



ДОНСКОЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
УПРАВЛЕНИЕ ДИСТАНЦИОННОГО ОБУЧЕНИЯ И ПОВЫШЕНИЯ
КВАЛИФИКАЦИИ

Кафедра «Физическое и прикладное материаловедение»

Монография

«Технология получения и свойства горячедеформированных порошковых сталей»

Авторы
Пустовойт В.Н.,
Егоров М.С.,
Егорова Р.В.

Ростов-на-Дону, 2017

Аннотация

Монография предназначена для ИТР и научных сотрудников, а также для студентов и магистрантов всех форм обучения направления 22.03.01 – Материаловедение и технологии металлов, а также для аспирантов по направлению 05.16.09- Материаловедение (Машиностроение).

Авторы



д.т.н., профессор, зав. кафедрой
«ФиПМ» Пустовойт В.Н.



к.т.н., ст. преподаватель кафедры
«ТСИИТ» Егорова Р.В.



к.т.н, доцент кафедры «ТМ»
Егоров М.С.



Оглавление

ВВЕДЕНИЕ	4
1. ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПЛОТНЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ	5
2. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ	12
2.1 ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ГОРЯЧЕЙ ДОПРЕССОВКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ	14
2.2. ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ СТЕПЕНИ ГОМОГЕНИЗАЦИИ ПОРОШКОВОГО МАТЕРИАЛА ПРИ СПЕКАНИИ	17
3. МИКРОСТРУКТУРА ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ	21
4. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ	26
4.1. ОТЖИГ ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ	26
4.2. ЗАКАЛКА И ОТПУСК ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ	29
5. ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ	33
6. ТЕХНОЛОГИЯ И ОСОБЕННОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ ДЕТАЛЕЙ ТИПА ШЕСТЕРЕН	41
6.1 ИНСТРУМЕНТАЛЬНАЯ ОСНАСТКА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЗУБЧАТОГО ШКИВА ЛЕНТОЧНОГО ТРАНСПОРТЕРА	42
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	46
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	48

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время наметилась устойчивая тенденция возрастания объема производства и потребления порошковых изделий в индустриально развитых странах [1]. Это обстоятельство способствует интенсификации научно-исследовательских работ в области порошковой металлургии (ПМ), направленных на создание новых материалов, разработку и совершенствование технологических процессов их получения. Порошковая металлургия является одним из наиболее прогрессивных формообразующих процессов. Это обуславливается как технико-экономическими показателями, так и ее возможностями создания материалов с особыми механическими и физико-химическими свойствами. Основные преимущества ПМ перед другими технологическими процессами состоят:

в резком сокращении расхода материалов и энергозатрат при производстве изделий;

в многообразии составов и возможности их широкого варьирования при создании новых порошковых и композиционных материалов;

в стабильности функциональных свойств изделий;

в высокой производительности и возможности автоматизации технологических операций;

Расширение области применения порошковых материалов связано с увеличением уровня их эксплуатационных свойств и с практически неограниченной возможностью конфигурационного формообразования уплотняемого порошка или пористой заготовки. Для решения первой задачи требуется формирование высокоплотных материалов. Наиболее перспективной технологией их производства является горячая обработка давлением пористых заготовок (ГОДПЗ).

Многочисленные исследования, проводимые в последние десятилетия, посвящены выявлению зависимостей между составом исходной шихты, параметрами технологии, структурой и свойствами получаемого материала. Осмысление полученных результатов заложило фундамент научных основ ГОДПЗ, учитывающих отличие явлений, сопровождающих формирование горячедеформированного порошкового материала (ГДПМ), от наблюдаемых при аналогичной обработке монолитных материалов и большинства технологических процессов ПМ.

Тенденции развития ПМ заключается как в совершенствовании известных, так и в разработке новых технологических процессов изготовления деталей, а также в расширении номенкла-

туры исходных материалов. Порошковые легированные стали, полученные ГОДПЗ из смеси порошковых компонентов, обладают высоким комплексом механических свойств и хорошо зарекомендовали себя в промышленном производстве деталей конструкционного назначения. В последнее время на рынок поступают низколегированные железные порошки, предназначенные для этих же целей. Для решения практических вопросов их использования необходимы ясные представления о процессах формирования на их основе порошковых низколегированных сталей, раскрытию которых посвящена настоящая монография.

1. ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПЛОТНЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

В настоящее время имеется большое количество технологических приемов прессования, позволяющих получить как готовые по форме детали, так и заготовки сложной формы с минимальными припусками и напусками на механическую обработку.

Классический технологический процесс производства изделий методом порошковой металлургии состоит из следующих основных операций: получение порошка металла или смеси порошков разнородных материалов (различного химического и гранулометрического состава или смеси металлических порошков с неметаллическими), формование заготовок, спекание, окончательная обработка (доводка, калибровка, уплотняющее обжатие, термообработка, чистовая обработка резанием и т. д.) [2-5]. Данный технологический процесс весьма широко используется в настоящее время для изготовления пористых материалов. Попытки его применения для получения материалов и изделий с остаточной пористостью менее 5-8% не увенчались успехом из-за значительного давления прессования, приводящего к интенсивному износу рабочих поверхностей формирующего инструмента. Метод многократного прессования-спекания позволяет снизить пористость до 3-5% и обеспечить довольно высокую точность размеров изделий, но при этом резко увеличиваются производственные затраты, а при изготовлении деталей сложной формы неизбежно появляется необходимость в ориентации заготовки при подаче в матрицу для доуплотнения [6].

Получение деталей и заготовок из порошкового материала с плотностью, максимально приближенной к теоретической, возможно за счет применения процессов компактирования в горячем состоянии [7-9].

Для ряда методов ПМ, основанных на ГОДПЗ или металли-

ческих порошков, зачастую осуществляется совмещение операций прессования и спекания.

При прессовании заготовок методом статического горячего прессования значительная часть усилия компактирования расходуется на деформацию частиц порошков. Повышение пластичности металла порошка снижает давление, необходимое для прессования, и повышает плотность заготовок. В качестве материала для пресс-форм при этом методе используется графит, жаропрочные сплавы, тугоплавкие оксиды, силикаты и другие химические соединения. В отличие от холодного прессования, выдержки под давлением при относительно низких давлениях горячего прессования более длительны, что необходимо для протекания процессов уплотнения и спекания [10].

Разновидностью статического горячего прессования является метод горячего изостатического прессования (ГИП), заключающийся в уплотнении порошка в эластичной форме, что позволяет устранить трение порошка о стенки пресс-формы [11]. В камеру высокого давления монтируется нагреватель, в который помещается прессуемая заготовка. Особое преимущество изостатического прессования заключается в возможности получения крупных деталей с остаточной пористостью 0,5-1% [12], а также деталей из плохо уплотняющихся порошков. Например, эта технология применяется для серийного изготовления деталей газотурбинных двигателей из порошка нитрида кремния, запаянного в капсулу из диоксида кремния или силиката бора. Полученные изделия отличаются большой плотностью, изотропностью и не требуют дополнительной механической обработки. Детали сохраняют высокую прочность при температурах до 1000°C [13]. В полной мере проявляется эффективность метода ГИП и при изготовлении крупных заготовок из быстрорежущей стали. Однако при его использовании необходимы дополнительные затраты на изготовление и удаление герметичных капсул, оболочек, что снижает технологичность метода и повышает стоимость продукции.

Анализ методов горячего компактирования порошковых материалов позволяет сделать вывод о том, что такие методы как горячее статическое и изостатическое прессование позволяют получать готовые изделия или заготовки, близкие к готовым деталям, но они низкопроизводительны, требуют дорогостоящего оборудования и инструмента, а, следовательно, и малоэкономичны.

Одним из распространенных видов горячей обработки порошковых материалов является экструзия, технология которой

Название дисциплины

заключается в продавливании пуансоном из стакана контейнера предварительно нагретой (спеченной или неспеченной) пористой заготовки через коническое отверстие матрицы.

Достоинством экструзии является возможность получения заготовок большой длины с равномерной плотностью не только из пластичных и хорошо прессующихся порошков, но и из порошков тугоплавких и твердых металлов, интерметаллических соединений, а также из материалов на основе оксидов железа. Этим методом получают прутки, трубы, уголки и другие длинномерные изделия [14-20].

Горячая прокатка или ковка имеет ряд преимуществ: получение однородных по плотности крупногабаритных изделий при небольшой толщине; уменьшение потребной мощности прессового оборудования, что снижает себестоимость готовой продукции.

В работе [21] предпринята попытка анализа и описания процесса уплотнения пористых тел с позиции объемно вязкого течения. В результате исследований был сделан анализ уплотнения пористого вязкого сжимаемого тела, твердая фаза которого несжимаема и подчиняется нелинейному закону течения, при горячей ковке в условиях одноосного и двухосного ударного сжатия. Выведены соотношения для изменения плотности и времени уплотнения в зависимости от параметров удара и текучести твердой фазы пористого тела. Также было показано, что при горячей ковке условия уплотнения пористого тела ухудшаются по сравнению с динамическим горячим прессованием и что при ковке и динамическом горячем прессовании условия уплотнения в большей мере улучшаются при увеличении массы ударника, чем при повышении скорости удара.

Метод горячей штамповки позволяет получать практически беспористый материал, обладающий комплексом высоких физико-механических и эксплуатационных характеристик. Он заключается в кратковременном нагреве в защитных средах или в вакууме предварительно спрессованных или спеченных пористых заготовок и последующей их допрессовке динамическими нагрузками в закрытых или открытых штампах на быстроходных прессах или молотах с последующим охлаждением с требуемой скоростью. Продолжительность горячей штамповки пористых порошковых формовок определяется долями секунды. Это позволяет избежать существенного повышения температуры пресс-форм, применять для их изготовления стандартные штамповые стали [8,22,23].

В [24] авторами разработана технология получения изделий из порошкового титана взамен литого с лучшими экономическими

Название дисциплины

показателями производства. В основу этой технологии положен метод порошковой металлургии в сочетании с высокопроизводительным процессом обработки металлов давлением - горячей объемной штамповкой. Сущность технологии состоит в прессовании заготовок при комнатной температуре и горячей объемной штамповке с последующей термообработкой.

Заслуживает упоминания запатентованная фирмой «Hoegenaes Co» технология теплого прессования (процесс «Ancordence»), которая позволяет за одну стадию уплотнения получать изделия из порошков с улучшенными ударными и пластическими свойствами. Сущность его заключается в следующем. Прессование проводится в нагретых металлических пресс-формах при температуре $t_{п-ф} = 200 - 250^{\circ}\text{C}$. Эффект достигается за счет применения специальной смазки «Kenolube», позволяющей уменьшить коэффициент межчастичного трения и обеспечить взаимное скольжение частиц в процессе уплотнения. При этом доля структурного уплотнения в общем уплотнении увеличивается [25]. Технология теплого прессования характеризуется малыми потерями порошка и сравнительной дешевизной, что способствует увеличению доли изделий, получаемых этой технологией. Так по данным [26] фирма «Cincinnati Inc» (США) изготавливает более 50 видов деталей из железного порошка.

В [27] предлагается комплексное решение проблемы контактного трения в технологии деформирования пористых порошковых заготовок, заключающееся в снижении негативных сил трения и превращения их в полезные.

Появление порошков высокой твердости и потребность в крупногабаритных деталях из них способствовали развитию и использованию в практике ПМ высокоэнергетических или высокоскоростных методов формования [28-34]. Наибольший эффект от использования этих способов обеспечивается в том случае, когда применение традиционных методов малоэффективно, либо вообще невозможно.

Высокоэнергетические методы можно классифицировать по типам применяемых машин и аппаратурному обеспечению процесса.

Первый тип машин - копры, высокоскоростные пневмомеханические машины, прессы и молоты [33,34], у которых нагружение осуществляется посредством метания массивного ударника с последующим использованием его кинетической энергии для совершения полезной работы.

Второй тип - гидродинамические машины (ГДМ). При их ис-

Название дисциплины

пользовании процесс формирования протекает при высоких скоростях в замкнутом объеме. Преимущество ГДМ состоит в отсутствии сложных и дорогостоящих насосов высокого давления, мультипликаторов, сложной системы уплотнительных устройств и т.д. Производительность ГДМ достигает 15 циклов в час.

Третий тип - машины, работающие за счет использования энергии бризантных взрывчатых веществ (ВВ) [29-32]. Преимущество взрывного прессования заключается в том, что его сравнительно легко обеспечить аппаратурно и требуется только одна часть штампа — матрица, которую можно изготовить из дешевого легкообрабатываемого материала. Применение бризантных ВВ эффективно реализуется для прессования крупных заготовок под последующую обработку давлением [28,29,33].

