

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего
профессионального образования "Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС»"

На правах рукописи

Нгуен Суан Зунг

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ
СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ОБОЛОЧЕК ИЗ ДВУХФАЗНЫХ
ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ**

Специальность 05.16.05 – "Обработка металлов давлением"

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научные руководители:

д. т. н. проф. Смирнов О. М.

к. т. н. доц. Полькин В. И.

СОДЕРЖАНИЕ

Введение	4
Глава 1. Аналитический обзор литературы	8
1.1. Обработка металлов давлением в сверхпластическом состоянии	8
1.2. Сверхпластичность металлических материалов.....	12
1.3. Технология сверхпластической формовки оболочек.....	24
1.4. Способы регулирования утонения стенок	38
1.5. Двухфазные титановые сплавы и их сверхпластичность	43
1.5.1. Общая характеристика двухфазных титановых сплавов	43
1.5.2. Сверхпластичность двухфазных титановых сплавов	51
1.5.3. Методы подготовки ультрамелкозернистой микроструктуры ...	57
1.6. Заключение по главе 1.....	59
1.7. Цель и задачи исследований	61
Глава 2. Методика проведения исследований и исследуемый материал ...	63
2.1. Исследуемый материал и образцы	63
2.2. Методика и оборудования для исследования микроструктуры	65
2.3. Оборудование и технологические оснастки для СПФ	69
2.4. Применение компьютерных программ для моделирования СПФ	77
Глава 3. Исследование структуры и реологических свойств титанового сплава ВТ6 в состоянии сверхпластичности	85
3.1. Влияние температуры на структуру и реологические свойства	85
3.2. Влияние размера зерен на реологические свойства	93
3.3. Реологические модели для описания свойств сплава при СПД	96
3.4. Заключение по главе 3	104
Глава 4. Моделирование процессов СПФ	106
4.1. Задачи математического моделирования СПФ	106
4.2. Моделирование процесса свободной выдувке при СПФ	109
4.3. Моделирование процесса СПФ в матрицу	119
4.4. Расчет оптимального давления газа при СПФ	123

4.5. Заключение по главе 4	129
Глава 5. Исследование способности к формообразованию листовых заготовок из двухфазных титановых сплавов	130
5.1. Задачи экспериментальных исследований СПФ	130
5.2. Разработка установки для экспериментов по СПФ	131
5.3. Проведение экспериментов по СПФ оболочек	134
5.4. Исследование СПФ при разных технологических параметрах	137
5.4.1. Свободная формовка куполов	137
5.4.2. СПФ оболочек с продольными рифтами	152
5.4.3. Микроформовка в состоянии сверхпластичности	156
5.5. Разработка рекомендаций для использования результатов работы ...	160
5.6. Практическое применение методики комплексной оценки	164
5.7. Заключение по главе 5	170
Основные результаты работы и вывод	174
Список литературы	177

Введение

Прогресс в машиностроении в значительной степени определяется разработкой новых и совершенствованием существующих технологий изготовления изделий. Одним из перспективных направлений совершенствования технологии листовой штамповки при производстве тонкостенных деталей в виде оболочек из титановых сплавов в условиях мелко- и среднесерийного производства является использование сверхпластической формовки (СПФ) листовых заготовок. Промышленное освоение сверхпластической формовки позволяет получать тонкостенные объемные изделия сложной конфигурации, производство которых с использованием традиционных процессов листовой обработки не рентабельно или практически невозможно. Кроме того, СПФ по сравнению с традиционными методами получения аналогичных деталей обладает рядом преимуществ, к числу которых относятся: высокий коэффициент использования материала (КИМ), возможность получения сложнопрофильных изделий на маломощном прессовом оборудовании и простой дешевой оснастке за одну формообразующую операцию. Технология СПФ имеет меньшую трудоемкость, низкие энергетические и капитальные затраты, позволяет сократить ручной труд и снизить себестоимость изделий. Однако развитие и внедрение технологии СПФ сдерживается из-за недостатка экспериментальных и аналитических данных о влиянии реологического поведения промышленных сверхпластичных материалов (СПМ) с различным размером структурных составляющих на технологические параметры процесса формовки, отсутствия серийного оборудования и штамповой оснастки для СПФ, а также ограниченности сведений об экономической эффективности этой технологии. Решение этих вопросов представляет собой актуальную научную и практическую задачу.

В настоящее время, двухфазные титановые сплавы довольно широко применяются в различных отраслях промышленности для изготовления конструкций летательных аппаратов, баллонов, работающих под давлением, и целого ряда других конструктивных элементов, военной и гражданской техники.

