить как непрерывно-последовательный процесс «развития – разрушения – создания – развития - ...» металлических связей на ювенильных поверхностях. Введение частиц порошка меди в поры каркаса снижает необходимую степень деформации, значения максимальной приведенной работы и вероятность разрушения связей, созданных при холодном прессовании и нагреве.

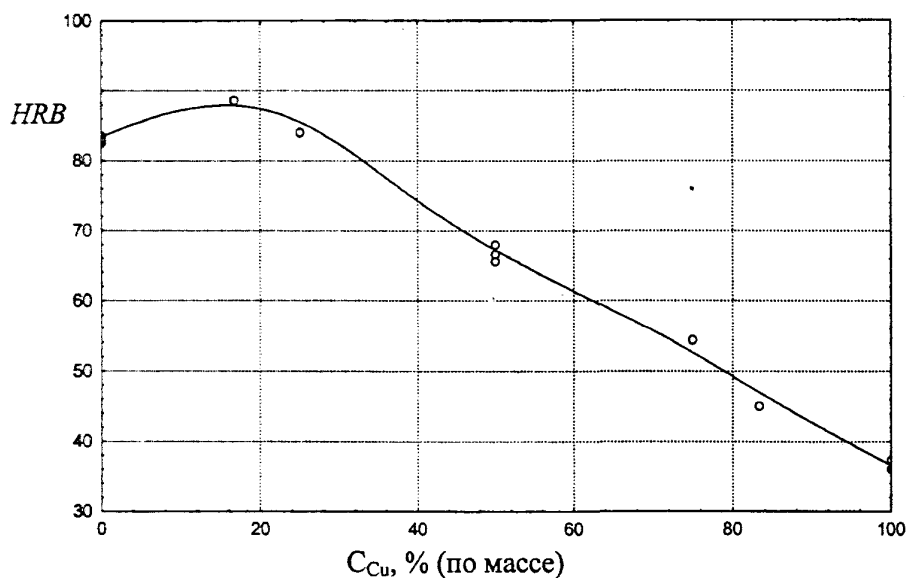


Рис. 1. Зависимость HRB поверхностного слоя ДУМ от содержания неактивированной меди C_{Cu}

В процессе атриторной обработки смесей разнородных компонентов установлен эффект повышения интенсивности диспергирования при оптимальном соотношении твердого и мягко-

го компонента шихты. Введение в шихту оптимального количества 10...15 % (по массе) порошка ферромарганца обеспечивает максимальную эффективность измельчения бронзовой стружки *БрАЖ* при получении «стружкового» порошка. Повышенные значения прочности ($\sigma_{изг}=310...620$ МПа) и износостойкости в условиях граничного трения ($J=2...5$ мкм/км) порошковых холодноштампованных марганцевых бронз обеспечиваются при использовании шихты на основе меди с добавками активированных «стружкового» 0,5...10 % (по массе) и медного 0,5...10 % (по массе) порошков.

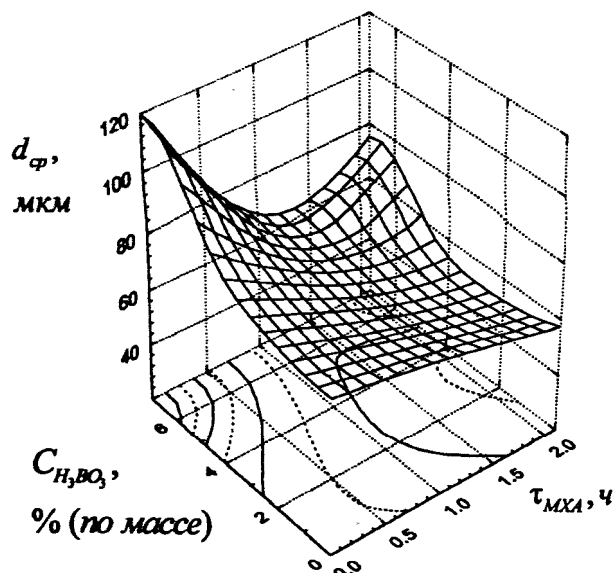


Рис. 2. 3D Spline модель $d_{\varphi}(\tau_{МХА}, C_{H_3BO_3})$

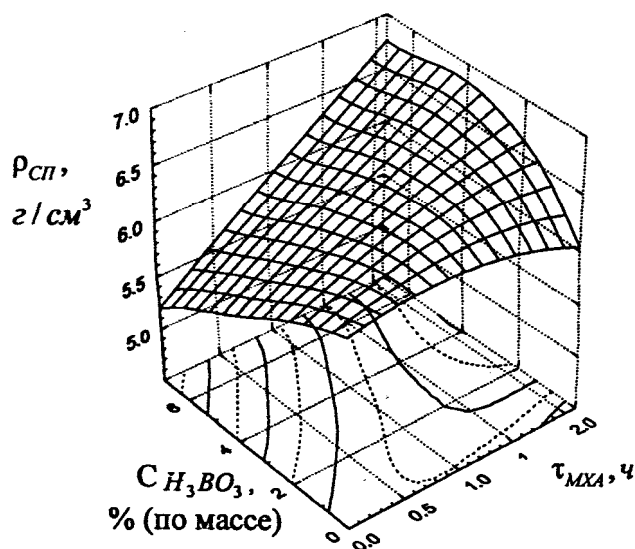


Рис. 3. 3D Spline модель $\rho_{сп}(\tau_{МХА}, C_{H_3BO_3})$

Механическая активация (МА) металлостеклянных шихт позволяет повысить прочность компактного материала «металлического каркаса» ПКМ на основе низкокачественных железных порошков с повышенным содержанием кислорода. Оптимальное содержание стекла $M_{cm}=M_{onm}$ определяется концентрацией оксидов, находящихся на поверхности порошко-

вых частиц железа. Активированные шихты состоят из композиционных частиц железа, покрытых стеклом, и отдельных частиц стекла. В процессе спекания происходит рафинирование межчастичных поверхностей и формирование «ожерельчатой» структуры за счет образования, растекания и последующей коагуляции фаялита. Стекло, несвязанное в фаялит (при $M_{cm} > M_{onm}$), разупрочняет ПКМ за счет увеличения концентрации неметаллических включений. Наличие стеклянных прослоек, выполняющих роль высокотемпературной смазки, на начальном этапе ГШ интенсифицирует процесс уплотнения. Заключительные стадии ГШ определяются неоднородностью распределения плотности ПКМ. При достижении компактного состояния в локальных объемах ПКМ дальнейшее уплотнение приводит к дезинтеграции «металлического каркаса» за счет выдавливания стекла.

При МХА стружки Д – 16 в среде насыщенного водного раствора борной кислоты H_3BO_3 ($M_{np}=5...78$, % (по массе), $\tau_{мха}=0,5...10$, ч) и порошковой шихты 110Г13 с добавками H_3BO_3 ($H_3BO_3 \leq 7$, % (по массе), $\tau_{мха} \leq 2,1$ ч) установлен непрерывно-последовательный процесс агломерационно-диспергирования. Средний размер частиц d_{cp} определяется временем МХА, а зависимость $d_{cp}(\tau_{мха})$ носит немонотонный характер. На начальных этапах обработки наблюдается формирование шихты с максимальной дисперсностью частиц. Дальнейшее МХА измельченных до критического размера высокоактивных порошковых частиц приводит к формированию агломератов, характеризующихся низкой прочностью их соединения. Полученные в процессе МХА композиционные частицы, плакированные соединениями на основе оксида бора ($Al_4B_2O_9$, AlB_{12} и $AlBO_3$), способствуют их формованию без налипания на формующий инструмент.

При МХА (рис.2) порошковой шихты 110Г13 повышение содержания H_3BO_3 уменьшает критическое время начала формирования агломератов.

Увеличение концентрации H_3BO_3 в шихте приводит к снижению $P_{хп}$ пористости формовки. Максимальная пористость $P_{хп}$ наблюдается в процессе формования ($p_{хп}=380$ МПа) заготовок на основе высокодисперсной шихты, а минимальная – на основе частиц, имеющих максимальные размеры. При использовании порошковой шихты на основе агломератов, сформированных в процессе МХА, повышаются значения плотности (рис. 3) и твердости спеченного материала.

Формирование ПКМ на основе агломератов, полученных при МХА, предотвращает разуплотнение пористых заготовок в процессе спекания, и нагрева, обеспечивает бездефектное динамическое горячее прессование (ДГП), максимальные значения предела прочности на изгиб горячедеформированных порошковых материалов (ГДПМ) Д – 16 ($\sigma_u=375$ МПа) и твердости 85 HRB. Выявленное наследственное влияние агломерации на процессы формирования порошковых материалов позволило спроектировать функциональные ГДПМ с повышенными эксплуатационными свойствами на основе смеси активированного «стружкового» порошка Д – 16 и порошка алюминия в состоянии поставки, а также получить спеченную сталь 110Г13 с плотностью не менее $6,8 \text{ г/см}^3$.

Пластическую деформацию пористых заготовок на основе МХА при обработке давлением можно представить как многостадийные процессы уплотнения – разуплотнения и непрерывно-последовательного формирования – разрушения связей на межчастичных поверхностях сращивания. На первом этапе горячего доуплотнения при значениях удельной работы ДГП менее критических значений $w < w^{kp} = w_{max}$, обеспечивающих получение материала с максимальной плотностью, процессы уплотнения преобладают над процессами разуплотнения. С увеличением $w > w_{max}$ наблюдается разуплотнение порошкового материала. Процессы уплотнения и разуплотнения при ДГП нагретых заготовок на основе МХА стружки алюминиевого сплава (САС) могут носить повторяющийся характер. Закономерности уплотнения при ДГП описывали энергетическим уравнением [3], позволяющим определить плотность $\rho_{дгп}$ ГДПМ при заданных значениях приведенной работы w и известных параметрах α и n уравнения уплотнения

$$\rho_{дгп} = \rho_0 + \alpha w^n, \quad (1)$$

где ρ_0 - плотность формовки, подвергнутой нагреву без уплотнения.

Для описания экстремальных зависимостей $\rho_{дгп}(w)$ предложены энергетические уравнения в виде

$$\rho_{ДГП} = \rho_0 + aw^n + b(w^n)^2, \quad (2)$$

$$\rho_{ДГП} = \rho_0 + aw^n + b(w^n)^2 + c(w^n)^3, \quad (3)$$

учитывающие разуплотнение и повторное уплотнения разуплотненного материала.

В общем случае уравнение баланса работ ДГП имеет вид

$$w_{ДГП} = w_s + w_f + w_i, \quad (4)$$

где $w_s = (w_0 + w_v)$ – удельная работа деформирования;

w_f – приведенная работа сил трения;

w_i – потери удельной работы, связанные с неоднородностью распределения плотности порошкового материала;

w_0, w_v – удельная работа формоизменения и уплотнения.

При оптимальных значениях геометрического фактора зоны деформации порошковой заготовки $\Delta = h_k / d = 0.3 \dots 0.5$ (где h_k, d – высота и диаметр изделия) потери на трение и связанные с неоднородностью распределения плотности минимальны. Без учета потерь на трение в условиях равномерной деформации уравнение (4) примет вид

$$w_{ДГП} = w_s \quad (5)$$

Закономерности уплотнения $\Theta_{ДГП}(w)$ нагретой пористой заготовки на основе МХА САС при ДГП могут быть описаны уравнением уплотнения [3]:

$$w_{ДГП} = w_{\max} \cdot (\Theta_{ДГП}^n - \Theta_n^n) = P_{\kappa} \cdot \omega_{\max} \cdot (\Theta_{ДГП}^n - \Theta_n^n) \quad (6)$$

где P_{κ} – суммарная работа деформации единицы пластически смещенного объема частиц, определяющая свойства материала;

$\omega_{\max} = n^{-1}$ – максимальная доля объема частиц, пластически деформированных при ДГП, определяющая условия уплотнения;

$\Theta_n, \Theta_{ДГП}$ – относительная плотность нагретой пористой заготовки и ГДПМ.

Увеличение времени МХА до 1,5 ч на этапе измельчения стружки Д16 приводит к снижению суммарной работы деформации единицы пластически смещенного объема частиц P_{κ} и $\omega_{\max}$. При дальнейшем увеличении $t_{МХА}$ до 2,9 ч, обеспечивающим стабилизацию размеров агломератов, не разрушающихся при ручной обработке в ступе, наблюдается экстремальный характер зависимостей $P_{\kappa}(t_{МХА})$ и $\omega_{\max}(t_{МХА})$, связанный с повышенной аккумулированной энергией материалом стружковых частиц в процессе МХА.

Критическая область $2,9 < t_{МХА} \leq 3$ ч характеризуется скачкообразным началом формирования малосвязных агломератов. При этом достигаются максимальные значения P_{κ} и минимальные значения $\omega_{\max}$. Использование шихты, полученной при оптимальных параметрах МХА $M_{\text{ШП}}^{\text{опт}} = 20\%$ (по массе) и $t_{\text{МХА}}^{\text{опт}} = 3$ ч, обеспечивает получение ГДПМ ($w=30$ МДж/м³) с повышенным комплексом физико-механических свойств ($\rho_{ДГП}=2,88$ г/см³, $\tau_{\text{ср}}=238$ МПа, $\sigma_u=300$ МПа, HRB 67, $J=0,5$ мкМ/кМ).