Уплотнение порошка методом высокоскоростного прессования (ВСП) происходит менее, чем за 20 мс при высокоэнергетическом ударе. Последующее уплотнение производят многократными ударами, повторяющимися через каждые 300 мс. Метод ВСП позволяет изготавливать крупные детали массой более четырех килограмм с конечной плотностью $(7,4-7,7) \cdot 10^3$ кг/м³.

Особенности холодного и горячего прессования спеченного (порошкового) молибдена сверхвысокими давлениями (СВД), большими 20 кбар, и свойства получаемого при этом материала изучались в работе [35]. Для обработки СВД применялся аппарат типа наковален с углублениями. Из порошка молибдена со средним размером частиц 2 мкм предварительно спрессовывались в жесткой пресс-форме цилиндрические образцы диаметром 9 и длиной 8 мм с плотностью $8,2 \cdot 10^3$ кг/м³. Для последующего прессования СВД образцы помещали в рабочую зону упруго-пластичного контейнера, а контейнер с образцом устанавливали в аппарат СВД. Генерируемое в рабочей зоне давление измерялось пленочными микродатчиками из Вi и Тi. Образцы при прессовании нагревались прямым пропусканием электрического тока, температура измерялась хромель-алюмелевой термопарой в калибровочных экспериментах и по подводимой электрической мощности в рабочих условиях. При «горячей» обработке СВД принимались специальные меры, исключающие окисление образцов.

Обобщая результаты работы, авторы делают следующие выводы. Показана возможность получения высокоплотного Мо с мелкозернистой структурой путем холодного и горячего прессования СВД. Установлена величина оптимального давления прессования СВД. Измерениями микротвердости и ширины рентгенов-

ских линий доказан эффект возникновения деформационного упрочнения порошкового Мо, причем получаемый компактный материал обладает прочностью в 1,5-2 раза большей, чем у литого Мо. Деформационное упрочнение сохраняется вплоть до температур начала рекристаллизации ($\sim 1000-1200^\circ\text{C}$). Термообработка в вакууме при $T \geq 1400^\circ\text{C}$ после прессования СВД позволяет получать сравнительно пластичный Мо, который в дальнейшем обрабатывается при комнатной температуре. При этом время термообработки существенно меньше времени спекания материала, получаемого по обычной технологии.

В [36] отмечаются успехи, связанные с использованием ударного компактирования и высокоскоростного прессования.

Сущность метода высокоскоростного прессования заключается в уплотнении металлического порошка в закрытой пресс-форме, когда скорость приложения нагрузки к пуансону на один три порядка выше, чем при статическом прессовании и составляет 80-300 м/с. Металлические порошки спрессовываются до относительной плотности 96-97% [37].

Перспективен также технологический процесс, основанный на использовании в качестве энергоносителя импульсного магнитного поля. Но для его реализации в промышленности необходимо решить проблему создания токопроводящей оболочки с малым удельным сопротивлением.

Применение высокоэнергетических методов формования позволяет получать более плотные брикеты, чем при использовании традиционных методов. Объясняется это тем, что при высоких скоростях прессования внутренняя энергия, превращаясь в тепловую, локализуется в приконтактных зонах частиц. Не успевая поглощаться стенками пресс-формы, она вызывает снятие внутренних напряжений и наклепа в этих зонах [5,37].

Совмещение операций прессования и спекания положено в основу метода электропластического уплотнения металлических порошков [38]. Сущность этой технологии заключается в уплотнении шихты из металлических порошков при прямом пропускании через прессовку электрического тока, причем возможны различные временные сочетания механического и электрического воздействия. По данным [39-41] этот метод позволяет получать порошковый материал из токопроводящей шихты с остаточной пористостью 1,5-5 %, что обеспечивает уровень механических свойств, достаточный для надежного применения порошкового изделия в слабонагруженных условиях.

Таким образом, можно заключить, что существуют много-

численные технологические процессы изготовления порошковых материалов, свойства которых в значительной мере определяются значением остаточной пористости. Формирование порошковых материалов с уровнем механических и эксплуатационных свойств на уровне монолитных материалов соответствующего химического состава возможно при применении технологии, обеспечивающей практически беспористое состояние материала. Одним из перспективных технологических процессов, отвечающих данному условию, является горячая обработка давлением пористой заготовки.

В настоящей работе использовалась технология ГОДПЗ, описанная в [8, 42,43]. Она включает в себя следующие операции : смешивание порошковых компонентов, статическое холодное прессование (СХП) дозированной навески шихты, спекание пористой заготовки, ее кратковременный нагрев и горячую допрессовку. Смешивание шихты, состоящей из железного порошка и порошка графита, осуществлялось в лабораторном смесителе ротационного типа с наклонными лопастями. Продолжительность операции, обеспечивающая равномерность распределения компонентов, составляла в зависимости от массы шихты 1-1,5 часа при частоте вращения 800 об/мин.

Навеску массой 56 г. взвешивали на весах ВТ-200 с точностью $\pm 0,1$ г.

СХП производили на гидравлическом прессе марки 2ПГ-125 с максимальным усилием 1250 кН. Для достижения заданной пористости прессование велось до упора, определяющего высоту холоднопрессованной заготовки.

Спекание и кратковременный нагрев пористой заготовки осуществляли в лабораторной муфельной печи с силитовыми нагревателями. Муфель из нержавеющей стали, соединяется с баллоном с защитной атмосферой, расход которой регулировался с помощью расходомера. Температурный режим поддерживался автоматически терморегулятором потенциометра КСП-ЗП.

Горячая допрессовка пористых заготовок проводилась на кривошипном прессе марки КД – 2330 с максимальным усилием 1000 кН. Настройка пресса, осуществляемая регулированием положения нижней мертвой точки ползуна, позволяла обеспечить заданное значение остаточной пористости ГДПС.

2. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ

Основное применение горячедеформированные порошковые материалы находят при производстве деталей конструкционного назначения, что объясняется, с одной стороны, их минимальной остаточной пористостью, и хорошими технологическими свойствами, позволяющими обеспечить в процессе горячей допрессовки пористой заготовки формование деталей сложной формы, с другой. Основным недостатком легированных порошковых сталей, получаемых из смеси порошков, является сложность гомогенизации металлической матрицы. В [44] отмечается существенное влияние отжига и улучшения на повышение пластических свойств низколегированных ГДПС, полученных из смеси порошков компонентов. В случае неоднородной по химическому составу структуры материала наблюдаются нестабильность механических свойств вследствие различия структурообразования при упрочняющей термической обработке. Поэтому представляет интерес изучение механических свойств горячедеформированных порошковых материалов, изготовленных из легированных порошков.

В работе использовались железные порошки отечественного и зарубежного производства, полученные по различным технологиям (табл. 2.1). Данные об общем химическом составе представлены в табл. 2.2.

Таблица 2.1- Способ получения порошка

Марка порошка	Страна изготовитель	Способ получения порошка
ПЖР Н2М	Россия, ЗАО «Стакс»	Восстановление окалины
Atomet 4601	Канада, фирма «Quebec Metal Powders»	Распыление легированной стали
Atomet 4901	Канада, фирма «Quebec Metal Powders»	Распыление легированной стали
Astaloy CrM	Швеция, фирма «Höganäs»	Распыление легированной стали

Название дисциплины

Таблица 2.2-Химический состав порошков

Марка порошка	Массовое содержание компонентов, %									
	Mo	Ni	Cr	Mn	Si	C	O	N	S	P
ПЖР Н2М	0,5	1,8	-	0,13	0,13	0,07	0,42	0,008	0,02	0,011
Atomet 4601	0,53	1,8	-	0,2	0,09	0,003	0,1	0,009	0,007	0,003
Atomet 4901	1,5	-	-	0,2	0,12	0,01	0,07	0,007	0,009	0,002
Astaloy CrM	0,5	-	2,8	0,09	0,015	0,005	0,12	0,01	0,003	0,003

Для проведения исследований химического состава железных порошков предварительно осуществляли их размол на вибромельнице фирмы HERZOG, модель HSH-100. Подготовленные с помощью весов ВТ-200 с точностью $\pm 0,1$ г навески массой 100г засыпались в подложки, приготовленные из борной кислоты, после чего осуществляли брикетирование на специальном брикетировочном прессе НТР-40. Брикетирование осуществлялось без связующих добавок, т.к. образец при исследовании находится в горизонтальном положении, в результате чего исключается осыпание железного порошка из подложки.

Применение локальной Оже-электронной спектроскопии (ОЭС) позволил определить химический состав поверхностных слоев порошков (табл. 2.3). При этом анализе частицы металлического порошка закатывались в фольгу из индия.

Таблица 2.3-Концентрация элементов на поверхности частиц

Марка порошка	Атомное содержание элементов, %							
	Mo	Ni	Cr	C	O	N	S	
Atomet 4601	5	1,7	-	8	13	3	16	
Atomet 4901	12	-	-	11	16	2	18	
Astaloy CrM	5	-	12	10	16	-	17	
ПЖР Н2М	6	2,1		24	31	-	17	

Независимо от производителя в их составе отсутствует уг-

лерод, содержание которого определяется при разработке технологии формования конкретной детали. В нашем случае состав шихты подбирался таким образом, чтобы в результате проведенных технологических операций содержание углерода в порошковых сталях соответствовало традиционному содержанию этого элемента в улучшаемых конструкционных сталях (0,40-0,45 % (по массе)).

Для получения химического состава шихты, соответствующего стали, в нее вводили графит карандашный ГК-1 ГОСТ 4404, характеристики которого приведены в табл.2.4.

Таблица 2.4-Характеристики порошка графита ГК-1

Марка порошка	Зольность, %	Содержание влаги, %	Выход летучих веществ, %	Остаток на сите № 0063, %
ГК-1	1,0	0,5	0,5	0,5

2.1 Влияние температуры горячей допрессовки на механические свойства горячедеформированных порошковых сталей

Операции горячей допрессовки пористой порошковой заготовки принадлежит ведущая роль в формировании структуры и свойств получаемого в виде изделия материала [8]. Определению технологических режимов этого процесса посвящены многочисленные исследования [45-49]. В [50] установлено, что выбор значения исходной пористости должен производиться с учетом предполагаемой температуры нагрева для спекания или горячей допрессовки с целью недопущения сохранения на этих операциях закрытой пористости. Исходя из рекомендаций этих работ при проведении данной серии экспериментов значение исходной пористости принималось равным 30...35%. Результаты механических испытаний показаны на рис. 2.1, 2.2.

Название дисциплины

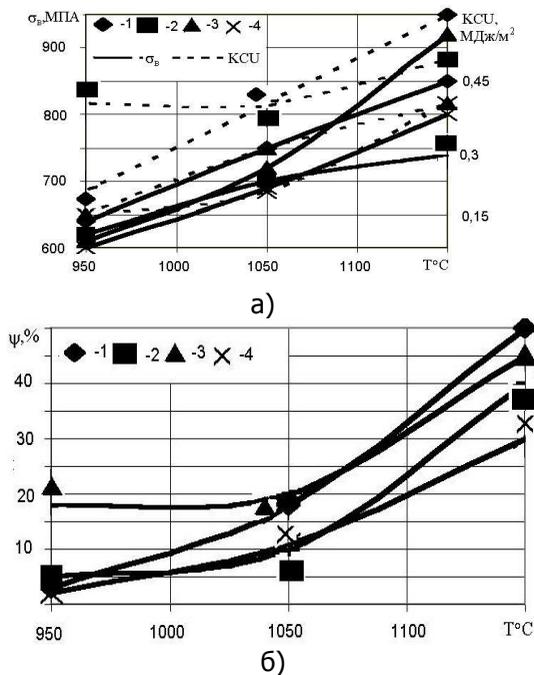


Рис. 2.1. Зависимость предела прочности, ударной вязкости (а) и относительного сужения (б) от температуры горячей допрессовки при формировании ГДПС на основе порошков:

Atomet 4601; 2 - Atomet 4901; 3 – Astaloy CrM; 4 - ПЖР H2M

Чтобы исключить влияние разноплотности порошкового материала на значения исследуемых механических свойств, испытаниям подвергались образцы, материал которых имел остаточную пористость менее 1%.