Эти сплавы применяются в судостроении, химической промышленности, в установках и сооружениях, работающих в морской среде. Одним из типичных двухфазных титановых сплавов является сплав ВТ6. Он обладает общими присущими этой группе сплавов характеристиками и относится к числу наиболее распространенных в мировой титановой промышленности. Двухфазные титановые сплавы, в частности сплав ВТ6, имеют хорошую технологичность, особенно, при их обработке давлением в горячем состоянии. Однако производство листовых деталей сложной формы с глубокими рифтами и малыми радиусами кривизны рельефа из этих сплавов обычной горячей деформацией очень трудоемко или вообще неосуществимо на практике. Причем при обычной горячей деформации вследствие ее неравномерности и неоднородности по сечению заготовки, а также низкой теплопроводности титановых сплавов образуются зоны интенсивного течения, приводящие к резко выраженной макро- и микроструктурной неоднородности, что оказывает негативное влияние на качество полученных изделий. Для устранения отмеченных выше трудностей обработка двухфазных титановых сплавов в состоянии сверхпластичности приобретает особо важное значение. Она позволяет резко уменьшить сопротивление деформации и увеличить пластичность титановых сплавов. При этом важно установить влияние СПД на микроструктуру и комплекс механических свойств сплавов. Поэтому систематическое исследование, которое включает современные вычислительные средства, характеристик СПД двухфазных титановых сплавов и технологии СПФ для получения оболочек из них является актуальным для оптимизации технологических режимов и повышения качества полученных продуктов, а также создания новых принципов формовки при изготовлении деталей сложного профиля.

Настоящая работа посвящена разработке процессов сверхпластической формовки оболочек из сплава ВТ6 с ультрамелкозернистой структурой, как представителя двухфазных титановых сплавов, для установки общих закономерностей их формообразования при СПФ оболочек на основе исследования и описания влияния количественных характеристик

микроструктуры сплава и температуры на его реологическое поведение, технологические параметры процесса листовой сверхпластической формовки с использованием компьютерного и физического моделирования.

В работе определена количественная связь между размером структурных составляющих и реологическими характеристиками двухфазных титановых сплавов при сверхпластической деформации, а также относительно термическая стабильность их структуры при нагреве до оптимальной температуры СПД и последующей выдержке в течении СПФ. На основе вычисленных реологических параметров и характеристик сверхпластичности исследуемых материалов выбраны рациональные технологические режимы сверхпластической формовки. Разработаны компьютерные конечно-элементные (FEM CAD) модели процессов СПФ полых оболочек с рельефом различных типов для исследования закономерности формоизменения, а также распределения напряженно-деформированное состояния в полуфабрикате при различных термомеханических режимах. Проведены эксперименты по СПФ типовых оболочек из сплава ВТ6 для проверки и отработки расчетных результатов компьютерного моделирования, и исследования влияния микроструктуры исходной листовой заготовки (направления прокатки) на параметры готовых изделий, а также эволюции микроструктуры в процессе СПФ. Проверка на практическое применение предложенной методики комплексной оценки формуемости листов из двухфазных титановых сплавов проводилась на среднелегированном двухфазном титановом сплаве ВТ23 при изготовлении полусфер с целью оценки адекватности исследованных моделей.

Автором выносятся на защиту:

- выбор модельного сплава для исследования технологии СПФ оболочек из двухфазных титановых сплавов;
- методика определения реологических параметров и их зависимостей от показателей структуры и температуры по выбранной модели, численные параметры реологической модели и характеристики полученные при исследовании сплавов ВТ6 и ВТ23 в состоянии сверхпластичности;

- предложенные компьютерные модели и методики определения технологических режимов и характеристик формоизменения оболочек из двухфазных титановых сплавов при СПФ;
- результаты компьютерного моделирования процессов СПФ оболочек из двухфазных титановых сплавов при свободной выдувке и формовки в матрицы с гравюрами различных типов;
- результаты экспериментальных исследований СПФ оболочек из сплава ВТ6 и проверки предложенных методик комплектной оценки формуемости листов из двухфазных титановых сплавов на среднелегированном двухфазном титановом сплаве ВТ23 при изготовлении полусфер;
- рекомендации по технологическим схемам, температурно-скоростным и силовым режимам, а также проектированию инструмента для СПФ оболочек из двухфазных титановых сплавов.

Работа выполнена на кафедре «Технология и оборудование трубного производства» (ТОТП) национального исследовательского технологического университета «МИСиС» и в Ханойском технологическом институте (Социалистическая Республика Вьетнам - СРВ).

Автор выражает глубокую признательность д. т. н. проф. Смирнову О. М., к.т.н. доц. Полькину В. И. и другим сотрудникам и преподавателям кафедры ТОТП и ПДСС за помощь, оказанную при выполнении работы и представлении её результатов.