Увеличение времени МХА $t_{МХА} > t_{\text{МХА}}^{\text{опт}} = 3$ ч приводит к повышению средних размеров агломератов при снижении средних размеров частиц, их составляющих, и повышению P_{κ} , а также уменьшению $\omega_{\max}$. Пониженные значения $\omega_{\max}$ при $t_{\text{МХА}}^{\text{опт}} = 3$ ч связаны с уменьшением сопротивления пластической деформации стружковых частиц, окружающих пору, и улучшением заполнения пор металлом при ДГП.

Существенное уменьшение $w_{ДГП}$ (до 140...160 МДж/м³), необходимой для достижения максимальной плотности и механических свойств, было обеспечено для сплавов на основе Fe и Al. При этом порошок Al подвергался механохимической обработке, проводившейся в планетар-

ной мельнице в насыщенном растворе ортоборной кислоты, когда частицы *Al* покрывались оболочками из оксидов бора и алюминия, которые предотвращали растекание частиц при нагреве порошковых заготовок выше температуры плавления алюминия и его окисление. Это позволило уменьшить температуру нагрева перед ДГП до 750 °С и увеличить конечные удельные прочностные свойства [34].

Технологии механической активации в жидких средах могут быть использованы при получении высокопористых порошковых (*Ni - Fe*) электродов химических источников тока [35].

6. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГДПМ

Интересные результаты были получены при изучении технологических свойств материалов, полученных методом ДГП: свариваемости, обрабатываемости резанием, способности подвергаться термической обработке, поверхностной пластической деформации и др.

В ряде случаев свойства порошковых сталей после закалки и отпуска более высокие, чем аналогичных компактных сталей. Так, предел прочности при растяжении порошковой стали, содержащей 0,8% С, 1980-2030 МПа, а стандартной стали У8 – всего 1720 МПа. Такое различие связано с тонким строением мартенсита, унаследованным от деформированного аустенита в процессе ДГП. Материал обладает повышенной плотностью сложных дефектов кристаллического строения с благоприятным их распределением и мелкозернистой исходной структурой, которые сохраняются при последующих $\alpha - \gamma - \alpha$ превращениях. В результате закалки создается повышенное количество препятствий для роста мартенситных пластин. Поэтому структура закаленных порошковых сталей характеризуется большей степенью измельченности, двойникованием мартенситных пластин, более сложной их морфологией, измельченностью карбидов в мартенсите.

Установлены отличия этих свойств ГДПМ от свойств соответствующих компактных материалов. Так, обнаружено, что при сварке порошковых малоуглеродистых сталей, подверженных в процессе ДГП термомеханическому упрочнению, наряду с имеющимися и у обычных сталей участками перегрева, существует участок разупрочнения, ширина которого зависит от структурного состояния, химического состава и теплопроводности свариваемых сталей.

В качестве второго примера можно привести установление ряда особенностей закалки порошковых сталей, в частности, их худшую закаливаемость по сравнению со стандартными. Причиной является наличие в порошковой стали пор (1 – 2%) и высокая дисперсность структуры. Для получения максимальной твердости при закалке порошковые стали необходимо подвергать более интенсивному охлаждению. Применение в качестве охлаждающей среды 5 – 10 % водного раствора NaCl позволяет обеспечить твердость 60 – 65 HRC. Установлено, что прокаливаемость порошковых сталей низкая и поэтому изделия из них целесообразно подвергать высокочастотной закалке (ВЧЗ). Определены оптимальные режимы ВЧЗ, обеспечивающие получение структуры скрытокристаллитического мартенсита поверхностного слоя с максимальной твердостью.

В качестве примера рассмотрим более подробно вопросы, связанные с обрабатываемостью резанием ГДПМ.

7. ОБРАБАТЫВАЕМОСТЬ РЕЗАНИЕМ ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ

Проблема повышения эффективности и качества обработки резанием порошковых материалов стала актуальной практически сразу же, как только технологии порошковой металлургии вышли за рамки экспериментальных исследований и начали широко внедряться в серийное и массовое производство.

Некоторое время преобладало мнение, что получение изделий из порошковых материалов в производственных условиях можно обеспечить без применения механической обработки. Однако по мере освоения промышленностью сложных и высокоточных деталей несостоятельность такого подхода стала очевидной, и в настоящее время уже не подвергается сомнению тот

факт, что обработка резанием отдельных поверхностей порошковых изделий, таких как посадочные поверхности высокой точности, пазы, резьбы, отверстия малого диаметра и ряд других подобных, является наиболее эффективным методом формообразования.

В начале 70-х гг. появляются первые работы по исследованию обрабатываемости резанием горячедеформированных порошковых материалов. Интерес к этой теме нарастал по мере того, как эти материалы начали эффективно внедряться в массовое производство.

Крупномасштабные исследования структуры, свойств и технологии получения порошковых материалов и изделий, изготовленных с применением методов горячей деформации пористых порошковых заготовок, были развернуты на кафедре материаловедения Новочеркасского политехнического института (НПИ). Они показали, что горячедеформированные материалы по структуре и физико-механическим свойствам существенно отличаются от спеченных порошковых материалов. На основании этого прогнозировались отличия и по обрабатываемости резанием. Эти предположения вскоре теоретически и экспериментально подтвердились в публикациях [36,37].

Дальнейшие исследования в этом направлении, проводимые в тесном сотрудничестве с кафедрой «Технология машиностроения» НПИ, позволили получить результаты, дающие достаточно полное представление об обрабатываемости резанием горячедеформированных порошковых материалов различного химического состава, изготовленных с применением различных схем горячего уплотнения. При этом сохранялся традиционный подход, согласно которому показатели обрабатываемости увязывались с особенностями структуры, свойств и технологии получения материалов. Благодаря такому подходу были установлены следующие основные закономерности.

Поры при обработке пористых спеченных материалов, создавая интенсивные микроударные нагрузки на режущих кромках инструмента, значительно снижают его стойкость. Иная картина наблюдается при резании горячедеформированных порошковых материалов с минимальной остаточной пористостью. Влияние пористости здесь менее значительно. В гораздо большей степени на обрабатываемость этих материалов влияет качество сращивания частиц, твердость, прочность, пластичность. У горячедеформированных материалов, полученных при оптимальных температурных и энергетических режимах, перечисленные показатели довольно высоки, поэтому при их механической обработке усилия резания и контактные напряжения на поверхностях режущего инструмента имеют в несколько раз большую величину, чем при обработке высокопористых аналогов, что является причиной интенсификации адгезионного износа.

Помимо этого, резание горячедеформированных материалов сопровождается значительным абразивным износом как задней, так и передней поверхностей инструмента, причиной которого является повышенное содержание твердых неметаллических включений. Эти включения часто имеют неправильную форму с заостренными краями, что дополнительно увеличивает их абразивное воздействие.

Отрицательное воздействие на стойкость режущего инструмента оказывает также повышенная склонность обрабатываемого материала к окислению при высоких температурах, следствием чего является интенсивное образование твердых оксидных соединений по границным поверхностям стружки в процессе стружкообразования. Это еще в большей степени усиливает абразивное воздействие стружки на инструмент, особенно на границе раздела «стружка-передняя поверхность».

Другая структурная особенность горячедеформированных порошковых материалов проявляется главным образом при их обработке резанием инструментами из твердых сплавов. При выборе режимов обработки, характерных для эксплуатации таких инструментов, среднетемпературная температура в зоне резания, как правило, соизмерима с температурой диффузионной подвижности атомов элементов, входящих в состав инструментального и обрабатываемого материалов. Сильно развитые межзеренные границы и высокая плотность дислокаций горячедеформированных порошковых материалов являются причиной интенсивного диффузионного износа инструмента. Это вынуждает снижать скорость резания в 1,5 – 2,5 раза по сравнению с режимами, рекомендуемыми для обработки литых и горячекатаных материалов аналогичного химического состава. Эта негативная тенденция усугубляется еще и тем, что порошковые материалы, по сравнению с монолитными, обладают более низкой теплопроводностью.

Из приведенных результатов следует, что горячедеформированные порошковые материалы обрабатываются резанием хуже, чем литые и горячекатаные, но вместе с тем, отличаются по показателям обрабатываемости и от спеченных материалов, что позволяет рассматривать их как отдельный класс материалов, трудно поддающихся обработке резанием.

Дальнейшие исследования в этом направлении проводились с целью улучшения показателей обрабатываемости резанием горячедеформированных порошковых материалов.

В частности, определялось влияние термической обработки горячедеформированных порошковых сталей на их обрабатываемость. Было установлено, что высокотемпературный отжиг значительно, в 1,5 – 1,7 раза, улучшает такие показатели процесса, как скорость резания и стойкость режущего инструмента, в то время как лучшие параметры шероховатости обработанной поверхности имеют стали, отожженные на мелкодисперсный пластинчатый перлит.

Что касается выбора инструментальных материалов, то здесь нашли теоретическое и экспериментальное подтверждение следующие рекомендации. При обработке материалов с однородной структурой лучшие режущие свойства имеют твердые сплавы группы ТК, а для обработки гетерогенных материалов предпочтительнее использовать сплавы группы ВК. Стали, прошедшие термическую обработку по режиму «закалка + низкий отпуск», успешно поддаются обработке лезвийным режущим инструментом на основе поликристаллов кубического нитрида бора. При чистовой обработке незакаленных сталей хорошие режущие свойства были также отмечены у керметов.

С целью повышения эффективности процессов обработки резанием горячедеформированных порошковых материалов были разработаны нормативы режимов в виде таблиц и электронных программных продуктов, которые в зависимости от структурных особенностей обрабатываемых материалов и требований, предъявляемых к качеству обрабатываемых поверхностей, в каждом конкретном случае позволяли выбрать оптимальное сочетание элементов режимов резания, но этими методами решить проблему так и не удалось. Техничко-экономическая эффективность процессов механической обработки порошковых материалов была явно недостаточна, что, в ряде случаев, ставило под сомнение целесообразность применения горячедеформированных порошковых заготовок для изготовления высокоточных деталей и изделий.

Требовалось найти иное, действительно радикальное решение проблемы. На наш взгляд, это решение заключалось в изменении свойств самого обрабатываемого материала, а именно, в получении горячедеформированных порошковых материалов с улучшенной обрабатываемостью резанием, и, прежде всего, порошковых сталей, как наиболее распространенного конструкционного материала.

Для реализации поставленной цели было необходимо найти такой химический состав, который бы позволил значительно улучшить обрабатываемость материала, но при этом не только не ухудшить его физико-механические свойства, а даже повысить некоторые из них. Для этого могут быть использованы все возможности технологии порошковой металлургии по созданию материалов, состав и структура которых не обеспечиваются другими путями. Необходимо было также разработать технологии производства таких материалов, при этом существенно не изменяя режимы операций, что гарантировало бы быстрое внедрение таких технологических процессов на уже существующих поточных линиях.

Поиск привел к разработке свинецсодержащих порошковых сталей с концентрацией свинца по массе в пределах 1-2 % [38]. В силу особенности физических свойств компонентов, стали с таким содержанием свинца нельзя получить в литейном производстве, и только методы порошковой металлургии предоставили эту возможность. Свинецсодержащие стали значительно превосходили по показателям обрабатываемости безсвинцовистые. В частности, скорость резания возросла на 25-75%, износ режущего инструмента снизился в 2-5 раза, существенно улучшилось качество обработанной поверхности, на 30-40 % снизились энергозатраты процесса обработки. Было установлено, что свинец, не создавая каких-либо соединений с железной матрицей, активно взаимодействует с твердыми неметаллическими включениями, главным образом силикатного типа, существенно снижая при этом их абразивное воздействие на инструмент при резании. Часть свинца, выделяясь в виде жидкой фазы в зонах первичного и вторичного стружкообразования, снижает температуру и контактные напряжения в зоне резания и способствует тем самым уменьшению как адгезионной, так и диффузионной составляющей износа инструмента.

Была отлажена технология получения свинецсодержащих сталей, предусматривающая введение его в шихту в виде предварительно полученной смеси компонентов, включающей порошки чистого металлического свинца и его стеарата, что обеспечивало равномерное распределение присадки по объему пористой порошковой заготовки, а присутствие свинца в виде жидкой фазы при ее горячей деформации позволило снизить энергозатраты процесса уплотнения на 10-15%.

Исследования физико-механических свойств свинецсодержащих материалов показали, что их прочностные свойства ухудшились незначительно, не более чем на 10%, в то время как пластические свойства не претерпели изменений в сторону уменьшения, что давало возможность применять эти стали для производства тяжело нагруженных деталей машин. Выяснилось также, что свинецсодержащие стали обеспечивают высокое качество спая со стеклоизоляционными материалами, следствием чего было успешное использование в электротехнической промышленности вместо горячекатаных материалов при изготовлении корпусов электрических разъемов.