Название дисциплины

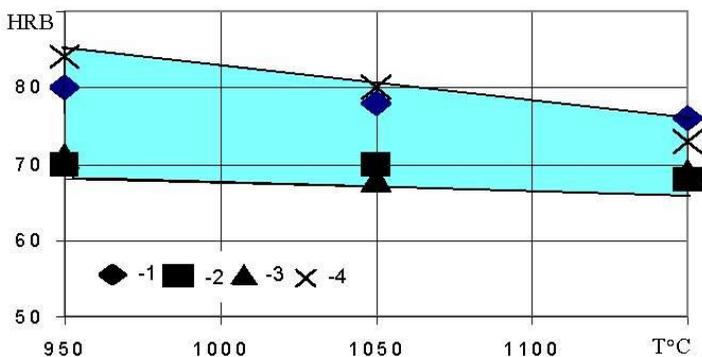


Рис. 2.2. Зависимость твердости от температуры горячей допрессовки при формировании ГДПС на основе порошков:

1-Atomet 4601; Atomet 4901; 3-Astaloy CrM; 4-ПЖР H2M

Анализ этих зависимостей позволяет заключить, что несмотря на постоянство и незначительную величину остаточной пористости механические свойства исследуемых ГДПС существенно зависят от температуры горячей допрессовки. Исключение составляет твердость ГДПС. Относительно близкие ее значения обуславливают возможность выделения на графике интервала варьирования этой величины, который несколько сужается с повышением температуры горячей допрессовки. Причем в большей степени это относится к верхней границе интервала. Такой характер зависимости $HRB=f(T)$ может быть объяснен более полным протеканием релаксационных процессов в ходе горячей допрессовки, осуществляемой при более высокой температуре, и последеформационного охлаждения. Повышение температуры горячей допрессовки благоприятно сказывается на уровне механических свойств. Обращает на себя внимание рост, как прочностной характеристики, так и показателей пластичности для ГДПС из Atomet 4601 и Astaloy CrM. Этот факт свидетельствует о большом потенциале этой технологической операции в смысле ее влияния на формирование структуры и свойств ГДПС. Существенное различие отмеченных выше свойств ГДПС, полученных при различных температурах горячего доуплотнения, при близких значениях твердости и остаточной пористости объясняется протеканием в уплотняемом порошковом материале процесса, способствующего улучшению свойств. Таким процессом является межчастичное

срашивание на контактных поверхностях.

2.2. Влияние на механические свойства горяче-деформированных порошковых сталей степени гомогенизации порошкового материала при спекании

Обеспечить стабильно высокие механические свойства ГДПС в условиях введения углерода как компонента шихты возможно при его полном растворении и равновесном распределении в металлической матрице на стадии спекания пористой заготовки. Обычно оценка степени гомогенности порошкового аустенита определяется по результатам химического анализа материала, измеряющего содержание в шихте углерода. Применительно к исследуемым материалам кинетика растворения углерода на стадии спекания пористой заготовки представлена на рис. 2.3.

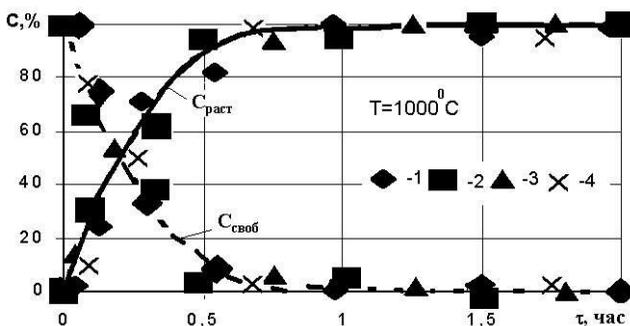


Рис.2.3. Кинетика растворения углерода при спекании пористой заготовки, полученной на основе порошков:

1-Atomet 4601; Atomet 4901; 3-Astaloy CrM; 4-ПЖР H2M

Данные зависимости свидетельствуют, что влияние различных химического состава используемых железных порошков практически не сказывается на процессе науглероживания. Исходя из хода кривых, можно заключить, что при рассматриваемой температуре нагрева продолжительность спекания, обеспечивающая практическое отсутствие в материале свободного углерода составляет 40-50 мин. Однако результаты механических испытаний образцов после их доуплотнения при 1150°C до практически беспористого состояния (табл.2.5) свидетельствуют о том, что такая продолжительность спекания не обеспечивает достаточно высокий уровень свойств.

Название дисциплины

Из табл. 2.5 видно, что обеспечить стабильно высокие механические свойства ГДПС в условиях введения углерода как компонента шихты возможно при таких режимах спекания, которые обеспечивают его полное растворение и равновесное распределение в металлической матрице. Причем наиболее чувствительны к гомогенизации порошкового материала показатели пластичности и ударной вязкости.

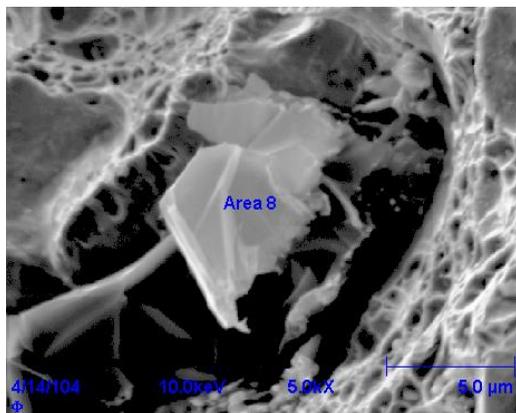
Таблица 2.5- Зависимость механических свойств ГДПС от продолжительности спекания

Металлическая основа шихты	Продолжительность спекания при 1000°С, ч	Механические свойства после горячей допрессовки		
		σ_B , МПа	ψ , %	KCU, МДж/м ²
Astaloy CrM	0,5	870	0	0
	1	880	0	0
	1,5	920	50	0,41
Atomet 4601	0,5	840	0	0
	1	840	3	0,1
	1,5	850	60	0,6

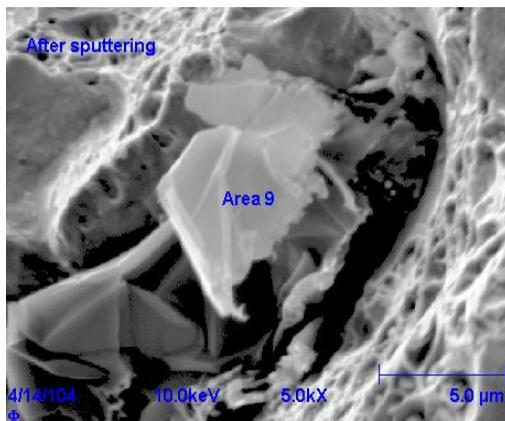
Кинетика растворения углерода в пористой заготовке, определенная на основе результатов химического анализа представлена на рис. 2.3. Из этих данных следует, что полное растворение углерода происходит в течение одного часа. Однако результаты механических испытаний свидетельствуют о том, что при такой продолжительности спекания ГДПС не обладают пластичностью и вязкостью. Для объяснения такого расхождения было проведено исследование изломов пористых заготовок методом Оже-электронной спектроскопии на спектрометре модели PHJ-680 фирмы "Physical Electronics". На рис.2.4 продемонстрирована поверхность разрушения пористой заготовки, спеченной в течение одного часа. Обращает на себя внимание фрагмент этой поверхности, обозначенный точкой 8.

Результаты аргонного травления материала в точке 8 показали, что данный морфологический структурный элемент является областью с неравновесным содержанием углерода (рис. 2.5). Концентрация углерода остается на высоком уровне (~40 ат %) при травлении на глубину 100 нм.

Название дисциплины



а)



б)

Рис. 2.4. Включение на поверхности разрушения пористой заготовки. Спекание при 1000°C в течение 1 ч: а – до травления; б – после травления

Следовательно, эта область представляет собой трехмерное включение, образовавшееся в результате диффузии во время спекания ионов железа в бывшую частицу графита. Судя по результатам ОЭС, ее химический состав соответствует формуле неравновесного карбида $Fe_{0,9}C$. Относительно гладкая поверхность излома наблюдаемого включения позволяет заключить, что это разрушение происходило по механизму скола, свойственному хрупкому разрушению. Следовательно, наличие в структуре мате-

риала спеченной пористой заготовки таких морфологических элементов негативно влияет на механические свойства ГДПС. Если предел прочности уменьшается на несколько процентов, то пластичность и вязкость материала падают до нулевого значения (табл.2.5).

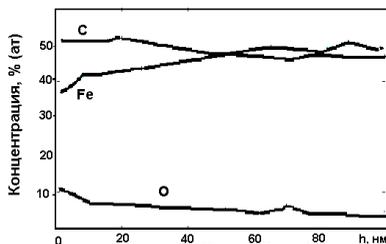


Рис.2.5. Распределение элементов в точке 8 (см. рис.2.4)

Исследование изломов пористых заготовок, спеченных в течение 1,5ч, на Оже-спектрометре показало отсутствие отмеченных выше включений, что может быть истолковано как завершение процесса гомогенизации их материала.

Исследованию спекания железографитовых композиций посвящены многочисленные публикации, из которых следует, что полное растворение углерода в железе в зависит от температуры процесса и при обычно применяемых в практике порошковой металлургии температурах (1100-1150 °С) находиться в пределах одного часа. Изучение растворения углерода при использовании легированного железного порошка вряд ли можно считать исчерпывающим. По данным настоящей работы следует, что растворение углерода в легированном аустените происходит медленнее, чем в нелегированной железографитовой композиции, что может быть объяснено влиянием легирующих элементов, растворенных в $Fe\gamma$ и замедляющих диффузию углерода. Это обстоятельство подтверждается и результатами механических испытаний (см. табл. 2.5). ГДПС, сформированные после гомогенизации материала пористой заготовки, имеют показатели прочности, пластичности и вязкости на уровне компактных сталей аналогичного химического состава.

Таким образом, исследование поверхности разрушения на Оже-спектрометре позволило выявить структурные элементы с неравновесным содержанием углерода. Продолжительность спекания должна выбираться из условия достижения равновесного распределения углерода в металлической основе материалов, фиксируемого не объемными, а локальными методами опреде-

ления химического состава.

3. МИКРОСТРУКТУРА ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ

Для использования современной информационной техники обработки изображений микроструктуры был разработан программный комплекс, функционирующий без механических перемещений объекта исследований относительно объектива микроскопа (рис.3.1.). Отмеченные три принципиальных пути реализации равноценны по своим исследовательским возможностям. Использование цифрового фотоаппарата позволяет исключить из технологической цепи обработки изображения сканер.

Для практической реализации была принята схема, основанная на оборудовании микроскопа видеосистемой.

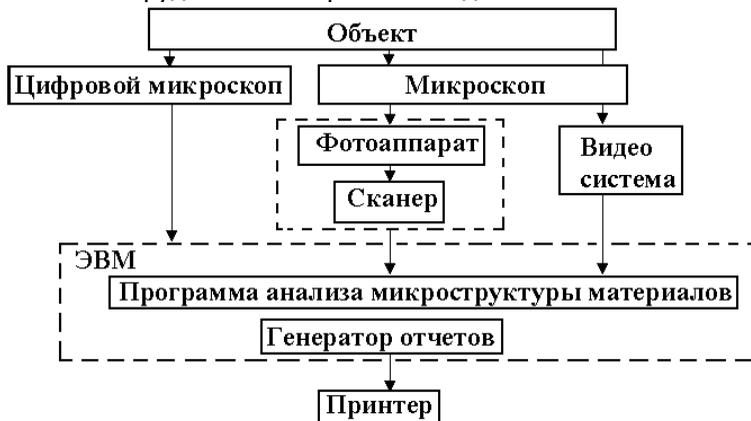
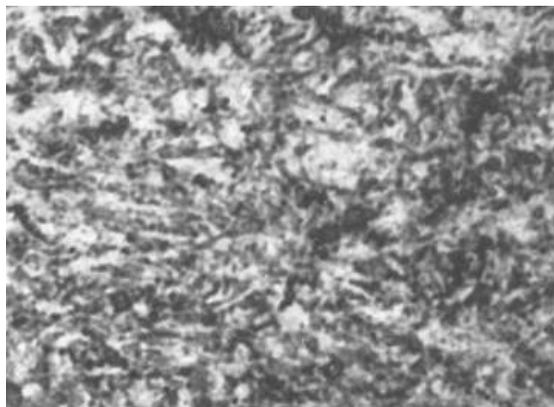


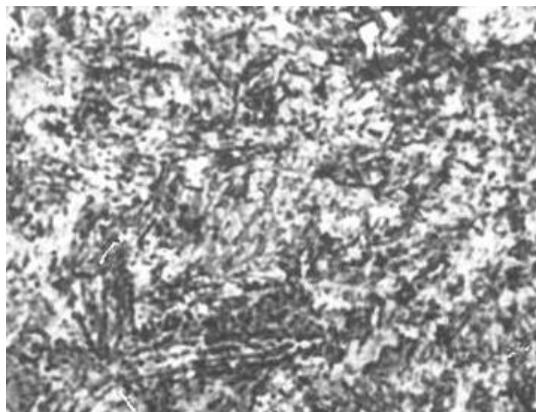
Рис.3.1. Принципиальная схема комплекса

Микроструктура ГДПМ в значительной мере определяется условиями горячей допрессовки пористой заготовки [8]. С технологической точки зрения наиболее удобно варьировать на этой операции температурой нагрева и исходной пористостью, определяющей степень горячей пластической деформации уплотняемого порошкового материала.