Глава 1. Аналитический обзор литературы

1.1. Обработка металлов давлением в сверхпластичном состоянии

Развитие современного машиностроения требует создания технологических процессов, обеспечивающих высокое качество изделий при минимальной себестоимости продукции. Обработка металлов давлением является одним из технологических способов, которые широко используются в промышленном производстве для изготовления деталей, имеющих различные геометрические размеры, форму и требуемые эксплуатационные характеристики.

Обработка металлов давлением (ОМД) – это технологический процесс, при котором изменяется форма заготовки без нарушения её сплошности за счет использования пластических свойств металлов. Одним из важнейших свойств металлических материалов является пластичность – это способность под действием внешних механических напряжений необратимо изменять форму без разрушения. Пластическое деформирование металлов вызывает определенные изменения в строении и приводит к движению и росту числа дислокации, что ведет к упрочнению металла, называемому наклепом, что ограничивает способность к пластической деформации [1]. Общеизвестно, что металлы, подвергаемые статическому растяжению, разрушаются с образованием шейки при относительном удлинении, не превышающей 50% исходной длины. Поэтому неудивительно, что большой интерес исследователей вызвали опыты, показавшие, что удлинения некоторых металлов и их сплавов, деформируемых в определенных условиях, значительно превышают 1000%; их поведение во время растяжения было подобно стеклу или жевательной резинке. Такое поведение металлов было названо сверхпластичным, а само явление – сверхпластичностью [2].

Впервые аномально высокую пластичность сплавов обнаружил К. Пирсон (Великобритания). Тогда в 20-30-е годы прошлого века он наблюдал необычайно большие равномерные удлинения (до 2000%) образцов эвтектических сплавов Pb-Sn и Bi-Sn (рис. 1.1) при незначительных по величине напряжениях, при этом зеренная структура оставалась равноосными. Пирсон сделал вывод, что механизм,

обеспечивающий высокие удлинения является зернограницным скольжением [3,4].

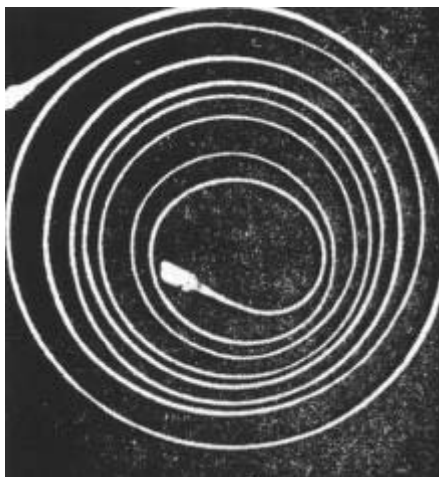


Рис 1.1 - Образец эвтектического сплава Bi – Sn после растяжения в состоянии сверхпластичности. Полученное удлинение равно 1950% [3].

В СССР изучение этого явления началось в 40-е годы под руководством А. А. Бочвара и З. А. Свицерской, и понятие "сверхпластичность" впервые было приведено ими в науку и производство в 1945 для описания необычного поведения двухфазного сплава цинка с алюминием. Это понятие в последствии стало общепринятым термином в мировой литературе. В настоящее время в контексте с терминологией «пластическая деформация» (ПД) широко используется термин «сверхпластическая деформация» (СПД) [2,3].

В 70-80-е годы XX века вопросами координации работ по практическому использованию сверхпластичности занимались ГКНТ СССР, НТО «МАШПРОМ», АН СССР, Минвуз СССР, ведущие оборонные отраслевые министерства и ведомства. На базе исследовательской группы Уфимского авиационного института под руководством О.А.Кайбышева был создан единственный в мире академический Институт проблем сверхпластичности материалов (ИПСМ), а в МИСиС – научно-исследовательская лаборатория деформации сверхпластичных материалов (НИЛ ДСПМ). В рамках общесоюзной и отраслевых научно-технических программ по сверхпластичности, сформированных по инициативе и при участии ИПСМ и МИСиС, были задействованы ведущие академические,

отраслевые и вузовские институты: ИМЕТ им. Байкова, ИФТТ АН СССР, ВИАМ, ВИС, НИАТ, НИИТМ, НПО “Машиностроения”, НПО “Композит”, ЦНИИ Прометей, Московский институт теплотехники, МГУ, МВТУ им. Н.Э. Баумана, МАИ, МАТИ, Воронежский, Горьковский и Кировский политехнические институты и многие другие [5].