По аналогии со свинецсодержащими порошковыми сталями были разработаны висмутсодержащие материалы, отлажена технология их получения [40]. Не уступая свинецсодержащим сталям по показателям обрабатываемости и физико-механическим свойствам, последние имеют одно существенное преимущество: экологически чистую технологию их получения и обработки. Несмотря на более высокую себестоимость висмутсодержащих сталей, экологический фактор может, в ряде случаев, оказаться решающим при выборе именно этих материалов вместо легированных свинцом.

Обобщая вышесказанное, можно сделать вывод, что порошковые горячедеформированные стали с указанным содержанием свинца и висмута значительно превосходят по показателям обрабатываемости резанием не только все известные порошковые, а также литые и горячекатаные стали (в том числе и материалы улучшенной обрабатываемости). Но это не дает повода считать проблему полностью решенной, так как эти материалы сохраняют высокие физико-механические свойства в пределах эксплуатационных температур, не превышающих температуру плавления наиболее легкоплавкого компонента.

Поэтому была предпринята попытка улучшить обрабатываемость резанием горячедеформированных порошковых сталей путем их легирования кальцием [39,41]. Введение кальция в чистом виде на любом этапе получения материала затруднительно ввиду его высокой активности, поэтому в качестве присадок рассматривались порошки различных кальцийсодержащих соединений. Наилучшие результаты были достигнуты при введении кальция в шихту в виде порошка его карбида в количестве, обеспечивающем содержание чистого кальция в пределах 0,03-0,06%. Оптимизация технологических режимов позволила получить порошковые стали, у которых прочностные и пластические свойства не претерпели значительных изменений, а ударная вязкость даже несколько возросла. Улучшение обрабатываемости резанием этих материалов выражается в увеличении скорости резания на 30-40%, снижении интенсивности износа режущего инструмента в 1,5-3 раза, улучшении качества обработанной поверхности, образовании ломкой, легко удаляемой стружки. Здесь безусловно сказывается влияние кальция на структурообразование материала в процессе его получения, которое выражается в активации границ частиц и зерен железной матрицы, а следовательно, улучшении качества срачивания. Присутствие пластичных кальцийсодержащих включений в зоне стружкообразования способствует возникновению на поверхностях режущего инструмента защитных пленок, снижающих интенсивность адгезионных процессов, что положительно сказывается на обработке резанием.

Более высокие результаты были получены при комплексном легировании кальцием и фосфором, причем оба легирующие элемента вводились в виде одного химического соединения – порошка гипофосфита кальция $\text{Ca}(\text{H}_2\text{PO}_4)_2$ при концентрации в переводе на чистый кальций 0,03-0,06%. Этот материал, по сравнению с легированным карбидом кальция, обладал помимо прочих положительных свойств еще и повышенной твердостью. Необходимо также отметить, что использование химических соединений, содержащих комплекс легирующих элементов, существенно упрощает технологию получения материала. Таким образом, описанный выше класс горячедеформированных порошковых сталей можно рекомендовать для производства ответственных деталей, подвергающихся в процессе изготовления обработке резанием.

Небезынтересно также отметить, что попытки легирования горячедеформированных порошковых сталей соединениями серы, селена и теллура не привели пока к достижению поставленной цели, так как приводили к ощутимому снижению прочностных, пластических свойств и вязкости материалов. Возможно, изыскания в этом направлении следует продолжить.

Одним из перспективных путей улучшения обрабатываемости резанием горячедеформированных порошковых сталей является, на наш взгляд, совершенствование методов ТО материалов. Проводимыми в настоящее время исследованиями подтвердилось, что после термоциклической обработки (5-7 циклов с переходом через точку A_1) наряду с комплексным повышением механических свойств (главным образом ударной вязкости) наблюдается также и улучшение обрабатываемости материалов. В частности, улучшается качество обработанной поверхности, а интенсивность износа режущего инструмента снижается на 20-30%. Такие результаты объясняются интенсивным дроблением крупных частиц твердых неметаллических включений оксидного типа, что способствует снижению их абразивного воздействия на режущий инструмент. Может вызвать некоторое сомнение экономическая эффективность метода в связи со значительными энергозатратами. Более эффективной может быть термоциклическая обработка отдельных поверхностей деталей с применением ТВЧ нагрева на глубину слоя, удаляемого при обработке резанием.

8. ВАРИАНТЫ СПОСОБА ДГП

Способ формирования низкопористых порошковых материалов изначально возник, как способ осадки нагретых порошковых заготовок осевыми динамическими нагрузками в замкнутых осесимметричных матрицах. В дальнейшем, в связи с расширяющейся номенклатурой получаемых изделий и требований к ним, появились варианты этого способа, призванные решать специальные задачи.

Процессы уплотнения в условиях совместного действия осевого давления и сдвига. Деформация и уплотнение при ГШ могут проводиться в поперечном к усилию прессования направлении (ПГШ). При ПГШ длинномерных тонкостенных втулок и пластин [42] материал поверхностных слоев формируется в условиях интенсивной пластической деформации под действием нормальных напряжений, действующих в поперечном направлении, а также контактного трения и сдвигающих усилий вдоль направления движения инструмента с клиновидной формующей частью. При этом сочетание объемной компоненты деформации, вызванной всесторонним (гидростатическим) напряжением, и компоненты, обусловленной касательными напряжениями в клиновидной зоне уплотнения, приводит к формированию мелкодисперсной волокнистой структуры поверхностных слоев с повышенными физико-механическими свойствами.

Основной характеристикой зоны деформации является отношение толщины образца (рис.4) в ее середине к длине Δ . При уплотнении пористых материалов величина Δ зависит от физических свойств заготовки и изделия $f(\theta_0, \theta_k)$ и геометрии формующего инструмента [43].

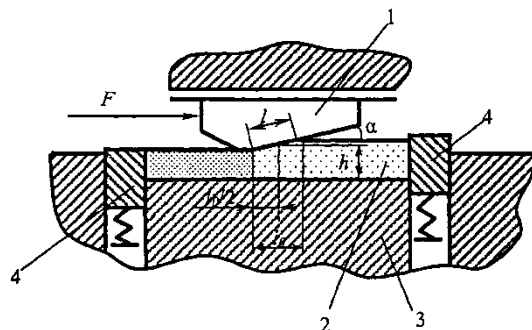


Рис.4. Схема ПГШ:

1 – формующий пуансон клиновидной формы; 2 – нагретая формовка; 3 – матрица, 4 – подвижный пуансон; F – усилие ПГШ

$$\Delta = \frac{\delta}{l} = \frac{\delta}{l_0 \cos \alpha} = f(\theta_0, \theta_k) * \sin \alpha, \quad (7)$$

где $f(\theta_0, \theta_k) = 0,5 * (\theta_0 + \theta_k) * (\theta_k + \theta_0)^{-1}$; l_0 – проекция l на ось, направленную вдоль движения, формующего инструмента.

Анализ установленных зависимостей (1) и результатов экспериментальных исследований показал, что технологические параметры, определяющие значение геометрического параметра зоны деформации Δ , ответственны за формирование структуры при ПГШ. Исследования закономерностей уплотнения при ПГШ спеченных заготовок ($t_{сп}=1423$ К, $\tau_{сп}=1$ ч), изготовленных из железного порошка (ПЖВ 2.200.26), показали, что изменение технологических параметров – температур нагрева перед горячим доуплотнением (1073 – 1473 К) и подогрева инструмента (327 – 773 К), толщины изделия (6,66 – 11,41 мм), содержания (0 – 0,6 мас.%) графита в шихте – не влияет на перераспределение горячедеформированного материала по длине изделия. Степень неоднородности деформации при ПГШ снижается при уменьшении угла заборного конуса α до 13° , а также при увеличении относительной плотности порошковых заготовок θ_0 и изделий θ_k .

Для оценки степени неоднородности деформации введен коэффициент неравномерности плотности θ_H при поперечном уплотнении

$$\theta_H = (\theta_k^{max} - \theta_k^{min}) * (\theta_k^{max})^{-1}, \quad (8)$$

где $\theta_k^{max}, \theta_k^{min}$ – максимальная и минимальная относительная плотность материала соответственно.

Закономерности уплотнения изучали на образцах на основе ПЖВ 2.200.26, полученных ПГШ ($t_H=1373$ К) по методике [43,44]. На основании результатов исследований, используя стандартный пакет прикладных программ САП, построили экспериментальную модель влияния технологических факторов на перераспределение частиц порошкового материала:

$$\theta_H = 6,5 * F_1(P_0) * F_2(\theta_k) * F_3(\alpha), \quad (9)$$

где $F_1(P_0) = -0,008825 * P_0^{-2} + 0,0386 * P_0^{-1} + 1,06$;

$$F_2(\theta_k) = 54,9 * \theta_k^2 - 120,99 * \theta_k + 66,65;$$

$$F_3(\alpha) = 54,9 * \alpha^2 - 0,0561 * \alpha + 1,286.$$

Функции F_1, F_2, F_3 определяют характер влияния технологических факторов на θ_H . Увеличение относительной плотности порошковой формовки и горячедеформированного материала приводит к повышению равномерности распределения материала, которая достигает максимума при оптимальном значении угла заборного конуса.

На основании уравнений (8), (9) установили зависимость θ_H от параметра Δ при различных значениях α , P_0 и θ_k , которая показала, что увеличение геометрического параметра зоны деформации вследствие уменьшения исходной пористости заготовки при $\alpha = \text{const}$ приводит к снижению θ_H . При этом повышение качества формования обеспечивается за счет уменьшения контактной поверхности в зоне деформации и увеличения прочности «металлического каркаса», способствующих снижению силы трения, возрастанию сопротивления, перераспределению (сдвигу) порошкового материала при ПГШ.

Оптимальное значение Δ , обеспечивающее минимальную величину θ_H , увеличивается при ПГШ заготовок с меньшей исходной пористостью. При $\alpha = 13^\circ$ происходит стабилизация неоднородности распределения плотности, которая при $\alpha > \alpha_{\text{опт}} \approx 17^\circ$ возрастает за счет увеличения сдвиговых усилий, некомпенсированных снижением сил трения. Полученные закономерности являются общими для всего диапазона исследованных значений $P_0 = 0,1 - 0,4$. Взаимозависимость величин θ_H и α усиливается с повышением исходной пористости заготовки. Использование порошковых формовок с пористостью менее 10% позволяет изготавливать высококачественные изделия ($\theta_H \leq 3\%$) в широком (5 – 21°) диапазоне значений α при $\theta_k = 0,98 - 0,99$.

Решая уравнение (9) относительно P_0 , установили интервал допустимых значений технологических факторов, обеспечивающих получение качественных материалов ($\theta_H \leq 3\%$) ПГШ. Технологию ПГШ предпочтительнее использовать для изготовления деталей с высокой θ_K (до 0,99) относительной плотностью. При ее повышении появляется возможность использовать заготовки с повышенными значениями P_0 . Изготовление пористых горячедеформированных материалов с относительной плотностью порядка 0,95 и минимальной θ_H требует применения порошковых заготовок с низкой (около 9%) исходной пористостью. Поэтому поперечное уплотнение до достижения остаточной пористости 7 – 10% можно рекомендовать как предварительную операцию, обеспечивающую увеличение плотности заготовки и перераспределение частиц порошкового материала. Оно позволяет повысить равномерность распределения плотности [45], особенно необходимой при изготовлении низкопористых изделий с продольными выступами и пазами путем вдавливания формирующего инструмента клиновидной формы.

Увеличение угла заборного конуса до 13 – 17° при получении высокоплотных материалов ($\theta_K \approx 0,99$) позволяет использовать заготовки с повышенной ($\approx 12\%$) пористостью. Однако при получении горячедеформированных материалов с пониженной относительной плотностью $\theta_K \approx 0,95$ величина α незначительно влияет на допустимые значения P_0 . Таким образом, при изучении процесса поперечного уплотнения установлено, что с повышением значений геометрического параметра клиновидной зоны деформации (при $\alpha > \alpha_{\text{опт}}$) неравномерность уплотнения снижается.

Основные технологии ПГШ. При получении длинномерных трубчатых высокоплотных изделий с равномерным распределением порошкового материала и повышенными физико-механическими свойствами поверхностных слоев используются комбинированные способы ГШ, включающие предварительное осевое (или радиальное) уплотнение с последующим поперечным прессованием [46]. Для поперечного уплотнения разработаны различные варианты профиля заборной части формирующего инструмента: простой клиновидный, сигмоидальный и прерывистый. Использование инструмента с прерывистой формообразующей поверхностью, расположенной параллельно пористой заготовке, обеспечивает стабильное изготовление плоских изделий клиновидной формы [47].

Технологии уплотнения в условиях совместного действия давления и сдвига могут быть использованы при получении низкопористых легкоокисляемых материалов, а также материалов на основе стружки и биметаллов. Для утилизации стружки предложена технология [48] проведения перекрестного холодного прессования в две стадии: осевое прессование формовок, их пропитку в 10%-ом водном растворе борной кислоты, последующее поперечное прессование в направлении, нормальном к осевому, спекание, нагрев и ПГШ.