Микроструктуры ГДПС после горячей допрессовки при 1150°C представлены на рис. 3.2, 3.3.

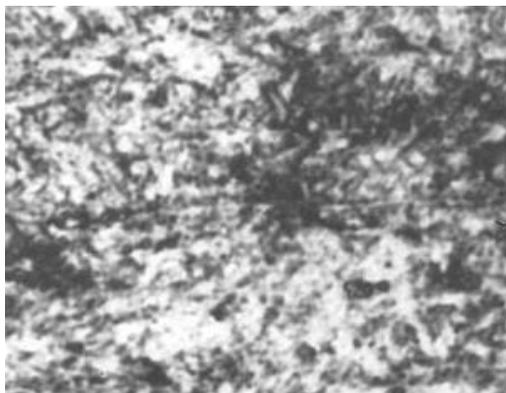


а)



б)

Рис. 3.2. Микроструктура ГДПС на основе порошков Atomet 4601 (а), Atomet 4901 (б), $\times 500$



а)



б)

Рис. 3.3. Микроструктура ГДПС на основе порошков Astaloy CrM (а), ПЖР H2M (б), $\times 500$

Представленные фотографии свидетельствуют об идентичности морфологии микроструктур ГДПС, представляющих собой мелкодисперсные феррито-цементитные смеси. При данном увеличении затруднительно выявить не только зоны межчастичного сращивания, но и межфазные границы. Анализируя данные изображения, можно говорить лишь о преобладании диффузионного механизма аустенитного распада, выраженном в разрешении феррито-цементитных областей. Используемые в данных железных порошках легирующие элементы растворяются в аустените при нагреве пористой заготовки перед горячей допрессовкой. Од-

нако их содержание оказывается недостаточным для существенного увеличения устойчивости переохлажденного аустенита и создания условий для образования структур бейнитного или мартенситного типов.

Понижение температуры горячей допрессовки до 900°C приводит к проявлению разнотерности микроструктуры (рис.3.4), характерной для материалов, сформированных в условиях, при которых порошковый материал подвергается неравномерному термомеханическому воздействию.

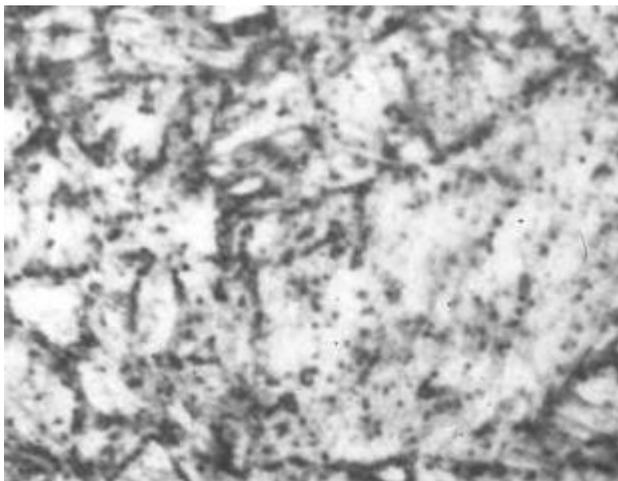


Рис. 3.4. Разнотерная микроструктура ГДПС Atomet 4601, $\times 500$. Горячая допрессовка при 950°C.

О влиянии температуры горячей допрессовки на процесс структурообразования ГДПС можно судить по зависимостям от этого технологического параметра микротвердости и физического уширения линии (220) на рентгенограмме (рис.3.5).

Название дисциплины

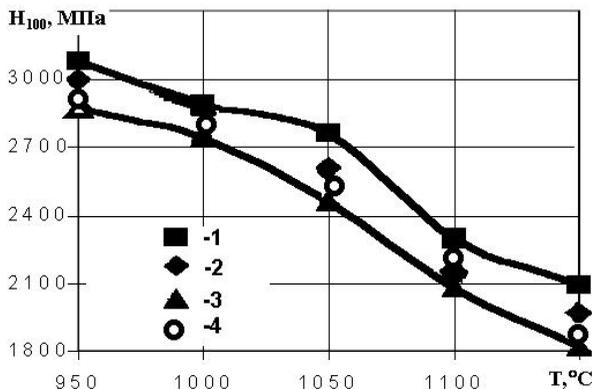


Рис.3.9. Зависимость микротвердости ГДПС в состоянии после ГШ от температуры горячей допрессовки. Исходный металлический порошок: 1- ПЖР Н2М; 2 - Atomet 4601; 3- Atomet 4901; 4- Astaloy CrM

Различие в значениях микротвердости исследуемых сталей, полученных при одинаковой температуре горячей допрессовки, находятся в пределах 10-12%, что позволяет представить их в интервале, ограниченным их предельными величинами. С повышением температуры горячей допрессовки микротвердость ГДПС снижается в результате более полного протекания динамических и статических релаксационных процессов на стадии последеформационного охлаждения.

Тот факт, что снижение микротвердости на 500-1000 МПа не оказывает заметного влияния на размер зерна, свидетельствует о наследственно-мелкозернистом характере порошковых материалов.

4. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ

Термическая обработка является наиболее распространенной последеформационной операцией, применяемой к порошковым материалам. Принципиальные положения теории этого процесса, разработанные для компактных материалов, справедливы и для порошковых. Однако, специфика структуры последних вносит количественные и качественные изменения в кинетику процессов, происходящих при различных видах термической обработки. Поэтому при разработке новых порошковых материалов необходимо уделять большое внимание исследованию влияния термической обработки на их структуру и свойства.

4.1. Отжиг горячедеформированных порошковых сталей

Свойства ГДПС зависят от условий их формирования, оказывающих основное влияние на характер межчастичного сращивания. В результате деформационного, термического и термомодеформационного воздействия на порошковый материал на подавляющей части контактной межчастичной поверхности сращивание заканчивается насыщением межатомными связями с трансформацией МЧПС в высокоугловые межзеренные границы. На контактных участках, возникающих на последней стадии уплотнения, МЧПС характеризуется неравновесной сегрегацией и наличием субмикропор при формировании металлических связей. Для таких областей материала отжиг является операцией, способной улучшить качество межчастичного сращивания в результате перераспределения примесных и легирующих элементов и залечивания субмикропор.

Результаты экспериментов, проведенных для изучения возможности повышения свойств ГДПС в результате их отжига, представлены на рис. 4.1, 4.2 и в табл. 4.1. Длительность отжига составляла 1 ч.

Название дисциплины

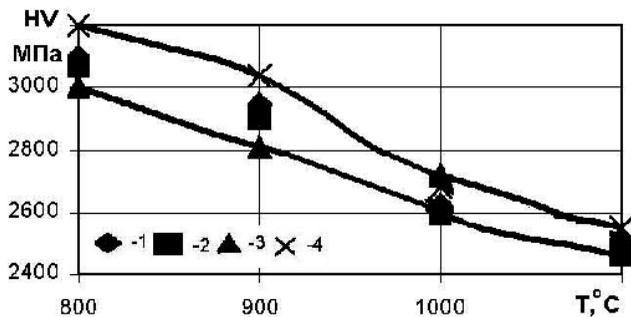
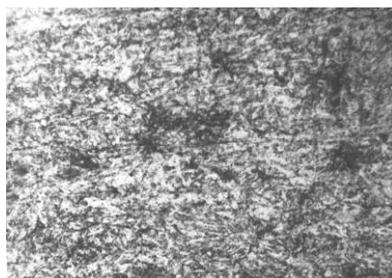


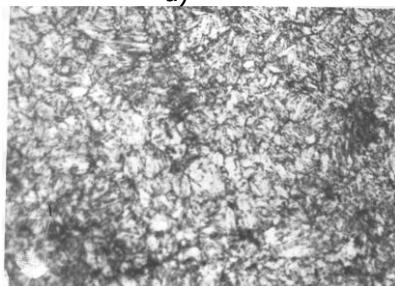
Рис.4.1 . Зависимость микротвердости ГДПС от температуры отжига:

1-Atomet 4601; 2-Atomet 4901; 3-Astaloy CrM; 4- ПЖР H2M

Типичные микроструктуры отожженных ГДПС показаны на рис. 4.2



а)



б)

Рис.4.2. Микроструктура ГДПС на основе порошка Atomet 4601 после отжига при температуре 840 (а) и 1000°С (б), × 400

Название дисциплины

После отжига структура ГДПС остается мелкозернистой. Повышение температуры отжига не приводит к увеличению размера зерна, что свидетельствует о наследственно-мелкозернистом характере ГДПС, при этом значения микротвердости несколько понижаются (рис.4.1).

Таблица 4.1-Зависимость механических свойств ГДПС от температуры отжига

Материал основы	Свойства	Температура отжига, °С			
		800	900	1000	1100
Atomet 4601	σв, МПа	650 / 850	655 / 840	660 / 820	660 / 810
	ψ, %	8 / 50	10 / 52	9 / 58	9 / 56
	KCU, МДж/м2	0,18 / 0,6	0,19 / 0,65	0,17 / 0,68	0,17 / 0,53
Atomet 4901	σв, МПа	605 / 730	600 / 715	610 / 710	605 / 700
	ψ, %	4 / 40	5 / 43	6 / 48	7 / 42
	KCU, МДж/м2	0,4 / 0,51	0,35 / 0,54	0,37 / 0,59	0,38 / 0,5
Astaloy CrM	σв, МПа	610 / 910	612 / 900	614 / 890	604 / 880
	ψ, %	15 / 43	13 / 46	12 / 50	16 / 47
	KCU, МДж/м2	0,12 / 0,4	0,1 / 0,43	0,08 / 0,49	0,09 / 0,44
ПЖР H2M	σв, МПа	610 / 800	610 / 800	615 / 780	600 / 780
	ψ, %	3 / 30	4 / 36	4 / 39	4 / 38
	KCU, МДж/м2	0,16 / 0,4	0,18 / 0,42	0,15 / 0,49	0,14 / 0,39

* В числителе приведены значения для ГДПС, полученных при температуре горячей допрессовки 950°С, в знаменателе – при 1150°С.

Из представленных результатов следует, что с повышением температуры отжига микротвердость ГДПС несколько снижается в результате протекания процессов возврата и рекристаллизации.

Механические свойства ГДПС, полученных при температуре горячей допрессовки 950°С, практически не изменяются в зависимости от температуры отжига, что свидетельствует о преобладающем влиянии на их уровень качества межчастичного сращивания. Условия статических релаксационных процессов существенно отличаются от динамических. В условиях горячей деформации происходит чередование процессов упрочнения и разупрочнения, поэтому движущая сила релаксации находится на примерно постоянном высоком уровне, создавая тем самым усло-

вия для формирования внутрикристаллитного сращивания. При отжиге движущая сила миграции МЧПС снижается в результате уменьшения накопленной энергии деформации при восстановительных процессах и является недостаточной для завершения сращивания на тех участках контактной поверхности порошкового материала, после образования, которых степень совместной пластической деформации была меньше критической. В случае горячей допрессовки пористой заготовки при 1150°С влияние отжига на механические свойства ГДПС более заметно. С повышением температуры отжига наблюдается экстремальное изменение относительного сужения и ударной вязкости и монотонное снижение предела прочности. Снижение показателей прочности, вязкости при высокой температуре отжига свидетельствует о снятии эффекта термомеханической обработки, наблюдаемого у ГДПМ непосредственно после горячей допрессовки. Тот факт, что механические свойства у этих ГДПС изменяются в процессе последующего отжига, позволяет заключить о достижении качественного межчастичного сращивания на этапах их формирования.