В мире явление сверхпластичности интенсивно изучается многочисленными исследователями во многих странах, среди которых необходимо в первую очередь назвать США, Великобританию, Францию, Японию, ФРГ, Канаду, Китай и ряд других. Регулярно с 1982 года один раз в три года проводятся международные конференции по сверхпластичности под названием «Superplasticity in Advanced Materials (ICSAM)» (в 1982, 1988, 2000, 2009 гг. – в США, в 1985 г. – во Франции, в 1991 г. – в Японии, в 1994 г. – в России [6], в 1997 г. – в Индии, в 2003 г. – в Великобритании, в 2006 г. – в Китае [7]). Кроме того, в ряде стран проводятся национальные конференции по сверхпластичности: в 70-х...80-х годах прошлого века такие конференции регулярно проводились в СССР, позднее ряд национальных и региональных конференций были проведены в Великобритании, Японии и др. странах [8].

Успехи, достигнутые в этой области, связаны с именами российских ученых: Я.М. Охрименко, О.М. Смирнова, М.Х. Шоршорова, А.С. Тихонова, О.А. Кайбышева, Р.З. Валиева, И.И. Новикова, В.К. Портного, А.А. Преснякова, А.П. Гуляева, а также зарубежных ученых: В. Бэкофена, О. Шерби, М. Грабского, Ф. Джовани, Р. Джонсона, Г. Корнфилда, Х. Шелоски, Д. Холта, Х. Хейдена, Р. Гибсона, Ф. Вайсса и др [5].

Исследование эффекта сверхпластичности материалов позволяет расширять способность внедрения метода ОМД в промышленном производстве за счет их существенных преимуществ при СПД, к которым относятся [9,10]:

- чрезвычайно большая деформационная способность материалов в состоянии сверхпластичности (на 1...2 порядка больше, чем при обычном горячем деформировании);

- малое сопротивление деформации (в 5... 10 раз меньше, чем у тех же материалов в пластическом состоянии);
- слабое влияние сверхпластической деформации на исходную микроструктуру заготовки позволяет получать детали со структурой, близкой к однородной и изотропными механическими свойствами по всему объему;
- высокая релаксационная способность материалов в состоянии сверхпластичности и, как следствие, отсутствие внутренних остаточных напряжений после деформации.

Вместе с тем имеются недостатки, ограничивающие использование состояния СП в технологии ОМД:

- пониженные скорости деформации (на 2...4 порядка меньше, чем скорости при обычных процессах ОМД);
- необходимость обеспечения регламентированного температурного режима деформации, требующего применения для инструмента материалов повышенной жаростойкости, и усложнение конструкции инструмента, связанное с необходимостью его нагрева и теплоизоляции;
- ограниченный выбор сверхпластичных материалов и необходимость в ряде случаев вводить предварительную обработку заготовки для подготовки структуры последней к деформации в состоянии сверхпластичности.

Широкое промышленное освоение технологии ОМД в состоянии сверхпластичности заметно сдерживается слабым развитием исследований в области механики сверхпластического течения материалов. Эти исследования необходимы как теоретическая база для разработки принципов расчета и проектирования эффективных технологических процессов ОМД в состоянии сверхпластичности. При этом наиболее важными практическими задачами являются: управление течением и формоизменением заготовки в различных схемах деформирования; расчет температурно-скоростных режимов деформации и энергосиловых параметров соответствующего процесса ОМД; подбор технологического оборудования; расчет и проектирование инструмента;

разработка мероприятий, направленных на сокращение сроков и повышение эффективности внедрения новой технологии в производство [10].

1.2. Сверхпластичность металлических материалов

Сверхпластичность - это способность материалов при растяжении в определенных температурно-скоростных условиях воспринимать весьма значительные деформации без разрушения, превышающие их значения при обычных условиях испытания в несколько раз.

В своей работе [11] О.М. Смирнов выделяет три основных признака, совокупность которых может характеризовать состояние сверхпластичности:

1. Повышенная (по сравнению с пластическим состоянием) чувствительность напряжения течения сверхпластичных материалов к изменению скорости деформации или, иными словами, повышенная склонность сверхпластичных материалов к скоростному упрочнению.

2. Высокая устойчивость течения сверхпластичных материалов, обеспечивающая большой ресурс деформационной способности, благодаря чему относительное удлинение при растяжении таких материалов может достигать нескольких сотен и даже тысяч процентов.

3. Напряжение течения материала в состоянии СП в несколько раз меньше предела текучести, характеризующего тот же материал в пластическом состоянии.

Наиболее существенным из перечисленных признаков является первый, а два других можно рассматривать как его следствия.

В настоящее время можно считать установленными следующие основные деформационные процессы (механизмы), происходящие в материале при СПД: зернограницное проскальзывание (ЗГП), внутризеренное дислокационное скольжение (ВДС) и диффузия (Д). Кроме того, в работе [10, 12] в качестве четвертого деформационного процесса называется миграцией границ зерен (МГ) и отмечается взаимодействие ЗГП и МГ. Эти механизмы могут быть происходить одновременно при СПД, но их вклад на разных этапах СПД различен и зависит от исходной микроструктуры материала и условий деформации. Наиболее существенным из перечисленных механизмов для СП течения является ЗГП [11].