При изготовлении низкопористых изделий из легкоокисляемых материалов формирование заготовки совмещают с одновременным квазиизостатическим прессованием технологического контейнера из шихты на основе оксида алюминия и стекла [49], а затем проводят нагрев с последующей квазиизобарической ПГШ.

Формирование слоистых функциональных материалов в условиях интенсивной пластической деформации. С целью повышения прочности соединения разнородных слоев биметалла предложены способы, основанные на действии сдвиговых деформаций. Способ изготовления биметаллов бронза-железо [50] включает формирование биметаллической заготовки, ее спекание, кратковременный нагрев и горячее доуплотнение. Формование заготовки осуществляют первоначальной засыпкой первого слоя с подпрессовкой его до пористости 40 – 45% и дальнейшей засыпкой второго слоя с окончательным совместным прессованием обоих слоев до пористости 15 – 20%.

С увеличением конечной плотности биметалла прочность соединения разнородных слоев возрастает по линейному закону для технологических схем: холодное прессование пористой биметаллической заготовки, спекание, поперечная горячая штамповка со стороны железной подложки или бронзового покрытия [51, 52]. При последней достигается максимальная прочность соединения. Использование технологии интенсивной пластической деформации в клиновидной зоне уплотнения приводит к снижению необходимых значений конечной плотности биметалла по сравнению с другими исследованными схемами. Переход от технологии спекания к

горячей обработке давлением спеченных заготовок обеспечивает повышение прочности соединения разнородных слоев биметалла.

При использовании компактной подложки проводят предварительное формование в ней цилиндрических отверстий, имеющих заходные конические поверхности и расположенных с шагом, равным диаметру основания конуса [53]. Формование в компактном материале отверстий позволяет имитировать порошковую заготовку с пористостью 30...60% и обеспечивает бездефектное получение трехслойной заготовки за счет образования своеобразных «заклепок», соединяющих порошковые слои и подложку. Использование отверстий с конической заборной частью, выполняющих роль микроэкструдера при горячей деформации, инициирует сдвиговые явления, обеспечивающие прочность соединения разнородных слоев. Другим фактором, активизирующим формование переходных зон плоских трехслойных материалов с тонким поверхностным порошковым слоем (≤ 1 мм) и малым (≤ 1 мм) диаметром отверстий, является наличие сдвиговых деформаций в зоне уплотнения порошкового слоя при реализации технологии ПГШ.

Формирование инфильтрованных композиционных материалов. Наряду с технологиями горячей обработки давлением в ЮРГТУ (НПИ) разработаны комбинированные способы формирования низкопористых порошковых материалов, сочетающие спекание и инфильтрацию пористой заготовки. Технология получения инфильтрованных композиционных материалов (ИКМ) включает формование двухслойной пористой порошковой заготовки, ее спекание и инфильтрацию [54]. Спекание совмещают с инфильтрацией, а двухслойную заготовку формуют путем засыпки в пресс-форму порошка подложки и его подпрессовки давлением 50 – 400 МПа с последующей засыпкой порошка легкоплавкого материала 10 – 25% от массы подложки и окончательного прессования давлением 400 – 700 МПа. При нагреве холоднопрессованной формовки выше температуры плавления инфильтрата жидкая медь через сообщающиеся поры и несформировавшиеся в начальный период спекания поверхности срачивания между порошинками инфильтруется в поры железной основы. Предложенные способы позволяют использовать порошковые формовки с пористостью не менее 20% и изготавливать высокоплотные детали сложной формы, а также тонкостенные трубчатые изделия с минимальной неоднородностью распределения остаточной пористости. Для снижения себестоимости изготовления ИКМ предложено использовать стружковые отходы [55] в качестве материала инфильтрата и основы. При получении низкопористых трубчатых порошковых изделий формование двухслойной заготовки осуществляют газотермическим напылением на цилиндрическую поверхность подложки, спрессованной при давлении 500 – 700 МПа [56].

Обработка давлением инфильтрованных материалов позволяет повысить качество порошкового изделия за счет уменьшения остаточной пористости и снижения шероховатости поверхности. Основными факторами, влияющими на уплотнение при горячей штамповке, является пористость основы биметаллической заготовки P_3 , определяемая давлением ее прессования $p_{\text{ХП}}$, ГПа, объемная доля содержания инфильтрата ε_u и приведенная (отнесенная к единице объема материала, уплотненного до заданной пористости P или беспористого состояния w или w_{max} , МДж/м³) энергия уплотнения. При инфильтрации расплавами меди ε_u равна ε_{Cu} . В результате статистической обработки экспериментальных данных получено уравнение, адекватно описывающее влияние технологических факторов на P , %:

$$P = 41,4 - 9,87 \cdot p_{\text{ХП}} - 20,75 \cdot \varepsilon_{\text{Cu}} - 5,92 \cdot \ln w. \quad (10)$$

Анализ полученной зависимости $P(p_{\text{ХП}}, \varepsilon_{\text{Cu}}, w)$ показал, что увеличение содержания инфильтрата позволяет получать низкопористые ИКМ при меньших значениях приведенной энергии уплотнения. Увеличение содержания инфильтрата позволяет осуществить горячее доуплотнение по механизму зернограницного и межчастичного скольжения с аккомодацией за счет деформации более мягкой фазы и частично зерен тугоплавкой фазы.

В результате проведенных исследований разработаны: спеченные ИКМ Fe – Cu ($\sigma_{\text{изг}}=1000$ МПа, угол изгиба $\alpha=32^\circ$, $P=3\%$), Fe – стружка Л63 ($\sigma_{\text{изг}}=930$ МПа, угол изгиба $\alpha=33^\circ$, $P=2\%$), Fe – БрО10 ($\sigma_{\text{изг}}=1150$ МПа, угол изгиба $\alpha=9^\circ$, $P=7\%$), а также холодно- и горячештампованные ИКМ Fe – Cu.

9. КОМБИНИРОВАННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ-ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ

К наиболее быстро развивающимся технологиям металлообработки принадлежат порошковая металлургия (ПМ) и газотермическое напыление (ГТН), однако их более широкое применение ограничивается рядом причин принципиального характера. В отношении ПМ – это высокая стоимость порошков и оснастки, ограничения по форме и размерам изделий, экономическая эффективность только в условиях серийного производства и др. Расширение масштабов применения ГТН сдерживается, прежде всего, относительно низкими механическими свойствами напыленных материалов (НМ), обусловленными органически присущей им повышенной дефектностью структуры.

При различии технологий процессы ПМ и ГТН имеют общую физико-химическую природу – сращивание частиц преимущественно в твердофазном состоянии. Структурообразование НМ происходит в ходе последовательных элементарных актов соединения частиц с основой. При длительности акта $10^{-5} \div 10^{-2}$ с зона химического взаимодействия заполняет лишь небольшую часть поверхности контакта частиц, при глубине взаимодействия всего $10^{-4} \div 10^{-2}$ мм. НМ можно уподобить порошковому телу в начальной стадии спекания. Радикальное повышение свойств НМ возможно за счет развития процессов сращивания при дополнительной обработке методами ПМ. При таком подходе рационально объединение в единый технологический процесс операции напыления заготовки и операций последующей обработки с целью формирования структуры и свойств материала [57, 58].

Возможны следующие основные варианты подобной комбинированной технологии. Во-первых, это термическая или термомеханическая обработка покрытий на монолитной основе. Такие технологии получили определенное развитие при производстве деталей с покрытиями.

Во-вторых, возможно формирование заготовки с порошковой основой и напыленным покрытием с последующей обработкой методами ПМ. При этом возможно положительное решение ряда проблем ПМ, например, получение многослойных деталей с малой толщиной или сложной конфигурацией слоев.

В-третьих, возможно формирование цельнонапыленной пористой заготовки и ее обработка как порошковой. Известен Ospray-процесс, включающий напыление массивных заготовок, диффузионный отжиг и прокатку в виде листов, прутков, труб и т.п.

Известны технологии получения изделий путем напыления слоя материала на внешнюю поверхность или во внутреннюю полость модели. Недостатки таких технологий: относительно низкие механические свойства НМ; низкая, по сравнению с прессованием порошковых заготовок, производительность процесса формования напылением; большие потери материала ($20 \div 50\%$).

Рациональное построение технологического процесса позволяет минимизировать названные недостатки. Ограничение задач операции ГТН формованием заготовки позволяет использовать недорогие способы ГТН и материалы. Это, в первую очередь, электродуговое напыление (ЭДН), сочетающее минимальную себестоимость с высокой производительностью. Применение для распыления относительно дешевых проволок позволяет снизить расходы на материал по сравнению с порошковой технологией. Достоинством ЭДН является также возможность напыления на основания из нежаростойких легкообрабатываемых материалов.

В ЮРГТУ (НПИ) выполнен ряд работ по исследованию особенностей формирования напыленных покрытий на порошковой основе, по дополнительной обработке таких покрытий, а также по разработке технологии обработки порошковых материалов с напыленным поверхностным слоем (ПМиНПС) и цельнонапыленных заготовок.

Выполненные исследования подтвердили высокую эффективность напыления на порошковую основу, что обусловлено ее повышенной термодинамической неравновесностью и пониженной теплопроводностью. Показано, что за счет использования особенностей ПМ можно упростить технологические процессы, исключив операцию подготовки поверхности к ГТН. Это

возможно при напылении на спеченную основу в течение не более 60 мин. после извлечения из среды спекания. В случаях покрытий на горячедеформированных ПМ рекомендуется после извлечения из штампа помещать горячие детали для остывания в восстановительную среду с целью восстановления оксидов и активирования поверхности. При использовании данного способа прочность соединения покрытия с основой может быть повышена применением температурных режимов ДГП, способствующих формированию материала поверхности с повышенной дефектностью, а именно, с минимальными температурами заготовки ($800 \div 850$ °С, для стали) и инструмента ($0 \div 20$ °С).

Установлено, что для достижения прочности соединения слоев ПМиНПС на уровне прочности материала основы необходимо спекание холоднопрессованной напыленной заготовки в течение $90 \div 120$ мин. При спекании напыленного слоя с порошковой основой достигается адгезионная прочность более высокая, чем с основой из катанной стали, что обусловлено улучшенными условиями диффузионного взаимодействия порошковой основы с покрытием (рис. 5).

Наиболее высокие значения прочности соединения слоев достигаются в случае динамического горячего прессования (ДГП) пористых заготовок с напыленным покрытием (рис. 6). В случае формирования ПМиНПС путем спекания или ДГП холоднопрессованных заготовок с покрытием, последнее может напыляться на поверхность прессовки без предварительной подготовки, если при этом не допускается загрязнение поверхности. Максимальная прочность соединения покрытия достигается при пористости прессовки $20 \div 25\%$ за счет оптимальной микрогеометрии и низкой теплопроводности материала.

Перспективное направление использования ПМиНПС – получение изделий с повышенной коррозионной стойкостью, в частности, с покрытиями из хромоникелевых сталей. Такие покрытия применяются широко, однако при пористости 15-25% их коррозионная стойкость ниже, чем у компактной стали. Повысить стойкость можно уплотнением покрытия, спеканием и горячим прессованием, что наиболее целесообразно при напылении на порошковую основу [59,60].

Исследования влияния параметров технологии на коррозионную стойкость проводились на образцах с основой из спеченной или горячештампованной стали 45п и покрытием из стали 20Х23Н13. Пористость покрытия после напыления составляла 18,5%, после спекания – 18,0%, после ДГП – 4,5%.

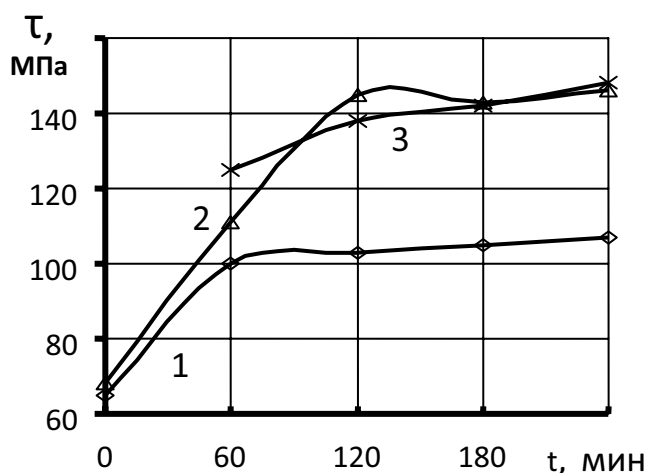


Рис. 5. Влияние времени спекания на прочность соединения напылённого стального слоя с основой:

- 1 – основа - катанная сталь 40;
- 2 – основа - порошковая сталь 40п;
- 3 –прочность материала основы сталь 40п.

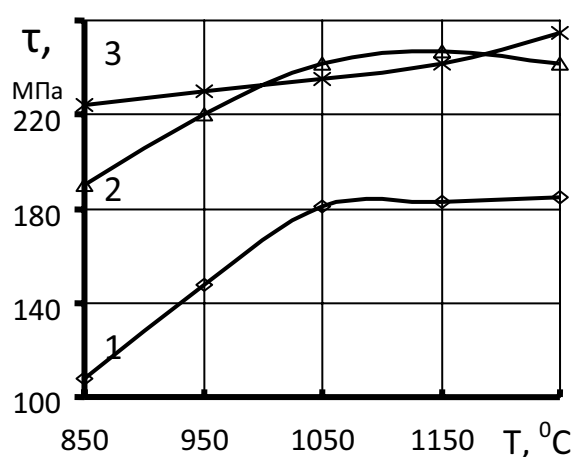


Рис. 6. Влияние температуры ДГП на прочность соединения напылённого стального слоя с основой из стали 40п.