4.2. Закалка и отпуск горячедеформированных порошковых сталей

Условия закалки определяются в первую очередь содержанием в ГДПС углерода. Выбор температуры нагрева выбирается из условия полной закалки, и для данного химического состава (С - 0,45 % (по массе)) она составляет 840 °С. Охлаждающая среда – вода. В результате закалки ГДПС получают структуру мартенсита, имеющего микротвердость 4600МПа (рис. 4.3).

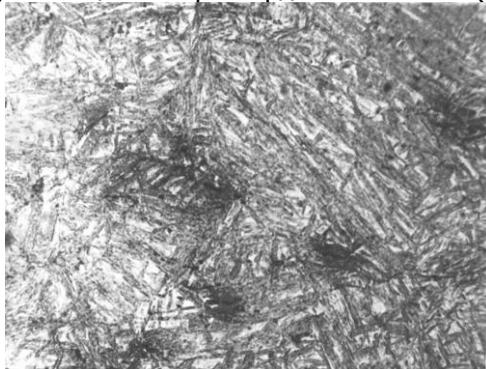


Рис. 4.3. Мартенсит закаленной стали из порошка марки Atomet 4601, $\times 1000$

Структура закаленной ГДПС не содержит включения ферри-

Название дисциплины

та и остаточного аустенита, что позволяет заключить о корректном проведении закалки.

Окончательное формирование структуры и свойств ГДПС проходит в процессе отпуска. Влияние температуры отпуска на механические свойства ГДПС представлено в табл. 4.2

Таблица 4.2- Зависимость свойств ГДПС от температуры отпуска

Основа ГДПС	Свойства	Температура отпуска, °С			
		350	450	550	650
Atomet 4601	H100, МПа	4340	3760	3200	2870
	σв, МПа	1080/ 1750	1050 / 1550	1060 / 1300	1010 / 1200
	ψ, %	1 / 5	1 / 5	1 / 62	6 / 60
	KCU, МДж/м ²	0,08 / 0,1	0,09 / 0,16	0,11 / 0,88	0,12 / 0,7
Atomet 4901	H100, МПа	4130	3520	2940	2580
	σв, МПа	950 / 1730	960 / 1500	940 / 1050	910 / 900
	ψ, %	- / 4	- / 4и м	1 / 57	7 / 54
	KCU, МДж/м ²	0,03 / 0,1	0, 03 / 0,14	0,07 / 0,79	0,08 / 0,76
Astaloy CrM	H100, МПа	4270	3830	3080	2670
	σв, МПа	1120 / 2200	1080 / 2000	1040 / 1700	1060 / 1300
	ψ, %	1 / 4	3 / 4	2 / 59	6 / 64
	KCU, МДж/м ²	0,02 / 0,14	0,02 / 0,12	0,04 / 0,85	0,07 / 0,76
ПЖР H2M	H100, МПа	4460	4010	3300	2800
	σв, МПа	1000 / 1500	1020 / 1300	1054 / 1200	960 / 1050
	ψ, %	1,5 / 3	1 / 4	2 / 55	6 / 54
	KCU, МДж/м ²	0,02 / 0,1	0,01 / 0,14	0,03 / 0,64	0,04 / 0,59

* В числителе приведены значения для ГДПС, полученных при температуре горячей допрессовки 950°С, в знаменателе – при 1150°С.

Анализ представленных результатов позволяет сделать следующие заключения.

Степень влияния температуры отпуска на механические свойства ГДПС весьма значительно зависит от условий их формирования при горячей допрессовке. Исключение составляет микротвердость материала, значения которой не зависят от последнего технологического параметра. Что касается других механических

свойств, то, если ГДПС получена при относительно низкой температуре горячего доуплотнения (950°C), то их значения остаются на низком уровне и практически не зависят от последующих закалки и отпуска. Значения предела прочности закаленных и отпущенных сталей повышаются по сравнению с прочностью горячедеформированного и отожженного материала.

При проведении горячей допрессовки при высокой температуре влияние температуры отпуска на рассматриваемые показатели весьма существенно. Для всех исследуемых материалов наблюдается похожий характер изменения свойств. Показатели пластичности и вязкости увеличиваются с повышением температуры отпуска, достигая максимальных значений при 550 °С. При этой температуре весь комплекс механических свойств выше, чем у исходных и отожженных сталей. При дальнейшем повышении температуры отпуска пластичность и вязкость снижаются.

В хромистых ГДПС не наблюдается отпускной хрупкости второго рода, несмотря на медленное охлаждение после отпуска. Очевидно, это обстоятельство связано с присутствием в этих сталях молибдена. Содержание этого элемента недостаточно для образования специальных карбидов и он остается в твердом растворе, нивелируя различие в диффузионной подвижности других элементов ГДПС по границам и в объеме зерен. Микроструктуры закаленной и отпущенной ГДПС показаны на рис. 4.4

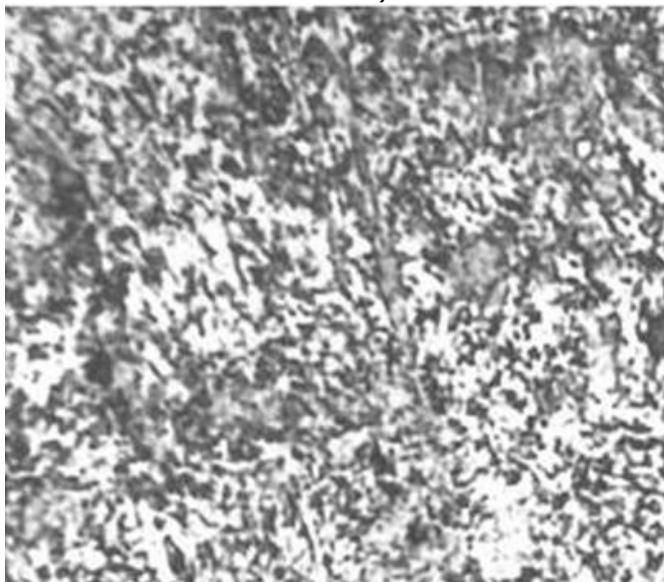
При температуре отпуска до 300°C структура ГДПС имеет игольчатое строение и представляет собой мартенсит. С повышением температуры отпуска наблюдается превращение мартенсита в дисперсные феррито-цементитные смеси, микротвердость которых понижается (см. табл. 4.2). Данные значения микротвердости соответствуют структурам троостита и сорбита [51].

Таким образом, в результате закалки и отпуска можно получить заданную структуру ГДПС. Уровень их механических свойств зависит от качества межчастичного сращивания. В случае его незавершенности повысить механические свойства упрочняющей термической обработкой не удастся.

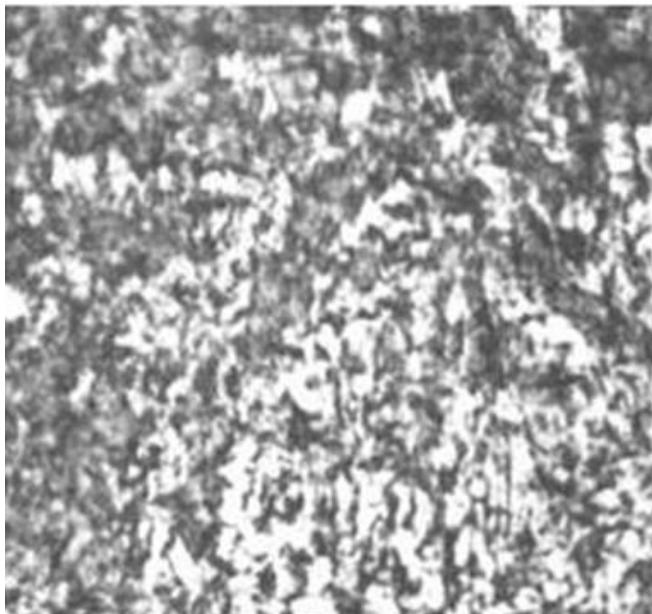
Название дисциплины



а)



б)



в)

Рис. 4.4. Микроструктура ГДПС Atomet 4601 после закалки и отпуска при температуре $\times 650$:
а – 300; б – 450; в – 550; °С

Термические напряжения, возникающие в материале при закалке, способствуют трещинообразованию на участках МЧПС с незавершенным сращиванием. Поэтому такие ГДПС имеют низкие показатели пластичности и вязкости независимо от морфологии микроструктуры.

5. ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОРШКОВЫХ СТАЛЕЙ

Сравнение свойств горячедеформированных и экструдированных порошковых материалов идентичного химического состава показывает, что последние обладают более высоким уровнем механических свойств [52]. Это различие может быть объяснено различной степенью завершения межчастичного сращивания. В работах по исследованию межчастичного сращивания [53,54] основное внимание уделялось условиям, обеспечивающим форми-

рование внутрикристаллитного сращивания на различных технологических стадиях получения ГДПМ. Однако последние результаты механических испытаний ГДПМ из железного порошка при пониженной температуре показали, что существует зависимость между степенью завершения сращивания и температурой горячей допрессовки [55].

Поэтому исследование возможности повышения свойств ГДПС очевидно представляет определенный практический интерес. Одним из способов достижения этой цели является дополнительная ограниченная объемная пластическая деформация. Для того, чтобы использовать аналитическое описание процесса уплотнения и развития контактной поверхности, полученное для металлических частиц сферической формы [56], экспериментальная часть исследования выполнялась с применением в качестве исходного материала железного порошка марки Atomet 4601.

Образцы изготовлялись по следующей технологии: статическое холодное прессование (интервал значений исходной пористости 12–40 %), горячая допрессовка при температурах 950–1150°C (остаточная пористость < 0,5%), объемная деформация в закрытом штампе в том же интервале температур. Из призматических прессовок вытачивались образцы с рабочей частью диаметром 5 мм для испытаний на статическое растяжение при комнатной температуре (ГОСТ1497) и при охлаждении до -120°C. Во втором случае использовали методику испытаний, описанную в [57]. Криостат заполнялся смесью жидкого азота и петролеумного эфира. В процессе хрупкого низкотемпературного разрушения не происходит образования шейки, сопровождающее разрушение при комнатной температуре, что повышает точность определения площади контактного сечения.

Результаты низкотемпературного разрушения представлены на рис. 5.1. Значения низкотемпературного предела прочности практически не зависят от значения исходной пористости, которая варьировалась в отмеченном выше интервале. Механические свойства при комнатной температуре определялись на образцах с исходной пористостью 30%, являющейся оптимальной для используемой марки порошка [8].

Название дисциплины

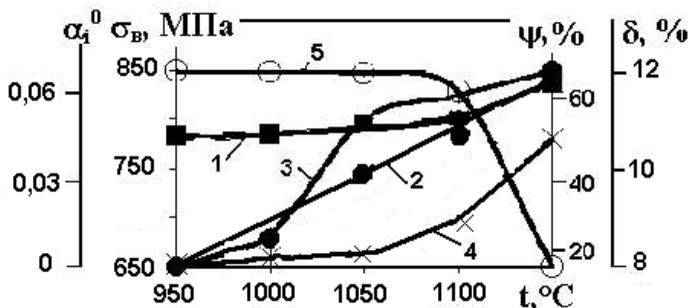


Рис.5.1. Зависимость предела прочности ГДПМ при -120°C (1) и 20°C (2), относительного удлинения (3), относительного сужения (4) и контактного сечения с незавершенным сращиванием (5) от температуры горячей допрессовки.

Обращает на себя внимание тот факт, что с повышением температуры горячей допрессовки низкотемпературный предел прочности увеличивается, и при 1150°C его значение составляет 850 МПа независимо от исходной пористости.

С повышением температуры горячей допрессовки наблюдается повышение как прочности, так и пластичности ГДПС (линии 2-4). Максимум механических свойств достигается при 1150°C . Это обстоятельство позволяет рассматривать образец, полученный при этой температуре, в качестве эталона, характеризующего завершение процесса формирования внутрикристаллитного сращивания на всей контактной поверхности. Факт ярко выраженной зависимости предела прочности ГДПС при 20°C от температуры горячей допрессовки может быть объяснен следующим образом. Образцы получены в условиях горячего уплотнения в закрытой матрице и имеют одинаковую остаточную пористость до 0,5%.

Так как в данных условиях уплотнения площадь контактного сечения является функцией пористости и совпадает по величине с площадью номинального поперечного сечения, то отмеченное отличие ГДПС в значениях предела прочности связано с незавершенностью межчастичного сращивания на определенном участке контактной поверхности, выпадающей из несущего внешнего нагружения сечения. Сопоставление значений низкотемпературного предела прочности у ГДПС, полученного при различных температурах горячей допрессовки, и эталона позволяет количественно определить относительную долю контактного сечения с незавершенным сращиванием (α_i^0) (рис.5.1, линия 5).