Как показывают многочисленные экспериментальные данные, указанные признаки состояния сверхпластичности проявляются в определенных условиях. Из них принципиальное значение имеют структурное состояние деформируемого материала, температурные условия и скорость деформации.

Структурное состояние

Имеется, по крайней мере, три основных типа СП металлических материалов [3,11]:

1. структурная СП металлов и сплавов, обусловленная ультрамелкозернистой структурой с размером зерна менее 10 мкм (УМЗСП) и отсутствием фазовых превращений в твердом состоянии;
2. СП сплавов в интервале температур диффузионного фазового превращения. СП этого типа слабо зависит от размеров исходного матричного зерна и наблюдается как в изотермических условиях деформации, так и при термоциклировании вблизи температуры фазового превращения;
3. аномально высокая пластичность металлов в интервале температур бездиффузионного (мартенситного) перехода.

Многочисленные опыты показали, что для формообразования полых изделий методом СПФ применяются в основном материалы, проявляющие эффект СП по первому и второму типу.

Для структурной СП тип структуры деформируемого материала является существенным фактором, определяющим реологическое состояние и оптимальные скоростные режимы деформации. Чем меньше размер зерна, тем больше вязкая компонента вязкопластической деформации поликристаллических материалов при повышенных температурах. В таблице 1.1 приведена классификация металлических материалов по типу структуры [11, 13], приближенная оценкой по среднему размеру зерна, для описания их типичного реологического состояния в процессе деформации при повышенных температурах. Несмотря на достаточно условный характер разбиения по типам структур и температурно-скоростных режимов, она позволяет ориентироваться в вопросах выбора реологических моделей при разработке методов решения

краевых задач теории обработки металлов и построения математических моделей процессов формоизменения.

Таблица 1.1 - Структурные особенности температурно-скоростных режимов деформации металлических материалов в зависимости от их реологического состояния и структуры

Тип структуры материала	Средний размер зерна, мкм	Температурный интервал деформации	Диапазон скоростей деформации, с^{-1}	Типичное реологическое состояние
Монокристалл	Размер монокристалла	$(0,5 \dots 0,9) T_{\text{пл}}$	$10^{-1} \dots 10^1$	Пластическое
Крупнозернистый	> 1000	$(0,5 \dots 0,9) T_{\text{пл}}$	$10^{-1} \dots 10^1$	Пластическое
Среднезернистый	$100 \dots 1000$	$(0,5 \dots 0,9) T_{\text{пл}}$	$10^{-1} \dots 10^2$	Вязкопластическое
Мелкозернистый	$10 \dots 100$	$(0,5 \dots 0,8) T_{\text{пл}}$	$10^{-1} \dots 10^2$	Вязкопластическое
Ультрамелкозернистый	$1 \dots 10$	$(0,5 \dots 0,8) T_{\text{пл}}$	$10^{-6} \dots 10^{-3}$	Сверхпластическое
Субмикросернистый	$0,1 \dots 1$	$(0,5 \dots 0,9) T_{\text{пл}}$	$10^{-3} \dots 10^{-1}$	Сверхпластическое
Нанокристаллический	$0,01 \dots 0,1$	$(0,9 \dots 0,99) T_{\text{пл}}$	$10^{-1} \dots 10^2$	Сверхпластическое
Объемноаморфный	-	$(0,6 \dots 0,8) T_{\text{пл}}$	$10^2 \dots 10^5$	Вязкое

Для монокристаллов и крупнозернистых материалов со средним размером зерна больше 1000 мкм, главный механизм деформации при повышенных температурах - внутризеренное дислокационное скольжение. Можно считать, что эти материалы относятся к типично пластическим средам и вязкую компоненту можно не учитывать ($m \rightarrow 0$). Соответственно металлы и сплавы с таким типом структуры следует рассматривать с реологической точки зрения как пластичные материалы (ПМ).

Реологическое поведение средне- и мелкозернистых материалов со средним размером зерна от 10 мкм до 1000 мкм может быть описано моделью вязкопластической среды со значимой долей вязкого компонента ($m = 0,1 \dots 0,2$). Поэтому при деформировании в условиях теплой, полугорячей и горячей деформации при скоростях, типичных для большинства процессов обработки металлов давлением (ОМД) их целесообразно рассматривать как вязкопластичные материалы (ВПМ).