- Варианты технологии изготовления заготовок:
- 1 – напыление на холоднопрессованную порошковую основу;
 - 2 – спекание заготовок с покрытием;
 - 3 –прочность материала основы.

Установлено, что различие в коррозионном поведении материалов, полученных по разным технологиям, заключается, в первую очередь, в образовании на их поверхности разного количества очагов поражения. Наибольшее увеличение стойкости достигается в случае ДГП пористых заготовок с напыленным покрытием. Уплотнение покрытия позволяет снизить склонность к питтингообразованию, а уплотнение основы и увеличение прочности соединения повышает срок службы материала при поражении точечной коррозией. Полученный спеканием и ДГП пористых заготовок с основой из стали 45п и покрытием из стали 20Х23Н13 материал с остаточной пористостью основного и поверхностного слоев около 4% имеет стойкость в азотной и соляной кислотах на уровне компактных хромоникелевых сталей.

Процессы холодной и горячей обработки давлением цельнонапыленных заготовок исследованы для следующих материалов: сталь (исходный материал – проволока СВ-08ГС), алюминий (А95), медь (М1), цинк (Ц1), композиций алюминий-сталь, алюминий-медь, алюминий-цинк. В исследованиях применялись образцы цилиндрической и кольцевой формы, получаемые напылением внутрь полости вращающейся матрицы или на цилиндрическую оправку. Определялись следующие физико-механические характеристики материалов: плотность, твердость, предел прочности при срезе, предел прочности при осевом сжатии цилиндрических и при радиальном сжатии кольцевых образцов, коэффициент поперечной деформации.

На основе результатов исследований разработаны технологические процессы получения холодно- и горячедеформированных напыленных материалов (ХДНМ, ГДНМ), наиболее эффективные из которых – ХДНМ алюминий-сталь. При содержании алюминия 38÷60% НМ эффективно уплотняются в холодном состоянии (рис. 7). При этом механические свойства возрастают в 1,3÷2,2 раза (рис. 8). При давлении холодного прессования 600÷800 МПа достигаются: плотность 96%; твердость НВ447 МПа; предел прочности на срез 98 МПа; предел прочности при осевом сжатии 450 МПа, при радиальном сжатии кольцевых образцов 220 МПа, коэффициент поперечной деформации 0,497, что сопоставимо с механическими свойствами компактных алюминиевых сплавов. ХДНМ с содержанием алюминия 26%, деформированный при давлении 600 МПа показал также наиболее высокие триботехнические свойства при испытаниях по схеме вал-колодка в условиях граничной смазки: коэффициент трения по стали 0,045, величина износа 0,004 мм/км.

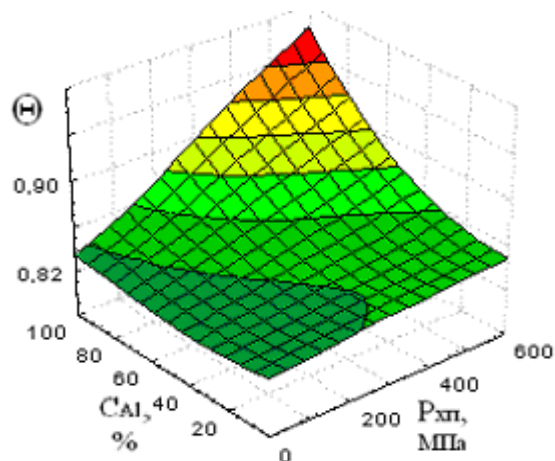


Рис. 7. Влияние давления холодного прессования $P_{хп}$ и содержания алюминия C_{Al} на относительную плотность θ ХДНМ сталь-алюминий.

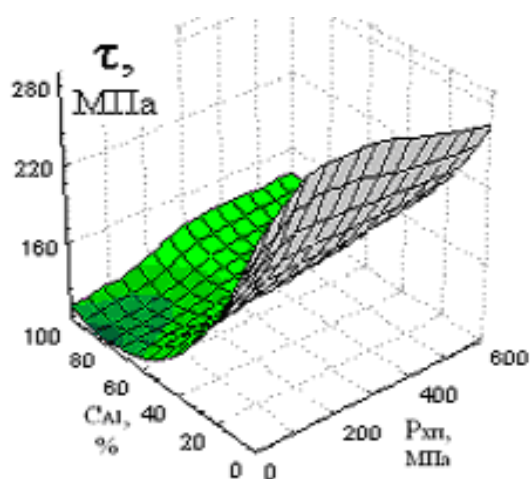


Рис. 8. Влияние давления холодного прессования $P_{хп}$ и содержания алюминия C_{Al} на прочность τ ХДНМ сталь-алюминий.

Полученные свойства материалов позволяют эффективно применять их при изготовлении подшипников скольжения, литейных и пресс-форм для переработки пластмасс. Оценка экономических показателей предложенной технологии показала, что, например, при изготовлении партии размером 500÷5000 штук втулок коромысла дизельного двигателя вариант ЭДН-

холодная штамповка сталь-алюминиевой композиции более эффективен, чем такие варианты, как бронзовое литье, токарная обработка бронзового проката, холодное прессование-спекание порошковых бронзо- и железуграфитовых композиций.

Таким образом, комбинированные технологии ПМ-ГТН, обеспечивая высокое качество материала, могут быть эффективны при малосерийном производстве изделий сложной формы, больших размеров с малой толщиной стенки и многослойных, с малой толщиной и сложной конфигурацией слоев. При этом для освоения такого производства в ряде случаев могут требоваться меньшие начальные затраты, чем при освоении традиционных технологий ПМ.

10. ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

В порошковой металлургии химико-термическую обработку (ХТО) используют не только для изменения свойств поверхности, но и для получения легированных порошков диффузионным насыщением частиц железного порошка хромом, кремнием, марганцем и другими элементами. При этом глубина слоя определяется диффузионными процессами, которые в свою очередь зависят от температурно-временных режимов. В порошковых материалах наибольшее значение имеет поверхностная (по поверхности частиц порошка и пор) и зернограничная диффузия. При образовании растворов замещения (система металл – металл) диффузионные процессы в порошковых материалах облегчены из-за повышенной дефектности кристаллической структуры [61]. В системах металл – неметалл, когда образуются растворы внедрения, дефекты структуры препятствуют диффузии, в частности углерода.

Большое влияние на все виды ХТО оказывает пористость порошковых материалов, ее величина, характер и распределение. Порошковые материалы при остаточной пористости 1-3% не имеют открытых пор, однако на их поверхности существуют тупиковые поры; при этом пористость на поверхности изделия значительно выше, чем в его центральной части. В связи с интенсивным охлаждением на поверхности она может достигать 5%, тогда как в центральной части не превышает 0,5%. Для получения концентрированного слоя на поверхности изделия следует использовать заготовки с малой остаточной пористостью. Однако получение холоднопрессованных формовок такой плотности приводит к быстрому износу инструмента, повышает энергоемкость процесса, затрудняет восстановление оксидных пленок на частицах порошка и снижает эффект термомеханического воздействия при штамповке.

Химико-термической обработке подвергают пористые и высокоплотные порошковые материалы. Разработаны различные варианты технологических процессов. ХТО высокоплотных порошковых материалов можно совмещать с процессами спекания и кратковременного нагрева перед горячей штамповкой (ГШ), а также подвергать ей готовые изделия. При насыщении пористых заготовок диффузионные процессы протекают ускоренно, а пластическая деформация и быстрое охлаждение в штампе приводят к получению мелкозернистой структуры с повышенными эксплуатационными характеристиками. Кроме того, ХТО готовых изделий может привести к их деформации и изменению размеров.

Широкое распространение получили такие виды ХТО, как цементация, азотирование, нитроцементация (НЦ) и хромирование.

НЦ осуществляется в смеси науглероживающих и азотирующих газов. Результаты НЦ определяются глубиной слоя и концентрацией углерода и азота в диффузионной зоне. На составы и свойства диффузионного слоя оказывает влияние температура НЦ, в зависимости от которой она подразделяется на низкотемпературную (500-600 °С) и высокотемпературную (770-880 °С.). НЦ пористых порошковых заготовок имеет ряд особенностей.

Глубина и качество диффузионного слоя зависят, как отмечалось ранее, от пористости исходных формовок, доли закрытых и открытых пор, гранулометрического состава и вида используемых порошков, также температурно-временных режимов процесса [62]. При НЦ холоднопрессованных формовок, пористость которых изменялась от 10 до 25% , было установлено, что глубина нитроцементированного слоя увеличивается пропорционально пористости, но качество его ухудшается. На рис. 9 видно, что глубина такого слоя не стабильна, и карбонитриды распределяются неравномерно.

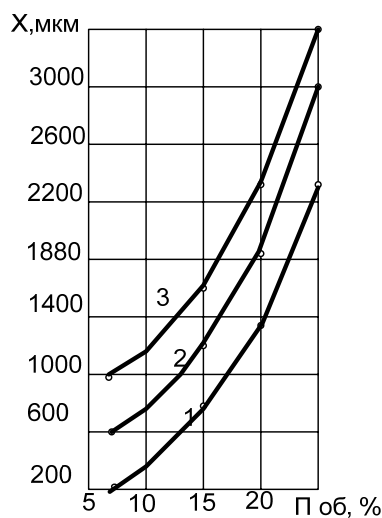


Рис. 9. Зависимость толщины нитроцементованного слоя от общей пористости при различных температурах НЦ в течении 60 мин.
1 – 1073 К; 2 – 973 К; 3 – 873 К.

При уменьшении размеров частиц порошка увеличивается диффузионная зона, что связано с повышением количества открытых пор при одинаковой общей пористости рис. 10.

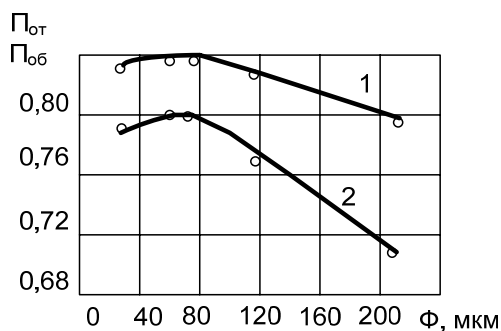


Рис. 10. Зависимость изменения доли открытой пористости от гранулометрического состава порошка: 1- ПЖР; 2-ПЖ2МЗ, Поб 20%

Повышение температуры процесса и времени выдержки закономерно ведет к интенсификации диффузии и росту глубины насыщенного слоя. Длительность процесса НЦ влияет не только на глубину диффузионной зоны, но и на ее структуру. Так, при 700 °С для образования концентрированного нитроцементованного слоя требуется выдержка в течение 60-90 минут. Микроструктура диффузионного слоя на поверхности состоит из карбонитридов типа $\text{Fe}_3(\text{CN})$ с кристаллической решеткой цементита и имеет микротвердость 700-750 МПа. Далее расположена зона, состоящая из смеси перлита и феррита, микротвердость 4000-5000 МПа, переходящая постепенно в феррит. Распределение азота и углерода по глубине диффузионного слоя неодинаково: на поверхности отмечается повышенная концентрация углерода по сравнению с азотом, что приводит к образованию карбонитридов, изоморфных цементиту.

НЦ пористых заготовок рекомендуется проводить в смеси диссоциированного аммиака и природного газа (20-30%). Уменьшение содержания природного газа не обеспечивает концентрации углерода, необходимой для образования карбонитридов в поверхностном слое. Увеличение его количества больше 30% способствует образованию сажистого налета на поверхности образцов и в их порах. При НЦ пористых образцов в процессе их кратковременного нагрева перед горячей штамповкой может произойти их дегазация и обезуглероживание. Качество поверх-

ностного слоя достигается за счет образования сплошной карбидной зоны с повышенной концентрацией азота и углерода, поэтому при кратковременном нагреве перед горячей штамповкой в защитную среду добавляют 5-7% природного газа.

НЦ порошковых материалов после горячей штамповки проводится обычно по режимам, принятым для катаных сталей. Свойства и величины диффузионного слоя в этом случае зависят от химического состава сплава и режимов процесса. Сравнение нитроцементованного порошкового железа после ГШ и низкоуглеродистой электротехнической стали (860 °С 4 ч) показало, что глубина диффузионного слоя на образцах из низкоуглеродистой электротехнической стали на 17-20% меньше, чем на порошковом железе, что объясняется более активной его поверхностью. Процесс НЦ сопровождается ростом зерна металла. После НЦ порошковое железо имеет более высокую твердость (HRC₃ 48-50) и прочность ($\sigma_b=410-440$ МПа), чем низкоуглеродистая сталь (HRC₃ 45-48; $\sigma_b=410-420$ МПа), но пониженную пластичность ($\delta=2\%$ и 3-5% соответственно).