Название дисциплины

$$\alpha_{i0} = 1 - \sigma_{vi} / \sigma_{\varepsilon}, \quad (1)$$

где σ_{vi} – низкотемпературный предел прочности ГДПС;
 σ_{ε} – низкотемпературный предел прочности эталона.

Наличие в структуре ГДПС участков контактной поверхности с незавершенным сращиванием следует рассматривать как элемент, облегчающий разрушение и, следовательно, играющий роль концентратора напряжений. Повышение уровня механических свойств ГДПС возможно путем устранения отмеченного структурного элемента в результате дополнительной обработки давлением порошкового образца. Для проведения этой операции горячедеформированные образцы подвергались механической обработке для создания необходимого бокового зазора между ними и стенками матрицы и затем деформировались в горячем состоянии объемной штамповкой. Степень дополнительной горячей деформации определялась зазором между матрицей и образцом. Результаты исследования показаны на рис. 5.2.

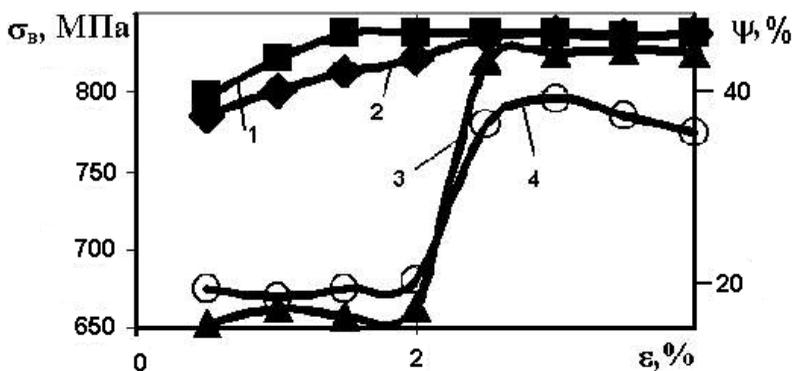


Рис.5.2. Зависимость механических свойств ГДПС от степени дополнительной пластической деформации:

1, 2 – -120°C (1); 3,4 – 20°C; 1,2,3 – σ_v ; 4 – ψ

Кривая 1 относится к ГДПС, горячая допрессовка которого проводилась при 1100°C, кривые 2-4 соответствуют ГДПС, полученному при 950°C. Дополнительная объемная деформация проводилась при 1000°C. Скачкообразное увеличение прочности и пластичности материала, наблюдаемое при степени деформации 2,5%, свидетельствует о завершении сращивания. При этой степени деформации низкотемпературный предел прочности достигает эталонного значения, которое не меняется при дальнейшем деформировании. Отмеченное значение степени дополнительной пла-

стической деформации может быть истолковано как критическая величина, характеризующая минимальную степень деформирования, достаточную для завершения сращивания на всей контактной поверхности. Эта величина является функцией температуры горячей допрессовки, с повышением которой она монотонно уменьшается.

Для объяснения необходимости пластической деформации после образования механического контакта воспользуемся понятием активного центра контактной поверхности [58]. На атомном уровне сущность сращивания заключается в установлении химической связи между поверхностными ионами металла, сблизившимися на расстояние, соизмеримое с параметром кристаллической решетки. Ювенильная металлическая поверхность может существовать только в абсолютном вакууме. В [59] показано, что хемосорбированный слой кислорода образуется на металлической поверхности при атмосферном давлении за 10-9 с, а при давлении 10-4 Па – 2 с. Поэтому в реальных технологических процессах порошковой металлургии необходимо учитывать, что металлическая поверхность покрыта хемосорбированным или оксидным слоем, возникновение которого обусловлено нескомпенсированностью химической связи поверхностного иона вследствие уменьшения координационного числа по сравнению с ионом, находящимся в объеме металла. Формирование контактирующих ювенильных поверхностей происходит в условиях пластического деформирования, при котором разрываются связи Me-O и возникают связи Me-Me. Поэтому межчастичное сращивание является энергетически активируемым процессом и его самопроизвольное протекание возможно в пределах активного центра, представляющего собой область контактной поверхности, в которой смещение ионов металла относительно положения равновесия соответствует их энергетическому состоянию, достаточному для разрыва связей Me-O.

Для расчета активированной поверхности сращивания, возникающей при пластическом деформировании металлической составляющей порошкового тела рассмотрим энергетическое состояние иона металла, смещение которого вызвано действием поля упругих напряжений ядра дислокации. Распределение энергии упругого поля, приходящейся на одну атомную плоскость, можно определить по следующему выражению [60]:

$$E_i = Gb^2a \ln((r_i - r_0)/(r_i - 1 - r_0))/4\pi, \quad (2)$$

где E_i – энергия иона в i -ом ряду от ядра дислокации;
 G – модуль сдвига;

b – модуль вектора Бюргерса;
 a – параметр кристаллической ячейки;
 r_i, r_{i-1} – расстояние от ядра дислокации до рассматриваемых рядов ионов;
 r_0 – ширина ядра дислокации, $r_0=5a$.

Значения вектора Бюргерса можно определить, исходя из преимущественных систем скольжения [60]. Например, для ГЦК-металлов преимущественным направлением скольжения является $\langle 110 \rangle$ в плоскости $\{111\}$, что позволяет выразить модуль вектора Бюргерса через параметр кристаллической ячейки:

$$b = 20,5 \cdot a \quad (3)$$

В уравнении (2), позволяющем определить r_i и, следовательно, площадь активного центра, неизвестной величиной является E_i , представляющая собой потенциальный энергетический барьер сращивания, равный энергии разрыва связи $Me-O$. Для определения этой величины воспользуемся значениями энергии кристаллической решетки оксида металла и количеством связей $Me-O$, приходящихся на одну элементарную кристаллическую ячейку. Данный расчет выполним для железа, как элемента наиболее широко используемого для производства высокоплотных горячедеформированных порошковых материалов конструкционного и специального назначения [8].

Энергию кристаллической решетки вюстита (E_v) определим по следующему выражению:

$$E_v = \Delta H - T \Delta S, \quad (4)$$

где ΔH – энтальпия образования вюстита (264,6 кДж/моль);

T – абсолютная температура сращивания;

ΔS – энтропия образования вюстита.

Для вычисления ΔS воспользуемся следующим выражением:

$$\Delta S = 2S_0FeO - S_0O_2 - 2S_0Fe, \quad (5)$$

где S_0FeO – абсолютная энтропия вюстита (58,82 Дж/моль);

S_0O_2 – абсолютная энтропия молекулярного кислорода (205,24 Дж/моль);

S_0Fe – абсолютная энтропия кристаллического железа (27,2 Дж/моль).

Значения термодинамических величин, входящих в выражения (5) и (6), приведены в [61].

Согласно международному структурному справочнику вюстит имеет структуру типа $B1$ [62], характеризующуюся гранецентрированной F -ячейкой Бравэ, плоскости симметрии m проходят в координатных и диагональных направлениях. Данная кристалли-

ческая структура относится к пространственной группе $Fm\bar{3}m$. Каждый ион кислорода окружен шестью ионами железа и наоборот. Стехиометрическая формула АВ указывает, что на одну элементарную кристаллическую решетку вюстита приходится четыре иона железа и четыре иона кислорода. Следовательно, энергию разрыва связи $Fe-O$ (E_a) можно определить по формуле:

$$E_a = E_{вн} / (NA_{п0}m), \quad (6)$$

где n – число ионов, приходящихся на одну элементарную кристаллическую ячейку вюстита (8);

NA – число Авогадро;

n_0 – число ионов кислорода, приходящихся на одну элементарную кристаллическую ячейку вюстита (4);

m – координационное число (6).

Приравнявая значение E_a , вычисленное по формуле (3.5), к энергии иона кристаллической решетки, можно определить величину r_i , представляющую собой в этом случае радиус активного центра на контактной поверхности сращивания.

Проведем данный расчет для температуры горячей допрессовки, равной $1000^\circ C$.

По выражениям (4)–(6) имеем:

$$E_{вн} = 264,4 - 1273 \cdot 10^{-3} (2 \cdot 58,82 - 205,24 - 2 \cdot 27,2) = 457,5 \text{ кДж/моль};$$

$$E_a = 457,5 \cdot 10^3 \cdot 8 / (6,022 \cdot 10^{23} \cdot 4 \cdot 6) = 25,3 \cdot 10^{-20} \text{ Дж}.$$

Полученное значение характеризует энергетический барьер сращивания.

Вычислим по выражениям (2), (3) размер активного центра при условии, что пограничные ионы обладают энергией, превышающей E_a :

r_i , нм	2	2,3	2,58	2,87
$E_i \cdot 10^{20}$, Дж	66,5	38,88	26,88	21,4

Следовательно, радиус активного центра (r_a) составляет 2,58 нм, что соответствует девяти параметрам кристаллической решетки.

По данным [58] вероятность одновременного образования активных центров, находящихся в поле действия друг друга и возникающих в материале, разделенным поверхностью сращивания, с двух сторон, составляет 10^{-7} . Это позволяет заключить, что пары активных центров практически не возникают, и энергии активного центра одной поверхности оказывается достаточно для активации ионов второй поверхности. Определим условие, соответствующее полной активации контактной поверхности, т.е. ко-

гда относительное активированное контактное сечение (S_{a0n}) равно 1. С другой стороны, S_{a0n} зависит от площадей единичных активных центров (S_0) с учетом их встречных потоков и числа (N)

$$S_{a0n} = S_0 N. \quad (7)$$

Учитывая, что характер распределения поля упругой энергии вокруг ядра дислокации имеет круговую симметрию, можно записать

$$S_{a0n} = 2\pi r a^2 N = 1. \quad (8)$$

Тогда $N = 2,3 \cdot 10^{12} \text{см}^{-2}$. Число активных центров, образовавшихся на контактной поверхности за время Δt , зависит от частоты выхода дислокаций на эту поверхность:

$$N = c \Delta t \quad (9)$$

В свою очередь c определяется скоростью изменения плотности дислокаций ($\Delta \rho$):

$$c = \Delta \rho / \Delta t. \quad (10)$$

Изменение плотности дислокаций связано со степенью пластической деформации (ε) следующим выражением:

$$\varepsilon = (\Delta \rho) 0,5 b \quad (11)$$

Используя выражения (9)–(10), можно определить степень пластической деформации, при которой контактная поверхность полностью активирована:

$$\varepsilon = (N b^2) 0,5 \quad (12)$$

В рассматриваемом случае $\varepsilon = 0,03$. Следует также отметить, что данное значение количества единичных активных центров численно совпадает с максимальной плотностью дислокаций в деформированном металле.

Аналогичные расчеты показывают, что при проведении горячей допрессовки пористой заготовки при 1100°C критическая степень дополнительной деформации составляет 1,5%.

Полученные результаты свидетельствуют о преобладающей роли пластической деформации в межчастичном срачивании при формировании горячедеформированных порошковых материалов. Таким образом, дополнительная обработка давлением ГДПС должна проводиться со степенью деформации не меньше критической и может быть предложена не только для формоизменения, но и для повышения уровня их механических свойств.

ИЗГОТОВЛЕНИЯ ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ ДЕТАЛЕЙ ТИПА ШЕСТЕРЕН

Разработка технологического процесса изготовления детали из порошкового материала должна основываться на закономерностях формирования его структуры и свойств. Для горячей штамповки порошковых материалов особое внимание должно уделяться созданию условий для завершения межчастичного сращивания в ходе горячей допрессовки. Очевидно, что какая бы ни была структура в объеме материала, окруженном бывшей поверхностью частицы порошка, до определенного уровня межчастичного взаимодействия сращивания свойства порошкового материала будут определяться не морфологическими структурными особенностями, а качеством сращивания.

Одним из преимуществ технологии горячей штамповкой является экономия (до 60%) используемых материалов в сравнении с традиционными методами металлообработки. Кроме того, замена изготовления зубчатых колес обработкой резанием из прутков и поковок на технологию горячей штамповки позволяет снизить трудоемкость их изготовления и себестоимость, а также высвободить дефицитный парк металлообрабатывающих станков и, соответственно, занимаемые ими производственные площади.