Ультрамелкозернистые, субмикрозернистые и нанокристаллические материалы со средним размером зерна меньше 10 мкм деформируются при повышенных температурах и в определенном диапазоне скоростей деформации как вязкопластические среды. Но в этом случае вязкий компонент деформации преобладает ($m > 0.3$) и главный механизм деформации - межзёренное зернограницное скольжение и диффузионная ползучесть. Пластический компонент, связанный со скольжением дислокаций, контролирует процессы аккомодации (приспособления) границ зерен при их взаимных сдвигах и поворотах, что выражается в небольшом изменении формы зерен и вносит небольшой вклад в полную остаточную деформацию.

Последние три типа структуры металлических материалов определяют их реологическое поведение как вязкопластическое. Это также позволяет рассматривать их как сверхпластичные материалы (СПМ), для которых вязкие свойства при деформации являются преобладающими по сравнению с пластическими. Среди многообразия СПМ, наибольшее распространение получили сплавы на основе титана, алюминия, меди (двухфазные латуни) и некоторые другие [13].

Для получения структурной сверхпластичности важно, чтобы зерна имели приблизительно равноосную форму, а их размеры в процессе нагрева до температуры деформации и при последующей деформации существенно не увеличивались. Наилучшее условие для предотвращения роста зерен имеют двухфазные сплавы. Структурная сверхпластичность двухфазных сплавов проявляется в наибольшей степени при условии приблизительного равенства прочностных и пластических свойств составляющих фаз и соотношении их объемов $\sim 50:50$. Однако, эффект сверхпластичности можно наблюдать и у однофазных сплавов, а также у чистых металлов, например у никеля, если нагревать его до температуры деформации со скоростями, исключающими значительный рост зерен. При этом росту зерен может препятствовать либо дисперсная фаза, выделяющаяся из твердого раствора по границам зерен, либо примеси, присутствующие в технически чистых металлах [14,15,16].

Систематические исследования большой группы промышленных сплавов позволили установить, что используя особенности предварительной горячей и холодной деформации, фазовые и структурные превращения при нагреве и охлаждении сплавов, можно найти относительно легко реализуемые способы получения УМЗ структуры во многих промышленных сплавах.

Другая структурная разновидность сверхпластичности наблюдается при деформации полиморфных металлов и сплавов в процессе фазового превращения. Эта разновидность сверхпластичности обнаружена у железа и сталей, титана и его сплавов, циркония, цинка, урана. В отличие от структурной сверхпластичности для сверхпластичности фазового превращения характерно постоянное изменение фазового состава и структуры материалов в процессе деформации [15,16,17].

Температурные условия

Температурный интервал существования структурной сверхпластичности довольно широк. Различный для разных металлов и сплавов, он может находиться в пределах от температуры начала рекристаллизации, равной $0,4 \cdot T_{пл}$, до температур, близких к температуре плавления. Нижняя граница температурного интервала обусловлена ролью диффузионных процессов в механизме деформации сверхпластичных материалов, верхняя граница соответствует температуре начала собирательной рекристаллизации, в результате которой начинается интенсивный рост зерен. Однако какой бы ни была температура структурной сверхпластичности, она должна поддерживаться постоянной деформации по объему деформируемого объекта в течение всего периода для равномерного течения материала [11,13].

Скорость деформации

Для обеспечения состояния структурной сверхпластичности скорость деформации должна быть, с одной стороны, достаточно малой, чтобы успевали в полном объеме протекать диффузионные процессы, участвующие в деформации, с другой стороны, достаточно высокой, чтобы в условиях повышенных температур не допустить чрезмерного роста зерен. Для подавляющего большинства исследованных металлов и сплавов оптимальный интервал

скоростей деформации, соответствующий структурной сверхпластичности, составляет $10^{-2} \dots 10^{-5} \text{ с}^{-1}$, т.е. занимает промежуточное положение между интервалами скоростей высокотемпературной ползучести и скоростей деформации, используемых в традиционных процессах обработки металлов давлением [11,14].

В СП состоянии напряжение течения сильно зависит от скорости деформации. Эта зависимость объединяет СПМ по реологическим признакам с вязкими жидкостями. Именно вязким поведением СПМ объясняется их способность течь под действием напряжений, значительно меньших предела текучести, и сопротивляться развитию локализации деформации.

Сверхпластичные материалы в реологическом отношении занимают промежуточное положение между пластичным твердым телом и вязкой жидкостью и по этой причине могут быть отнесены к классу вязкопластичных сред (табл. 1.2). К этому же классу обычно относятся металлы и сплавы, деформируемые в горячем состоянии, однако в отличие от них сверхпластичные материалы имеют более развитую вязкую компоненту деформации [11, 21].