Аналогичные результаты получены при НЦ катаной стали 14ХГТ, а также сталей, полученных из распыленных порошков ХНМ, ХГТ, Н2Д. НЦ проводили на промышленной установке «Холкрофт» (Holkroft) с последующей закалкой и отпуском. Наиболее высокую твердость имеют материалы, полученные из распыленных порошков, но прочность и пластичность ниже, чем катаных сталей, что связано с повышенной окисленностью этих порошков. В целом свойства порошковых нитроцементованных сталей достаточно высокие.

Из всех процессов диффузионной металлизации наибольшее распространение получило хромирование, которое применяется для компактных и пористых порошковых сталей.

Хромирование порошковых материалов осуществляется различными методами: в порошковых смесях на основе хрома или феррохрома, в металлотермических смесях и в газовых средах на основе галогенидов хрома. Хромирование можно совмещать с процессами спекания и проводить на готовых изделиях после спекания или ГШ. При выборе методов диффузионного хромирования (ДХ) учитывается глубина слоя, его качество (сплошность и однородность), количество хрома на поверхности, технологичность и экономичность процесса. Для реализации различных вариантов технологий ДХ порошковых материалов процесс осуществляли в порошковых смесях, состоящих из 50% Са 45% Al₂O₃ и 5% NH₄Cl. Совмещение процессов спекания и хромирования для образцов пористостью 25% и выше приводит к образованию слоя с большой неравномерностью по толщине. Наличие открытых пор способствует проникновению хрома на глубину, в 4 раза превышающую толщину диффузионного слоя. Решающий вклад в образовании основного диффузионного слоя вносит поверхностная диффузия. Также значительна роль граничной и объемной диффузии, поскольку холоднопрессованные образцы имеют сильно развитую поверхность. На формирование слоя большое влияние оказывает пористость материала. С ее увеличением от 5 до 25% толщина слоя возрастает в 1,5 раза, а при 35% - в 3 раза. В процессе хромирования уменьшается пористость заготовок, при хромировании спеченного железа пористостью 20% в течение 2 ч при 1100 °С полностью ликвидируется открытая пористость, в результате чего прекращается дальнейшее поступление хромонасыщающей газовой среды. Структура слоя не зависит от того, проводилось ли хромирование совместно со спеканием или после. Скорость формирования слоя при совмещении его со спеканием на 15% больше, чем при раздельном насыщении.

Диффузионное хромирование материалов, полученных ГШ, проводили на порошковом железе и сталях с 0,2-0,9% углерода. При использовании смесей, содержащих NH₄Cl, происходит его диссоциация с выделением атомарного азота, чем и объясняется появление очень тонких (3-4 мкм) слоев нитрида хрома (Cr₂ N) при хромировании железа и карбонитридов хрома Cr₂ (CN) при хромировании сталей с содержанием углерода > 0,2%.

При хромировании штампованных материалов в связи с их мелкозернистым строением, большой дефектностью структуры и наличием остаточной пористости отмечается интенсификация диффузионных процессов. Так, в результате хромирования при 1100 °С толщина слоя на порошковом железе на 20-25% больше, чем на низкоуглеродистой электротехнической стали при тех же условиях. Повышение температуры до 1200° приводит к уменьшению различия в величине диффузионных слоев на этих материалах до 5-7% вследствие уменьшения дефектности структуры.

Формирование диффузионного слоя на сталях и соотношение его зон карбидной и α -твердого раствора зависит от содержания в них углерода. С увеличением его содержания растет карбидная зона слоя. Для порошковых сталей (в сравнении с катаными аналогичного состава) характерно увеличение карбидной зоны и уменьшение зоны α -твердого раствора при меньшей концентрации в нем хрома. В карбидном слое кроме карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$ присутствует зона карбидов $(Cr, Fe)C_7$, которых нет в катаных сталях [63]. Это происходит из-за уменьшения обезуглероживания при нагреве и более быстрого достижения концентрации обезуглероживания при нагреве и более быстрого достижения концентраций углерода, необходимых для образования карбидов. Повышение скорости диффузии хрома в порошковых сталях также способствует росту концентрации его поверхностном слое. Толщина диффузионной зоны колеблется от 130 до 20 мкм в зависимости от содержания углерода в стали при хромировании 1100 °С 5 ч.

Повышение температуры (ДХ) до 1100 °С приводит к увеличению глубины диффузионного слоя, что позволяет сократить время процесса, но вызывает рост зерна, которое у порошковых сталей остается значительно меньше, чем у катаных. Порошковые стали можно хромировать при 1100 °С без дополнительного отжига, который обязательно используют для катаных сталей.

Исследованы свойства порошковых материалов, полученных по различным вариантам технологии ДХ. Коррозионная стойкость слоя, полученного до ГШ, как на железе так и на сталях меньше стойкости слоя, полученного на этих же материалах после ГШ. Это происходит из-за перераспределения диффузионного слоя, что приводит к появлению на поверхности участков с различным содержанием хрома (на железе), а также к разрушению хрупких слоев карбидов хрома на сталях.

Износостойкость диффузионных слоев на сталях, полученных до ГШ, так же оказалась меньше в результате разрушения карбидных слоев в процессе ГШ.

11. ОПЫТ ВНЕДРЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ И ИЗДЕЛИЙ ИЗ НИХ

Восстановление и дальнейшее развитие промышленности в современной России, особенно ее основы – машиностроения, требует более интенсивного внедрения энерго- и материаловосберегающих технологий. Примером таких технологий является порошковая металлургия (ПМ). Накопленные результаты фундаментальных и прикладных исследований в этой, сравнительно молодой наукоемкой области техники, к сожалению в последнее время используется слабо. Причиной этому являются как объективные, так и субъективные обстоятельства. Наибольшая эффективность методов ПМ проявляется в массовом производстве, особенно в автомобилестроении [64]. Как показывает зарубежный опыт, в условиях рыночных отношений без серьезных инвестиций развитие и возрождение технологий производства порошковых изделий не реально. Разработка технологий ПМ, как правило, включает этапы глубоких теоретических и экспериментальных исследований материалов, серьезных конструкторско-технологических разработок, длительных эксплуатационных испытаний, поэтому продукция ПМ практически на всех этапах ее создания является инновационной.

Организации, осуществляющие внедрение различных методов ПМ, по сути, должны представлять собой научно-производственный комплекс, обеспечивающий полный цикл работ по схеме «идея-разработка-внедрение». Кроме этого, они, с одной стороны, должны приспосабливаться к потребностям рынка, а с другой – заниматься разработками на перспективу, т.е. создавать современную исследовательскую базу, мобильное, легкопереналаживаемое опытное и промышленное оборудование; к разработкам должны привлекаться высококвалифицированные специалисты в области теории и практики ПМ и менеджеры.

Кафедрой материаловедения и технологии материалов ЮРГТУ (НПИ) создан Научно-инженерный центр (НИЦ) «Композит». Начиная с 1999года, им проведен полный цикл разработок в целях осуществления всех этапов производства порошковых деталей для предприятий ОАО «Станкозавод», (г. Новочеркасск), ОАО «Автоприцеп-КамАЗ», (г. Ставрополь), ОАО «КамАЗ», (г. Набережные Челны), ОАО «Таганрогский металлургический завод» (г. Таганрог), ОАО «Шахтинский завод «Гидропривод», (г. Шахты), ООО «Кулон», (г. Новочеркасск), МУП НПОПАТ, (г. Но-

вочеркасс) и др. НИЦ «Композит» сотрудничает и выполняет разработки для НИИ Энергетики и Волгодонского филиала ЮРГТУ (НПИ) [65-66]. Большинство из указанных предприятий являются заказчиками изделий, выпускаемых опытным производством. Общий объем выпускаемой наукоемкой продукции в 2006 г. составил 06 т.

Для ОАО КамАЗ с 2004 г. Серийно поставляются роторы датчика АБС из порошкового магнитомягкого материала (рис. 11). Для разработки технологии изготовления ротора датчика АБС потребовалось решение ряда научно-исследовательских задач. Так, проведены работы, в результате которых установлено, что для обеспечения равноплотности по объему трапецевидальных зубьев, угол наклона α их боковых поверхностей для предотвращения появления трещин должен иметь значение большее, чем на традиционно применяемых, а его величина определяется по формуле

$$\alpha = \frac{3f \cdot \zeta}{2(1 - \zeta)}, \quad (11)$$

где f и ζ – коэффициенты трения и бокового давления, соответственно.

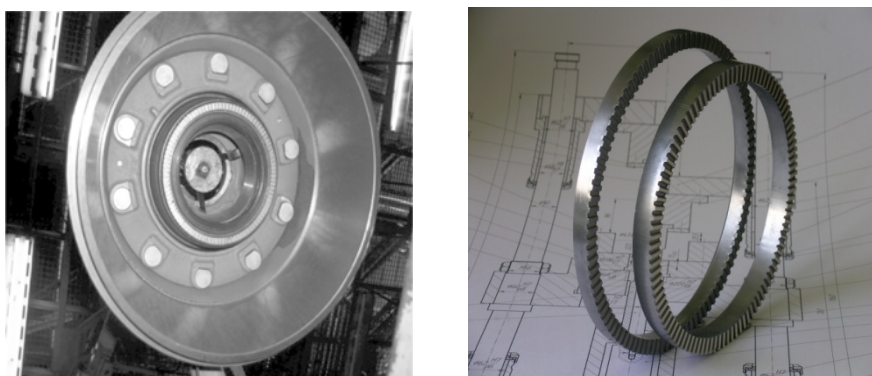


Рис. 11. Ротор датчика АБС из порошкового материала

С целью оптимизации значений этого угла были проведены обширные теоретические и экспериментальные исследования, послужившие основой кандидатской диссертации [67]. При этом считалось, что достижение равноплотности по объему зубьев обеспечивалось при одинаковых значениях давления уплотнения, т.е. уменьшение давления из-за действия сил трения должно компенсироваться уменьшением площади поверхности, к которой приложено уплотняющее усилие. В связи с этим была изменена конструкция детали без ухудшения ее эксплуатационных свойств. Разработаны оптимальные схемы холодного прессования и последующей калибровки, обеспечивающие высокую плотность зубьев, необходимую форму и точность размеров. Коэффициент использования материала при этом увеличился до 0,97; в 2-2,5 раза уменьшилась трудоемкость; производительность возросла в 4 раза по сравнению с существовавшей технологией нарезания зубьев на трубных заготовках из малоуглеродистой стали с применением сложных зубофрезерных станков.

Другой проблемой, возникшей в ходе разработки технологии изготовления датчика АБС, явилось установление механизмов и явлений, происходящих в пористых материалах при напрессовке-запрессовке изделий из них на детали из компактных чугунов и сталей [68].

Выявлены основные отличия формирования прессовых соединений деталей из компактных материалов от содержащих порошковые, основывающихся на происходящих в последних необратимых процессах уплотнения, условно названных пластическими деформациями и учитываемых в величине расчетного натяга.

Обоснованы теоретические положения, описывающие деформацию сжатия материала спеченных порошковых втулок при формировании прессовых соединений. На основе анализа гипотетической диаграммы сжатия раскрыт механизм деформации материала спеченных порошковых втулок при формировании прессовых соединений, которая происходит при их прохо-

ждении вдоль от заходного конуса сопряженной детали. До достижения критического напряжения σ^* происходят только упругие деформации (закон Гука), а затем упруго-пластические, сопровождающиеся уплотнением, при этом диаграмма деформации становится более полой. Растягивающие напряжения, не вызывая уплотнения, приводят к разрыхлению и ускоренному разрушению порошкового материала.

Выявлены отличия деформационных диаграмм сжатия спеченных, дискретных порошковых и компактных материалов: у дискретных уплотнение можно представить как череду актов упругой деформации при возрастающих напряжениях и пластической, когда разрушаются межчастичные связи, а их восстановление обеспечивают повышение нагрузочной способности, диаграмма при этом имеет вид ломаной линии. У спеченных разрушение связей отсутствует, пластическая деформация (уплотнение) начинается только после увеличения напряжений до критических значений, происходя затем при постепенном заполнении металлом объема. В отличие от компактного материала диаграмма спеченного не имеет площадки текучести.

Сформулированы принципы выбора допускаемых напряжений для спеченных порошковых материалов: при сжатии – в зависимости от предела прочности, при растяжении – от критических напряжений, а при отсутствии данных по их величине – по пределу прочности при растяжении, но при больших, чем для сжимающих нагрузок, коэффициентах запаса прочности.

Проведенные исследования, результаты которых обобщены в кандидатской диссертации [69], позволили установить закономерности поведения материала в зависимости от указанных факторов; оптимизировать параметры технологии и разработать практические рекомендации для выбора полей допусков порошковых материалов в сопряжениях типа «порошковая втулка-стальной корпус». Рассчитанные параметры в настоящее время используются для производства деталей 5 типоразмеров (ротор датчика АБС автомобилей семейства КамАЗ). По результатам исследований были предложены параметры, обеспечивающие прочность соединений различных типов втулок из наиболее широко применяемых в порошковой металлургии магнитных, антифрикционных на основе системы Fe-Cu-C и конструкционных малолегированных пористых материалов. Результаты работы рекомендованы для расчета величин натягов прессовых соединений, включающих в себя порошковые детали. В частности, на ОАО «Гидропривод» (г. Шахты) в аксиально-поршневых насосах используются порошковые втулки, запрессовываемые в стальной ротор [70].