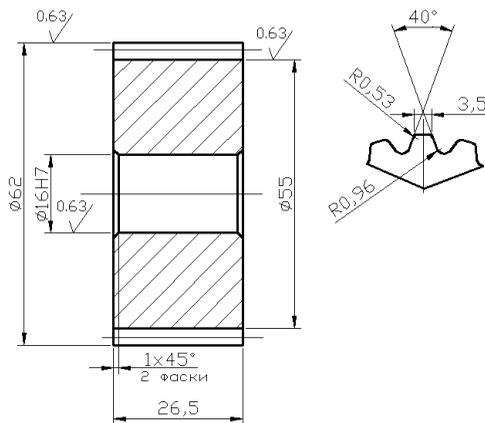


Рис. 6.1. Зубчатый шкив ленточного конвейера

Для производства зубчатого шкива использовался железный порошок ABC 100.30. Масса готовой продукции составляла 511 грамм. Пористость при холодном прессовании обеспечивалась в пределах 23%. С целью получения однородной структуры заготовки спекались при температуре 1100°C в течении 2 часов. Заго-

товки не имели предварительно сформированных зубьев, а формообразование последних осуществлялось при горячей штамповке. Перед штамповкой заготовки нагревались до температуры 1000°C, а температура матрицы составляла 600°C. Конечная пористость составляла 2%. Режимы горячей штамповки назначались в соответствии с условиями завершения пластической деформации в полость матрицы и недопущения сохранения в структуре материала микротрещин.

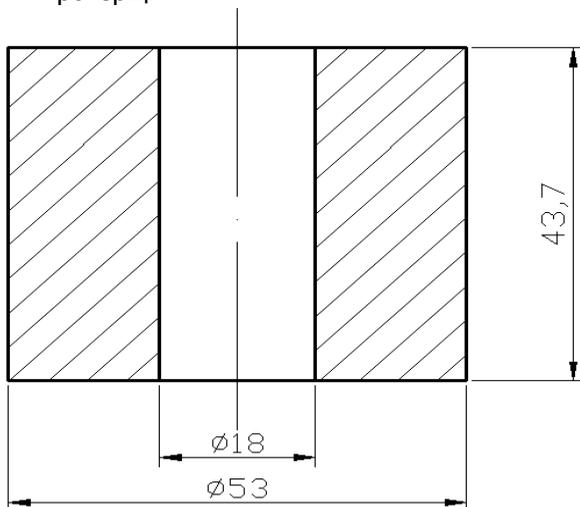


Рис. 6.2. Пористая порошковая заготовка

6.1 Инструментальная оснастка для изготовления зубчатого шкива ленточного транспортера

При изготовлении матрицы для опытной партии зубчатых шкивов с числом зубьев $Z=21$, наиболее доступной оказалась технология нарезания зубьев долбяком. Была достигнута точность, позволяющая прессовать шестерни, соответствующие 9-му качеству точности.

Известно, что обработку резанием можно осуществлять на материалах с незначительной твердостью. Для обеспечения стойкости матриц требуется термическая обработка с целью повышения твердости. Применение объемной закалки приводит к поводке материала, искажению профиля матрицы.

Размер и форма рабочей полости матрицы исключили возможность применения шлифования для достижения необходимой точности зубьев. Чтобы свести к минимуму искажение профиля

матрицы при последующей термообработке, была принята следующая технология её изготовления:

- Изготовление заготовки на токарном станке;
- Закалка и отпуск;
- Чистовая обработка всех размеров и долбление зубьев;
- Азотирование.

Заготовка матрицы из стали 4Х5 МФС ГОСТ 5950-73 подвергалась улучшению до твердости HRC 28-30. После этого производилась чистовая обработка всех размеров и долбление зубьев. С целью повышения стойкости после окончательной механической обработки матрицы азотировались. Азотирование осуществлялось в среде аммиака со степенью диссоциации 35% при температуре 530°C в течении 15 часов. При этом толщина азотированного слоя составила 0,2-0,25 мм. Искажение профиля рабочей полости матрицы после азотирования не наблюдалось.

Для осуществления горячей штамповки использовался механический пресс К2232. Схема блока для горячей штамповки пористых порошковых формовок показана на рисунке 6.3. Использование данного блока позволило повысить качество штампуемых деталей и точность проведения экспериментов за счёт стабилизации процесса горячей штамповки по времени. При ГШ в блоке использовались пористые порошковые заготовки простой формы без предварительного оформления трапецеидального профиля зубьев, а формообразование зубчатого венца происходило путем радиального течения материала заготовки в полости матрицы. Спроектированный и изготовленный блок позволил осуществлять прессование по двухсторонней схеме с плавающей матрицей.

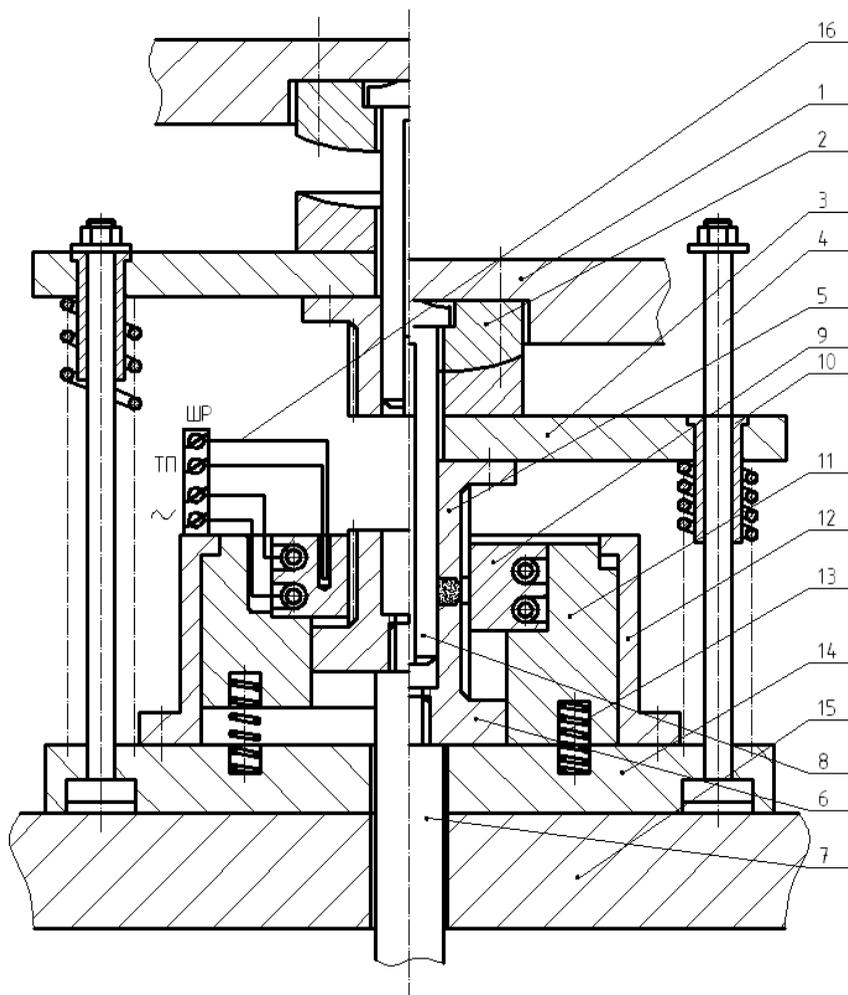


Рис. 6.3. Схема блока для горячей штамповки изделий из пористых порошковых заготовок

Блок имеет три плиты. Верхняя плита 1 крепится к ползуну кривошипного пресса и соединена двумя штангами с механизмом выталкивателя. Кроме этого, на верхней плите 1 закреплена сферическая опора 2 и игла 8. Сферическая опора предназначена для устранения перекосов, которые имеют место из-за деформации станины пресса. Усилие от ползуна передается через сферическую опору на промежуточную плиту 3, которая движется по четырём направляющим колоннам 4, закрепленным в нижней

Название дисциплины

плите 14. Движение плиты вверх обеспечивается возвратными пружинами, расположенными соосно на колонках. На промежуточной плите закреплён верхний пуансон 5. На нижней плите 14 закрепляется направляющий стакан матрицы 12, в котором установлена матрица 9 в обойму 11. Для обеспечения двусторонней схемы формования матрица с бандажом имеет возможность перемещаться вдоль оси направляющего стакана. В верхнем положении матрица удерживается пружинами 13. В канавках матрицы расположен нагревательный элемент 10, который поддерживает её температуру в заданных пределах. Температура контролируется при помощи термопары 16. Нижний пуансон 6 находится в постоянном сопряжении с матрицей 9 и в процессе штамповки опирается на нижнюю плиту 14, закреплённую на подштамповой плите пресса 15. Нижний пуансон 6 при помощи штока 7 соединён с механизмом выталкивателя.

Блок работает следующим образом.

В начале рабочего цикла ползун пресса, верхняя плита, промежуточная плита и выталкиватель с нижним пуансоном находятся в верхнем положении. Нагретая заготовка укладывается на нижний пуансон. Включается рабочий ход пресса. Верхняя плита вместе с выталкивателем и нижним пуансоном движутся вниз, заготовка попадает в полость матрицы, а стержень выходит из верхнего пуансона. При движении ползуна вниз, верхняя плита через сферическую опору передает усилие промежуточной плите и верхнему пуансону, перемещая их вниз, при этом сжимаются возвратные пружины. Нижний пуансон с заготовкой останавливается, упираясь в нижнюю плиту. При дальнейшем движении ползуна вниз начинается процесс уплотнения заготовки: верхний пуансон входит в матрицу, соприкасается с заготовкой и начинает её деформировать. Под действием сил трения между уплотняемой заготовкой и матрицей последняя вместе с бандажом начинает двигаться вниз, сжимая пружины. За счёт этого осуществляется двусторонняя схема прессования, так как нижний пуансон остается неподвижным. Пройдя нижнюю мертвую точку, ползун начинает двигаться вверх, поднимая за собой верхнюю плиту. Промежуточная плита под действием возвратных пружин также движется вверх, выводя верхний пуансон из полости матрицы. Дойдя до упоров, промежуточная плита останавливается, а верхняя плита продолжает двигаться вверх. Далее стержень заходит во внутрь верхнего пуансона и происходит снятие спрессованного изделия, если оно осталось на стержне. Одновременно начинается движение вверх штока выталкивателя с нижним пуансоном и если

Название дисциплины

спрессованное изделие осталось в матрице, то нижний пуансон выталкивает его. Матрица в обойме под действием пружин возвращается в исходное положение. Затем производится удаление изделия с нижнего пуансона и цикл прессования повторяется. Перед каждым циклом штамповки пресс-форма смазывается путём распыления водной эмульсии графита.

Конструкция блока позволяет расположить устройство для автоматической подачи заготовок и удаления спрессованных изделий. Блок, оснащенный таким устройством, позволяет осуществлять горячую штамповку в автоматическом режиме. Созданный блок является универсальным. Лёгкость смены формующего инструмента позволяет быстро перенастраивать его для штамповки различных изделий. Кроме этого, его конструкция позволяет осуществлять штамповку по одноосной схеме уплотнения. В этом случае матрица с бандажом опускается вниз до упора и фиксируется в этом положении.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Механические свойства ГДПС варьируются в широких пределах. При постоянном содержании углерода и минимальной остаточной пористости их значения существенно зависят от температуры горячей допрессовки. При относительно низких температурах формируется разнородная микроструктура с низким уровнем механических свойств.

Значительное влияние на уровень механических свойств оказывает степень растворения углерода в металлической основе. При недостаточной продолжительности спекания в структуре пористого порошкового материала обнаруживаются объемные включения, обогащенные углеродом. Эти включения увеличивают склонность ГДПС к хрупкому разрушению. Локальные методы структурного анализа оказываются более эффективными для оценки степени гомогенизации порошкового материала, чем объемные. Для исследуемых сталей оптимальная продолжительность спекания составляет 1,5 ч при температуре 1000°C.

Термическая обработка оказывает существенное влияние на структуру и механические свойства ГДПС. Ее применение для улучшения свойств ГДПС целесообразно при полном завершении межчастичного сращивания на контактных поверхностях. В противном случае уровень механических свойств остается низким.

Название дисциплины

Применение термической обработки для улучшения качества межчастичного сращивания не приводит к положительным результатам. При термодформационном воздействии на порошковый материал создаются наиболее благоприятные условия для протекания и завершения межчастичного сращивания.