Таблица 1.2 - Сравнительная характеристика реологического состояния реальных материалов и идеальных сред [11]

Состояние	Показатели упрочнения		Ресурс деформационной способности при растяжении, δ_{\max} , %
	деформационного $n=d \lg \sigma / d \lg \varepsilon$	скоростного $m=d \lg \sigma / d \lg \dot{\varepsilon}$	
Пластическое:			
-холодная деформация	0,3...0,8	0...0,05	10...30
-горячая деформация	0...0,2	0,1...0,3	30...100
Сверхпластическое	≈ 0	0,3...1,0	100...20 000
Идеально пластическая среда	0	0	∞
Линейно-вязкая среда (Ньютонова жидкость)	0	1,0	∞

В зависимости от структуры, температуры и скорости деформации один и тот же металлический материал может рассматриваться как пластичный (ПМ) или

как сверхпластичный (СПМ). В качестве примера, на рисунке 1.2 приведены основные закономерности изменения свойств при деформации одного и того же сплава в ультрамелкозернистом и обычном крупнозернистом состоянии при горячей деформации. Кривую зависимости интенсивности напряжений течения от интенсивности скоростей деформации, называемую обычно кривой сверхпластичности (рис. 1.2б), формально можно разделить на три интервала. В интервале I механизм деформации представляет собой диффузионную ползучесть. Интервал II характеризуется развитым зернограницным скольжением, сопровождающимся интенсивными смещениями и разворотами структурных составляющих сплава друг относительно друга без значительного изменения исходной равноосной формы зерен и сменой соседних зерен при деформации (рис.1.3). В интервале III преобладает внутризеренный дислокационный сдвиг - основной механизм обычной пластической деформации.

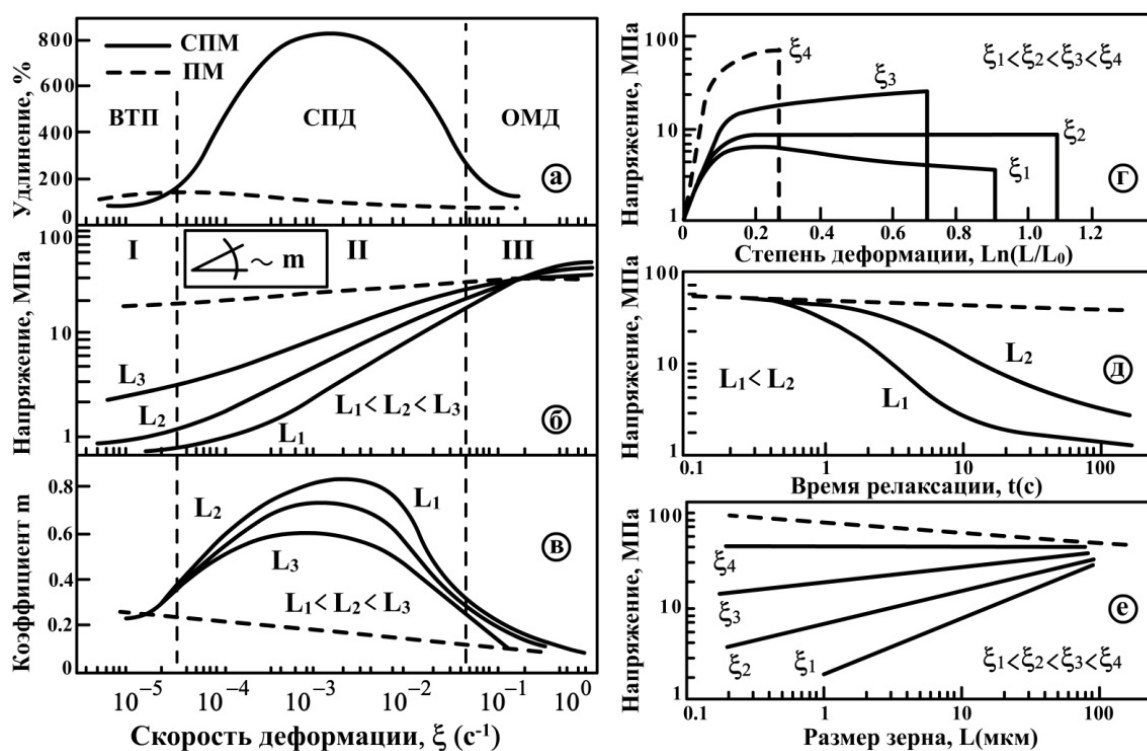


Рис. 1.2 - Основные закономерности реологического поведения одного и того же сплава как пластичного (ПМ) и как сверхпластичного (СПМ)