В настоящее время проводятся работы по внедрению порошковых деталей ответственного назначения для двигателей автомобиля КамАЗ нового поколения, отвечающего стандарту Евро-2. К выполняемым работам привлекаются студенты, аспиранты специальности «Порошковая металлургия и композиционные материалы, покрытия».

Одним из хорошо известных преимуществ горячей штамповки пористых заготовок (ГШПЗ) является возможность получения практически беспористых материалов и изделий [4, 21]. При необходимости нагрев перед доуплотнением может быть совмещен с гомогенизацией, а сама горячая допрессовка заключает в себе потенциальную возможность проведения термомеханической обработки (ТМО), которая до настоящего времени практически не используется [21, 71]. В первые годы развития метода ГШПЗ для ее осуществления применяли стандартное прессовое оборудование, используемое при штамповке монолита-механические прессы. Однако специфика обрабатываемого пористого материала, возможность формования в одном производственном цикле практически готовой детали вызвали необходимость разработки специализированных прессов. В 80-х годах Воронежским СКТБ было спроектировано, а впоследствии изготовлено соответствующее прессовое оборудование. Одним из прессов был поставлен на Броварской завод порошковой металлургии, однако в связи с недоработкой конструкции он вызвал много нареканий со стороны производителей. В настоящее время специализированный пресс для ГШПЗ имеется в Белорусском государственном научно-производственном концерне порошковой металлургии и на повестке дня стоит опрос подбора номенклатуры деталей с целью его загрузки.

За рубежом поставкой специализированного оборудования для ГШПЗ занимается фирма Lasco (Германия), которая изготавливает роботизированные комплексы и автоматические линии. Причем фирма поставляет не только винтовые механические прессы, но и гидравлические. Если первые предназначены для изготовления относительно простых по форме деталей с огра-

ническим количеством переходов по высоте, то в конструкции последних предусмотрено 5 ходов, они сочетают в себе гибкость гидравлических прессов с выходными и робастными характеристиками механических. Несмотря на наличие такого оборудования, появившегося на рынке за последние несколько лет, по сложности детали, производимые ГШПЗ, существенно уступают полученным по обычной технологии одно- или двухкратного прессования-спекания. Среди наиболее существенных причин сложившейся ситуации следует отметить, прежде всего, экономическую. Включение в технологический цикл операции горячей допрессовки удорожает процесс на 100 и 50% по сравнению с одно- и двухкратным прессованием-спеканием соответственно [72]. Экономическая привлекательность ГШПЗ в связи с этим сокращается, поэтому к уровню свойств горячештампованных порошковых материалов и изделий предъявляются повышенные требования, в ряде случаев они должны приближаться к свойствам компактных материалов. Таким образом, первостепенной задачей сегодняшнего дня является повышение свойственых и эксплуатационных показателей горячедеформированных материалов (ГДПМ).

Для решения этой задачи исследования последних лет, выполненные и проводимые в настоящее время в ЮРГТУ (НПИ), сконцентрированы на следующих основных направлениях:

- проведение химико-термической обработки ГДПМ с целью придания им специальных свойств, повышения износо-, коррозионностойкости, прочности поверхностного слоя при сохранении пластичной и вязкой сердцевины, и др. В этом плане были изучены хромирование [73], борирование [74], силицирование [75] в дополнение к применявшимся ранее цементации и нитроцементации. Цели и задачи химико-термической обработки может также решать комбинированная технология пропитки пористых заготовок расплавами упрочняющих сплавов (как правило, на медной основе) и последующей горячей штамповке (ГШ) [76];

- получение фрикционных и антифрикционных биметаллов на порошковых и компактных подложках [77, 78];

- оптимизация условий формирования межчастичного сращивания при ГШПЗ. Установлены оптимальные температурные режимы ГШПЗ на основе ряда поставляемых на рынок порошков низколегированных сталей, обеспечивающие внутрикристаллитное сращивание, что является непременным условием достижения приемленного комплекса свойств ГДПМ, их восприимчивости к проведению последующей термообработки (ТО) [79];

- проведение термической обработки ГДПМ. Несмотря на то, что этот вид упрочнения широко применялся ранее, тем не менее, назначение режимов ТОГ носило в значительной мере эмпирический характер, а чаще всего его проводили по аналогии с компактными материалами. Результаты последних исследований позволили установить причины различий в скорости распада переохлажденного аустенита некоторых сталей на основе распыленных порошков H2M и M 1,5, а также порошковых смесей, от компактных и спеченных аналогов. Одной из основных причин, обуславливающих уменьшение инкубационного периода превращения аустенита при охлаждении ГДПМ по сравнению со спеченными сталями, является повышенное количество дефектов субструктуры в первых. Показано, что применение ТМО позволяет одновременно повысить прочность и вязкость ГДПМ;

- расширение исходной сырьевой базы ГШПЗ для получения материалов на основе алюминия и меди, в частности, дисперсноупрочненных. Эти исследования соответствуют общей тенденции уменьшения массы деталей двигателей автомобилей с сохранением показателей их удельной прочности [80].

В заключение хотелось бы отметить, что в литературе периодически возникают пессимистичные прогнозы относительно перспектив ГШПЗ, о чем мы уже писали ранее. Эти прогнозы зачастую носят конъюнктурный характер, так как ГШПЗ, с одной стороны, конкурирует с традиционными методами обработки металлопроката [81] и в то же время - с вновь создаваемыми технологиями получения высокоплотных порошковых материалов. Нам представляется, что возможности ГШПЗ в данный отрезок технологической истории метода не исчерпаны. Аналогичной позиции придерживается и президент Североамериканской федерации порошковой металлургии Марк Паулин, по словам которого оптимизм внушает тот факт, что ПМ как ресурсоберегающая технология сохраняет свои позиции в производстве изделий, точных по размеру или близких к окончательным размерам. Так, в автоиндустрии существует обнадеживающая перспектива благодаря большим объемам кованых шатунов, крышек и опорных элементов трансмиссий [82-85].

ЛИТЕРАТУРА

1. Дорофеев Ю.Г., Жердицкий Н.Т. // Порошковая металлургия. 1965. №10. С. 47.
2. Дорофеев Ю.Г. // Порошковая металлургия. 1966. №8. С. 18.
3. Витязь П.А., Имюцzenко А.Ф., Дьяконов О.М. Комплексная переработка металлоотходов методом горячего брикетирования // Порошковая металлургия. – 2009. – Вып.31 (Минск). – С.41-59.
4. Дьяконов О.М. Силовой и энергетический расчет процесса прессования с дробленной стружки // Порошковая металлургия. 2009. – Вып. 31 (Минск). С. 71-84.
5. Дорофеев Ю.Г. Динамическое горячее прессование пористых материалов. М.: Наука, 1968. – 122с.
6. Дорофеев Ю.Г. Динамическое горячее прессование в металлокерамике. М.: Металлургия, 1972. – 176с.
7. Промышленная технология горячего прессования порошковых изделий. / Дорофеев Ю.Г., Гасанов Б.Г., Дорофеев В.Ю. и др. М.: Металлургия, 1990. – 206с.
8. Дорофеев Ю.Г., Клименко О.Г., Мищенко В.Н. и др. Опыт применения динамического горячего прессования на заводе «Ростсельмаш» - Порошковая металлургия. – 1981. - №6. – С.92 – 97.
9. Kuhn H.A., Ferguson B.L. Powder forging. – Princeton, New Jersey: Metal Powder Industries Federation, 1990. – 270p.
10. Современное состояние и перспективы развития горячей обработки давлением порошковых материалов / Дорофеев Ю.Г., Гончарова Т.В., Крылов А.В. и др. // Порошковые материалы и изделия. Новочеркасск: ЮРГТУ (НПИ), 2000. – С.24-31.
11. Дорофеев В.Ю., Пирожкова Е.С., Бабец А.В. Некоторые аспекты производства горячештампованных порошковых материалов и изделий // Новые материалы и изделия из металлических порошков. Технология. Производство. Применение. (ТПП – ПМ2005). – Йошкар-Ола, 2005. - С. 55-56.
12. Дорофеев Ю.Г., Попов С.Н. Исследование срачивания малоуглеродистой стали при динамическом горячем прессовании // Исследование в области порошковой и стружковой металлургии: Новочеркасск, 1968. – С. 120-131.
13. Дорофеев Ю.Г., Попов С.Н. Исследование срачивания меди при динамическом горячем прессовании // Исследование в области порошковой и стружковой металлургии: Новочеркасск, 1968. – С. 131-141.
14. Дорофеев Ю.Г., Скориков В.А. О срачивании на контактных поверхностях металлических частиц при динамическом горячем прессовании // Порошковая металлургия. – 1975. - №6. – С. 43-47.
15. Егоров С.Н. Исследование процесса формирования материала при динамическом горячем прессовании пористых порошковых заготовок. Автореферат диссертации на соискание ученой степени канд.техн.наук. Новочеркасск, 1978. – 17с.
16. Дорофеев Ю.Г., Егоров С.Н., Горшков С.А. Особенности формирования порошкового материала методом динамического горячего прессования в вакууме // Порошковая металлургия. – 1980. - №55. – С. 50-55.
17. Процессы срачивания в порошковых горячештампованных материалах на основе железа. Сообщения 1-3 / Дорофеев Б.Ю., Дорофеев В.Ю., Иващенко Ю.Н. и др. // Порошковая металлургия. – 1988. - №6. – С. 27-32; №7. – С. 53-56; №8. – С. 36-40.
18. Формирование свойств и межчастичного срачивания горячедеформированных порошковых материалов. Сообщения 1,2 / Дорофеев Б.Ю., Дорофеев В.Ю., Иващенко Ю.Н. и др. // Порошковая металлургия. – 1990. - №10. – С. 18-21.
19. Процессы срачивания порошковой металлургии / Дорофеев В.Ю., Кособоков И.А., Лозовой В.И. и др. // Новочерк. политехн. ин-т. Новочеркасск. – 1990. – 88 с.
20. Дорофеев В.Ю., Егоров С.Н. Межчастичное срачивание при формировании порошковых горячедеформированных материалов. – М.: Металлургиздат, 2003. – 151 с.
21. Егоров М.С. Межчастичное срачивание при формировании горячедеформированных сталей, полученных из легированных порошков: Автореф. дис. канд. техн. наук. – Новочеркасск, 2004. – 18 с.
22. Dorofeyev V.Yu., Yegorov S.N. The Impure Retardation of Interparticle Joining Surface Migration // Science of Sintering. – 2005/ - v. 37. - №3. – P. 225-230.
23. Дорофеев Ю.Г., Мариненко Л.Г., Устименко В.И. Конструкционные порошковые материалы и изделия. – М.: Металлургия. 1986. – 216 с.
24. Ермаков С.С., Вязников Н.Ф. Металлокерамические детали в машиностроении. – Л.: Машиностроение, 1975. – 231 с.
25. Меськин В.С. Основы легирования сталей. – М.. Металлургия, 1964. – 520 с.