Предложен способ повышения механических свойств ГДПС, заключающийся в их дополнительной горячей обработке давлением. Степень дополнительной пластической деформации зависит от относительной площади контактного сечения с незавершенным при горячей допрессовки межчастичным сращиванием.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Королев Ю.М., Люлько В.Г. Тенденции развития порошковой металлургии последнего периода // Технологии получения и применения порошковых и композиционных функциональных материалов. Информационные технологии для интеграции образования и промышленности: Ростов-н/Д, 2003.–С.11-12.
2. Раковский В. С. Спеченные материалы в технике. – М.: Металлургия, 1978. • 231 с.
3. Бар Дж., Вейс В. Порошковая металлургия материалов специального назначения. - М.: Металлургия, 1977. • 374 с.
4. Дорофеев Ю. Г., Устименко В. И. Порошковая металлургия - отрасль прогрессивная. Опыт и перспективы развития. – Ростов н/Д: Кн. изд-во, 1982. • 192 с
5. Кипарисов С. С., Либенсон Г. А. Порошковая металлургия.- М.: Металлургия, 1980. • 495 с.
6. Буланов В. Я., Небольсинов В. Н. Прогнозирование свойств спеченных материалов.– М.: Наука, 1981. – 156 с
7. Бальшин М. Ю. Научные основы порошковой металлургии волокна. М.: Металлургия, 1972.– 336 с.
8. Дорофеев Ю. Г. Динамическое горячее прессование пористых порошковых заготовок. – М.: Металлургия, 1977. – 216 с.
9. Ковальченко М. С. Теоретические основы горячей обработки пористых материалов давлением. - Киев: Наукова думка, 1980.– 238 с.
10. Радомысльский И. Д., Печентковский Е. Л., Сердюк Г. Г. Пресс-формы для порошковой металлургии. Расчет и конструирование. - Киев: Техника, 1970.–172 с.
11. Skogum S. Über das isostatische Pressen / Vorteile und Applikation.
12. V. Internat. Pulvermet. Tagung.– Dresden, 1973.– Nr. 42.–S. 30-38.
13. Rüdiger O., Exner H.E. Anwendung grundlegender Untersuchungen auf die Entwicklung von Hartmetallen. Plenarvortrag 4. Europ. Symp. für Pulvermetallurgie.– Grenoble, 1975.– S. 122-143.
14. Применение методов порошковой металлургии в автомобиле–строении капиталистических стран / Э. Т. Денисенко, Т. В. Еремина, Д. Ф. Калинович и др.// Порошковая

Название дисциплины

- металлургия. • 1982. • №9. • С.90-96.
15. Duncley J. J., Gansnon R. J. The p/m Extrusion of tool steel Bar. The inter-national journal of Powder Metallurgy and Powder Technology, 1977.-vol. 13.- №1.- P. 13-20
 16. Манукян Н.В., Саркисян Д. Э. Исследование распределение деформаций при экструзии пористых металлических материалов. - В кн.: Порошко-вая металлургия. - Ереван, 1970.- С. 102-108.
 17. Brown G.T. Hot extrusion, theory and practice. Powder Metallurgy, 1977.- vol. 20.- №1.- P. 49-50.
 18. Friedman G. Properties of extruded Metal Powder. The International journal of Powder metallurgy and Powder Technology, 1980.- vol. 16.- №1.- P. 29 -36.
 19. Park S.G., Park W.K. Properties of extruded Aluminium - Iron P/M Materials. The International journal of Powder metallurgy and Powder Technology, 1978. - vol. 14.-№4.- P. 305-321.
 20. Sheppard T., Meshane H. Analysis of pressure requirements for Powder Metallurgy // The Interna-tional journal of Powder metallurgy and Powder Technology.- 1976.- V. 19.- № 3.- P. 121 - 125.
 21. Skelly H.M. Properties of p/m Forgungs made by six Methods. The Interna-tional journal of Powder metallurgy and Powder Technology, 1978. - vol. 14.- №1.- P. 32-37.
 22. Ковальченко М. С. Уплотнение пористого тела при горячей ковке // Порошковая металлургия.- 1974.- №6.- С. 29-36.
 23. Цыркин А.Т. Исследование особенностей получения структуры и свойств металокерамических материалов для тяжело нагруженных узлов тепловозов. Автореф. дис. ... канд. тех. наук. - Новочеркасск, 1971.-23с.
 24. Дорофеев В. Ю. Исследование процесса формирования зубчатых колес из нагретых пористых порошковых заготовок, структуры и свойства их материала. - Дисс. ... канд. техн. наук. - Новочеркасск, 1982.- 181с.
 25. Горячая объемная штамповка порошкового титана / В.А. Павлов, Л.И. Живов, В.В. Щербина и др.// Порошковая металлургия. - 1973.- №8.- С. 15 - 19.
 26. Энгстром У., Йохансон Б., Кнутссон П. Свойства материалов, полученных при теплом прессовании улучшенных порошков // Материалы науч.-прак. конфер. «Современные технологии, материалы и изделия порошковой

Название дисциплины

- металлургии». – Ростов-на-Дону, 2002.–С.16.
28. Кулик О.П., Левина Д.А., Чернышев Л.И. Новые технологии расширяют области применения порошковой продукции // Порошковая металлургия.–2001.–№5/6.–С. 105-108.
 29. Баглюк Г.А. Усовершенствование процессов деформирования порошковых материалов на основе управления силами контактного трения // Порошковая металлургия.– 2002.–№1-2.–С.19-25.
 30. Ермаков С.С., Вязников Н.Ф. Порошковые стали и изделия.–Л.: Машиностроение, 1990.– 320 с.
 31. Рогозин В.Д. Взрывная обработка порошковых материалов.– Волгоград, РПК «Политехник», 2002.– 135 с.
 32. АС СССР №1732572. Писарев С. П., Рогозин В.Д. Способ получения сверхпроводящих изделий с внутренней полостью сваркой взрывом // 1992.
 33. Взрывное прессование слоистых металлокерамических элементов электротехнического назначения / В.Д. Рогозин, С.П. Писарев, Ю.П. Трыков и др. // Слоистые композиционные материалы - 98: Труды науч.-техн. конфер. / Волгоград, 1998.– С. 139-140.
 34. Рогозин В.Д., Писарев С.П. Параметры нагружения при сварке взрывом с запрессовкой порошка в трубчатых элементах // Сварочное производство.– 1998.– №11.– С.7-9.
 35. Роман О. В. Развитие высокоэнергетических методов прессования в порошковой металлургии // Порошковая металлургия.– Минск: Вышэйш. шк. 1977.– С. 3-8.
 36. Дэвис Р. Применение высоких скоростей для прессования металлических порошков иковки порошковых заготовок. — В сб.: Порошковая металлургия, вып.1. - Минск: Высшая школа, 1977.– Вып.1.– С. 26 - 29.
 37. Исследование особенностей холодного и горячего прессования порошковых заготовок / В.Е. Батурин, Ю.Д. Клебанов, Б.В. Розанов и др. // Порошковая металлургия.– 1973.– №8.– С. 10 - 14.
 38. Yoo S.H., Sudarshan T.S., Sethuram et all. // Powder Metallurgy.–1999.–№4.– P. 181-182.
 39. Сердюк Г.Г., Сахненко А.В., Свистун Л.И. Опыт промышленного применения высокоскоростного (ударного) прессования металлических порошков // Порошковая металлургия.– 2000.– №9/10.– С.108 - 115.
 40. Патент № 2210460 РФ. Способ изготовления изделий из шихты на основе металлического порошка / С.Н.

Название дисциплины

- Егоров, Ю.Ю. Медведев, М.С. Егоров и др.–Оубл. 06.12.2001.
41. Егоров С.Н., Медведев Ю.Ю. Получение высокоплотного порошкового материала методом электропластического уплотнения // Современные технологии в материаловедении–Магнитогорск: МГТУ, 2003.– С.99-102.
 42. Егоров С.Н., Медведев Ю.Ю. Влияние режимов электропластического уплотнения на пористость порошкового материала // Материалы науч.-практ. конф. «Современные технологии в машиностроении – 2003» 26-27 апр. 2003 г. / Пенза: Пензенский гос. ун-т.– 2003.–С12-14.
 43. Егоров С.Н., Медведев Ю.Ю., Чухан С.М. Зависимость временного сопротивления железных образцов от параметров процесса электропластического уплотнения порошкового материала // Материалы VIII междунар. науч.-практ. конф. «Проблемы машиностроения и технологии материалов на рубеже веков» 28-30 мая 2003 г./ Пензенский гос. ун-т.–Пенза, 2003.–С19-21.
 44. Дорофеев Ю.Г. Динамическое горячее прессование пористых материала-
 45. лов. • М.: Наука, 1968. • 120 с.
 46. Дорофеев Ю.Г. Динамическое горячее прессование в металлокерамике. • М.: Metallургия, 1972. • 176 с.
 47. Устименко В.И., Мариненко Л.Г., Волкогон Г.М. Влияние технологических режимов и химического состава на стабильность механических свойств порошковых сталей // Исследование в области горячего прессования в порошковой металлургии: Новочеркасск, 1984. • С. 10-14.
 48. Дорофеев Ю.Г., Дорофеев В.Ю. Научные и технологические проблемы динамического горячего прессования порошковых материалов // Sintern Phenoemene Technologien und Werkstoffe: IX Internationale Pulvermetallurgische Tagung.– Dresden,1989.–В.2.–S.332-345.
 49. Дорофеев Ю.Г. Новые направления в теории и технологии динамического горячего прессования // Порошковая металлургия.–1992.–№9.–С. 8-12.
 50. Дорофеев Ю.Г. Разработка научных основ формирования горячедеформированных порошковых материалов // Проблемы современных материалов и технологий производства наукоемкой продукции: Тез. докл. науч. конф.– Пермь, 1993.– Ч.1.–С. 37-39.
 51. Дорофеев Ю.Г., Дорофеев В.Ю. Теоретические и техноло-

Название дисциплины

- гические аспекты обеспечения заданных свойств горячедеформированных порошковых материалов // Новейшие процессы и материалы в порошковой металлургии: Тез. докл. науч. междунар. конф.–Киев, 1997.–С.41.
52. Дорофеев Ю.Г. Эволюция теории и технологии горячей обработки давлением дискретных материалов // Порошковые и композиционные материалы и изделия: Сб. науч. тр./ Южно-Рос. гос. техн. ун-т.–Новочеркасск: ЮРГТУ (НПИ), 2000.–С.4-12.
 53. Дорофеев Ю.Г., Егоров С.Н. Некоторые особенности окисления пористых заготовок в процессе нагрева перед динамическим горячим прессованием // Порошковая металлургия. • 1978. • №6 • С.26-28.
 54. Блантер М.Е. Теория термической обработки.– М.: Металлургия, 1984.– 328 с.
 55. Срачивание на контактных поверхностях при различных технологических вариантах горячей обработки давлением порошковых материалов / Ю.Г. Дорофеев, В.Ю. Дорофеев, С.Н. Егоров и др. // Порошковая металлургия. • 1986. • №10. • С.31-34.
 56. Процессы срачивания в порошковой металлургии / В.Ю. Дорофеев, И.А. Кособоков, В.И. Лозовой и др.//Новочерк. политехн. ин-т. Новочеркасск. • 1990. • 88 с.
 57. Процессы срачивания в порошковых горячештампованных материалах на основе железа. Сообщения 1-3 / В.Ю. Дорофеев, В.Ю. Дорофеев, Ю.Н.Иващенко и др. // Порошковая металлургия. • 1988. • № 6. • С. 27-32; № 7. • С. 53-56; № 8. • С. 36-40.
 58. Дорофеев В.Ю., Егоров С.Н. Межчастичное срачивание при формировании порошковых горячедеформированных материалов.-М.:Металлургиздат, 2003.-151 с.
 59. Егоров С.Н., Кичик Т.Н., Гийденко В.А. Контактная и свободная поверхности пористого тела как функции пористости // Порошковые и композиционные материалы. Структура, свойства, технология: Сб. науч. тр./Южно-Рос. гос. техн. ун-т-Новочеркасск: ЮРГТУ, 2001.-С.22-26.
 60. Методы исследования механических свойств металлов / Под ред. С.И. Кишкиной, Н.М. Складова. // М.: Машиностроение, 1974.– 320 с.
 61. Каракозов Э.С. Сварка металлов давлением.-М.: Машиностроение, 1986.-280 с.
 62. Кочергин К.А. Контактная сварка.- Л.:Машиностроение,

Название дисциплины

1987.- 240 с.

63. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч.1. Дефекты решетки.- М.: Металлургия, 1982.-280 с.

64. Смитлз К. Дж. Металлы.-М.: Металлургия, 1980.- 447 с.

65. Шаскольская М.П. Кристаллография.-М.:Высшая школа, 1984.-386 с.