26. Патент 2058219 РФ. Способ изготовления дисперсно-упрочненных изделий электроэрозионного назначения на основе меди / Ю.Г. Дорофеев, С.Н. Сергеенко, С.В. Гриценко – Оpubл. 20.04.96, Бюл. №11.
27. Дорофеев Ю.Г., Сергеенко С.Н., Черная О.Н., Иванов В.В. Рентгенофазовый анализ металлостеклянных материалов / Изв. Вузов. Сев-Кавк. регион. Техн. науки. – 2002. - №1. – С. 94-96.
28. Дорофеев Ю.Г., Сергеенко С.Н., Кирсанов М.В. Исследование процесса измельчения металлостеклянной системы на основе шихты высокомарганцовистой стали 110Г13 / Изв. вузов. Сев.-Кавк. регион. Техн. науки. – 200. - №4. – С. 49-53.
29. Патент 2061581 РФ. Способ изготовления порошковых материалов на основе меди / Ю.Г. Дорофеев, С.В. Гриценко, С.Н. Сергеенко. – Оpubл. 10.06.96. Бюл. №16.
30. Дорофеев Ю.Г., Сергеенко С.Н. Принципы формирования низкопористых порошковых композиционных материалов / Изв. Вузов. Сев.-Кавк. регион. Техн. науки. – 2005. – Спец. вып.: Композиционные материалы. – С. 5-10.
31. Дорофеев Ю.Г., Безбородов Е.Н., Сергеенко С.Н. Кинетика механохимического активирования порошковой шихты на основе алюминия в насыщенном растворе отборной кислоты / Физика и химия обработки материалов. – 2002 - №3. – С. 51-54.
32. Дорофеев Ю.Г., Безбородов Е.Н. Сергеенко С.Н. Влияние кинетики механохимической активации порошков алюминия на процессы горячего доуплотнения / Физика и химия обработки материалов. – 2002. - №4. – С. 79-81.
33. Дорофеев Ю.Г., Безбородов Е.Н., Сергеенко С.Н. Горячедеформированные порошковые материалы на основе механически легированной шихты Al-C / Физика и химия обработки материалов. – 2003 - №3. – С.64-72.
34. Дорофеев Ю.Г., Безбородов Е.Н., Сергеенко С.Н. Особенности формирования компактированного материала из механически активированной стружки алюминиевого сплава Д16 / Металловедение и термическая обработка металлов. – 2003. - №2. – С. 31-33.
35. Сергеенко С.Н. Горячедеформированные биметаллические порошковые материалы с дисперсно-упрочненным слоем / Порошковые композиционные материалы, структура, свойства, технологии получения: материалы Междунар. науч.-техн. конф., 16-20 сент. 2002 г., Г. Новочеркасск / Юж.-Рос. гос. техн. ун-т (НПИ). – Новочеркасск ЮРГТУ (НПИ), 2002. – С. 104-106.
36. Дорофеев Ю.Г., Безбородов Е.Н., Сергеенко С.Н. Особенности уплотнения при динамическом горячем прессовании материалов на основе механохимически активированной стружки сплава Д-16 // Технология легких сплавов. – 2002. - №3. – С. 37-41.
37. Дорофеев Ю.Г., Сергеенко С.Н., Чернокужников С.Ю. Особенности механохимической активации и консолидации порошковой системы $Fe - Al$ // Физика и химия обработка материалов. – 2004. - №1. – С. 62-65.
38. Дорофеев Ю.Г., Сергеенко С.Н., Коломиец Р.В., Горелов Г.В. Особенности формования порошковых заготовок на основе никеля и железо-никеля // Изв. Вузов. Сев.-Кавк. регион. Техн. науки. – 2004. – Прил. №8: Порошковая металлургия на рубеже веков. – С. 64-66.
39. Дорофеев Ю.Г., Устименко В.И. Обрабатываемость резанием металлокерамических материалов, полученных динамическим горячим прессованием // Порошковая металлургия. – 1971. - №5. – С. 76-81.
40. Дорофеев Ю.Г., Устименко У.И., Скориков А.В. Некоторые вопросы износа режущего инструмента при чистовом точении низкопористых порошковых легированных сталей / Порошковая металлургия. – 1984. - №2. – С. 74-79.
41. Дорофеев Ю.Г., Скориков А.В., Козлов Е.В. Порошковая конструкционная сталь А.С. 1786174 СССР, МКИ С 22С38/00, 33/02. – Оpubл. 07.01.93, Бюл. №1.
42. Дорофеев Ю.Г., Скориков А.В., Шишка В.Г. Влияние карбида кальция на обрабатываемость резанием горячедеформированных порошковых сталей. – Известия вузов. Сев.-Кавк. регион. Техн. Науки. – 1994. №1-2.
43. Дорофеев Ю.Г., Скориков А.В., Шишка В.Г. Способ получения порошковой конструкционной стали. Патент 209039 РФ МКИ В 22 F3/17, С 22 С 33/02 Оpubл. 20.09.97. Бюл. №26.
44. Скориков А.В., Шишка В.Г. Порошковые кальцийсодержащие стали улучшенной обрабатываемости резанием. – Новочеркасск, - ЮРГТУ (НПИ). 1999. – 73 с.
45. Дорофеев Ю.Г. Сергеенко С.Н., Толстых Я.Л. Свойства изделий, полученных поперечным динамическим горячим прессованием // Исследования в области горячего прессования в порошковой металлургии. – Новочеркасск, 1984. – С. 3-9.

46. Дорофеев Ю.Г., Сергеенко С.Н. Оценка степени неравномерности уплотнения при поперечной горячей штамповке // Порошковая металлургия. – 1995. - №3/4. – С. 20-23.
47. Дорофеев Ю.Г., Малеванный А.И., Сергеенко С.Н. Закономерности уплотнения при горячей штамповке пористых порошковых формовок. II. Оптимизация технологических параметров поперечной горячей штамповки // Там же. – 1987. - №2. – С. 17-20.
48. Патент 2087256. Россия. Способ изготовления высокоплотных порошковых изделий с продольными выступами и пазами / Ю.Г. Дорофеев, В.Ю. Дорофеев, С.Н. Сергеенко и др. – Оpubл. 20.08.1997 г.
49. А. с. 1049184 СССР. Способ приготовления высокоплотных спеченных изделий (его варианты) / Дорофеев Ю.Г., Малеванный А.И., Мирошников В.И., Сергеенко С.Н., Сими́лейский Б.М. Оpubл. 23.10.1983 г.
50. Дорофеев Ю.Г., Никитенко И.Н., Сергеенко С.Н. Горячее поперечное прессование сложных порошковых изделий // Порошковые и композиционные материалы, структура, свойства, технологии получения: Материалы Междунар. науч.-техн. конф., 16-20 сент. 2002г., г. Новочеркасск / Юж. Рос. гос. техн. ун-т (НПИ). – Новочеркасск: ЮРГТУ, 2002. – С.73-74.
51. Патент 2234394. Россия. Способ изготовления высокоплотных стружковых материалов / Ю.Г. Дорофеев, Е.В. Ромачевский, С.Н. Сергеенко – Оpubл. 20.08.2004 г.
52. Патент 2151025. Россия. Способ изготовления горячедеформированных порошковых материалов / Ю.Г. Дорофеев, Д.Б. Волжин, С.Н. Сергеенко. – Оpubл. 20.06.2000 г.
53. Патент 2090311. Россия. Способ изготовления высокоплотных порошковых биметаллических изделий бронза-железо / Дорофеев Ю.Г., Сергеенко С.Н., Сими́лейский Б.М., Цеби́ков А.С. Оpubл. 20.09.1997 г.
54. Дорофеев Ю.Г., Сергеенко С.Н., Цеби́ков А.С. Оценка прочности соединений разнородных слоев биметаллических материалов / Физика и химия обработки материалов. – 1990. - №1. – С. 105-107.
55. Дорофеев Ю.Г., Сергеенко С.Н., Сими́лейский Б.М. Влияние параметров поперечной горячей штамповки на качество формирования и свойства биметаллических изделий / Порошковая металлургия. – 1991. - №10. – С. 8-10.
56. Патент 209037. Россия. Способ изготовления порошковых многослойных изделий / Дорофеев Ю.Г., Сергеенко С.Н., Шевченко В.В. Оpubл. 20.09.1997 г.
57. Патент 2052322. Россия. Способ изготовления газонепроницаемых низкопористых порошковых материалов / Ю.Г. Дорофеев, С.Н. Сергеенко. – Оpubл. 20.01.1993 г.
58. Патент 2167741. Россия. Способ изготовления низкопористых порошковых материалов / Ю.Г. Дорофеев, С.Н. Сергеенко, А.В. Ганшин. – опубл. 27.05.2001 г.
59. Патент 2066597. Россия. Способ изготовления низкопористых трубчатых порошковых материалов / Ю.Г. Дорофеев, С.Н. Сергеенко, В.А. Червоный. – Оpubл. 30.09.1996 г.
60. В.Н. Анциферов, А.М. Шмаков, С.С. Агеев, В.Я. Буланов. Газотермические покрытия. – Екатеринбург: УИФ «Наука», 1994. – 318 с.
61. Сонин В.И. Газотермическое напыление материалов в машиностроении. – М.: Машиностроение, 1973. – 178 с.
62. Дорофеев Ю.Г., Сергеенко С.Н., Червоный В.А., Чернобровкина Е.И. Холодная обработка давлением материалов, полученных напылением. Порошковые и композиционные материалы и изделия: Сб. науч. тр. / Юж. Рос. гос. техн. ун-т. – Новочеркасск: ЮРГТУ (НПИ), 2000. – С. 175-180.
63. Дорофеев Ю.Г., Сергеенко С.Н., Червоный В.А., Чернобровкина Е.И. Горячая штамповка заготовок, полученных напылением алюминиевых сплавов. Актуальные проблемы машиностроения: Материалы I Междунар. науч.-техн. конф. 15-17 мая 2001 г.: Владим. гос. ун-т. Владимир. 2001. – С. 29-31.
64. Порошковая металлургия. Спеченные и композиционные материалы: Пер. нем. / Под. ред. Шатта В. – М.: Металлургия, 1983. – 520 с.
65. Сычев А.Г., Проус Н.Г. Формирование диффузионных слоев при химико-термической обработке высокоплотных порошковых материалов / Изв. Сев. Кавк. научн. центра высш. шк., - Техн. Науки – 1986. - №3. – С. 37-41.
66. Сычев А.Г., Проус Н.Г. Формирование диффузионного слоя на порошковом железе при насыщении хромом. Исследования в области горячего прессования в порошковой металлургии: Межвуз. сб. – Новочеркасск, 1988. – С. 105-106.
67. Molins C. PM-Trends in Europa. PM World Congress. EPMA. Proc. Vol. 1. 2004.
68. Дорофеев Ю.Г., Мирошников В.И., Бабец А.В. и др. Способ изготовления порошковых деталей. Пат. 2241576, Рос. Федерация, МПК7 B22F 3/24, 5/00. – Заявл. 28.11.02; опубл. 27.05.04, Бюл. № 15.

69. Дорофеев Ю.Г., Дорофеев В.Ю., Бабец А.В. и др. Условия равноплотности порошковых формовок с наклонными к направлению прессования плоским боковыми поверхностями. Порошковые и композиционные материалы. Структура, свойства, технология: сб. науч. тр. / Юж.-Рос. гос. техн. ун-т. – Новочеркасск: ЮРГТУ, 2001. – с. 146-151.
70. Бессарабов А.Н. Теоретические предпосылки бездефектного холодного и горячего формования пористых заготовок и их реализация. Автореф. дисс. канд. техн. наук // ЮРГТУ (НПИ), Новочеркасск, 2002. – 18 с.
71. Дорофеев Ю.Г., Богословская Д.А., Мирошников В.И. Анализ качества прессового соединения «порошковый материал-компактная сталь. Теория и практика изготовления порошковых и композиционных материалов и изделий»: сб. науч. тр. / Юж.-Рос. гос. техн. ун-т. – Новочеркасск: ЮРГТУ, 2002-С. 64-68.
72. Богословская Д.А. Теоретические основы формирования прессовых соединений из порошковых и компактных деталей и факторы, обеспечивающие их требуемое качество: Автореф. дис... канд. техн. наук. // ЮРГТУ (НПИ). Новочеркасск, 2004. – 18 с.
73. Kuhn H.A., Ferguson B.L. Powder forging. – Princeton, New Jersey: Metal Powder Industries Federation, 1990. – 270 p.
74. Современное состояние и перспективы развития горячей обработки давлением порошковых материалов / В.Ю. Дорофеев, Т.В. Гончарова, А.В. Крылов и др. // Порошковые и композиционные материалы и изделия. Новочеркасск: ЮРГТУ (НПИ), 2000. – С. 24-31.
75. Philips R.R., Hammond D., Friedman I.L. PM aims for direct competition with 'old-tech' industry // Metal Powder Report. – 2004. - №9. – P 26-35.
76. Яицкий Д.Л. Диффузионное хромирование горячедеформированных порошковых материалов на основе железа. - Автореф. дис. канд. техн. наук. – Новочеркасск, 1998. – 16 с.
77. Дорофеев В.Ю., Селевцова Н.В. Структура борированных горячедеформированных порошковых материалов // Митом. – 2000. - №12. – С. 19-23.
78. Дорофеев В.Ю., Еремкин А.В., Ульяновский А.П., Гончарова Т.В. Особенности структуры силицированных слоев на порошковых материалах на основе железа // Порошковые и композиционные материалы. Структура, свойства, технология. – Новочеркасск: ЮРГТУ, 2001. – С. 48-52.
79. Патент 2167741. Россия. Способ изготовления низкопористых порошковых материалов / Ю.Г. Дорофеев, С.Н. Сергеев, А.В. Ганшин. – Оpubл. 27.05.2001.
80. Шевченко В.В. Технология производства трехслойных композиционных материалов с порошковым рабочими слоями на плоской основе и теоретические предпосылки их получения. - Автореф. дис. канд. техн. наук. – Новочеркасск, 1995. – 19 с.
81. Патент 2148475. Россия. Способ изготовления порошковых многослойных изделий / Ю.Г. Дорофеев, А.В. Бабец и др. – Оpubл. 10.05.2000.
82. Дорофеев Ю.Г., Егоров С.Н. Межчастичное сращивание при формировании порошковых горячедеформированных материалов. – М.: ЗАО Металлургиздат, 2003. – 152 с.
83. Williams B. Big Three eye Lightweight PM con rods // Metal Powder Report. – 2003. - №10. – P. 26-28.
84. Anonymous. SAE 100 Flagged as showdown venue in PF con row // Metal Powder Report. – 2004. - №8. – P. 8.
85. Левина Д.А., Чернышов Л.И., Федорова Н.Е. Проблемы и тенденции западной порошковой металлургии в кризисных условиях // Порошковая металлургия. – 2009, №11-12. – С. 149-154.