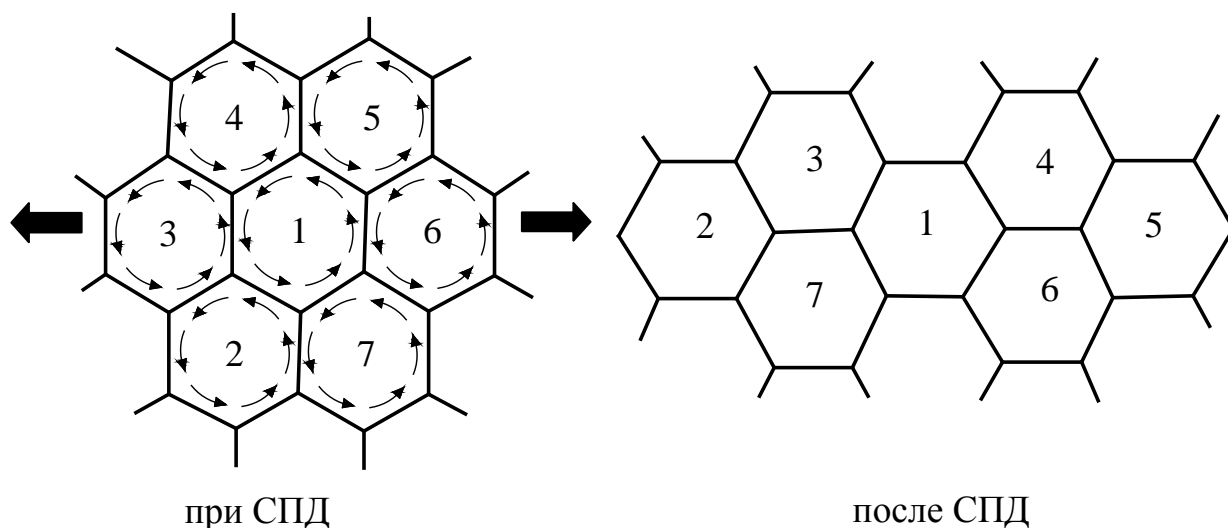


Рис .1.3- макромеханизм деформации структурно-сверхпластичного материала

Основными характеристиками проявления эффекта сверхпластичности считают показатель скоростной чувствительности напряжения течения (σ_e) к изменению скорости деформации (ξ_e).

$$m = \frac{d(\lg \sigma_e)}{d(\lg \xi_e)}, \quad (1.1)$$

Он характеризует угол наклона кривой зависимости напряжений течения от скорости деформации $\sigma_e = f(\xi_e)$ в логарифмических координатах (рис. 1.2б) и называется коэффициентом скоростной чувствительности. Для СПМ $m = 0,3 \dots 0,8$, в то время, как для ПМ в условиях горячей пластической деформации при тех же температурах и при тех же скоростях деформации m не превышает значений $0,1 \dots 0,2$.

В реологическом отношении сверхпластическое поведение металлов или других материалов можно легко объяснить способностью соответствующих материалов к вязкому течению. Все ранее разработанные физические и реологические модели базируются на зависимости напряжения течения от скорости деформации, которая, как известно, является важной характеристикой вязких материалов. Ранняя модель СПД, которая отражает сверхпластическое течение при одноосном растяжении, исходя из традиционных представлений о

высокотемпературой ползучести как течения нелинейно вязкой жидкости, описывается формулой (1.2)

$$\sigma_e = K \xi_e^m \quad (1.2)$$

Где σ_e – интенсивность напряжения течения; ξ_e – интенсивность скорости деформации; K - коэффициент пропорциональности.

Уравнение (1.2) может с известной точностью в определенном узком диапазоне скоростей деформации описывать S -образную кривую сверхпластичности (рис.1.2б). Однако при этом показатель скоростной чувствительности m существенно изменяется в зависимости от изменения скорости деформации. Это представляет серьёзное неудобство при математическом моделировании процессов объемной и листовой сверхпластической формовки, отличающихся нестационарностью и большой неравномерностью скоростей деформации по объему деформируемой заготовки [11,13].

Для устранения этого недостатка Смирновом О.М. была разработана модель упруго-вязко-пластической среды, предложенная для описания реологического поведения СПМ и ПМ в широком диапазоне скоростей деформации [11]. Одним из вариантов упрощения этой модели является модель SP -среды, в которой набор упруговязких элементов заменяется элементом с нелинейной вязкостью. Схема моделей этой среды приведена на рисунке 1.4. Уравнение связи напряжения течения и скорости деформации при одноосном растяжении, соответствующие этой модели, имеет вид:

$$\sigma_e = \sigma_s \frac{\sigma_0 + K_v \xi_e^{m_v}}{\sigma_s + K_v \xi_e^{m_v}}. \quad (1.3)$$

Здесь: σ_e - интенсивность напряжения; ξ_e – интенсивность скорости деформации; σ_s - предел текучести сверхпластичного материала, получаемый интерполяцией при достаточно больших скоростях деформации; σ_0 - пороговое напряжение, ниже которого течение материала не происходит; m_v и K_v — параметры, характеризующие свойства упруго- вязкого элемента EVP -среды.

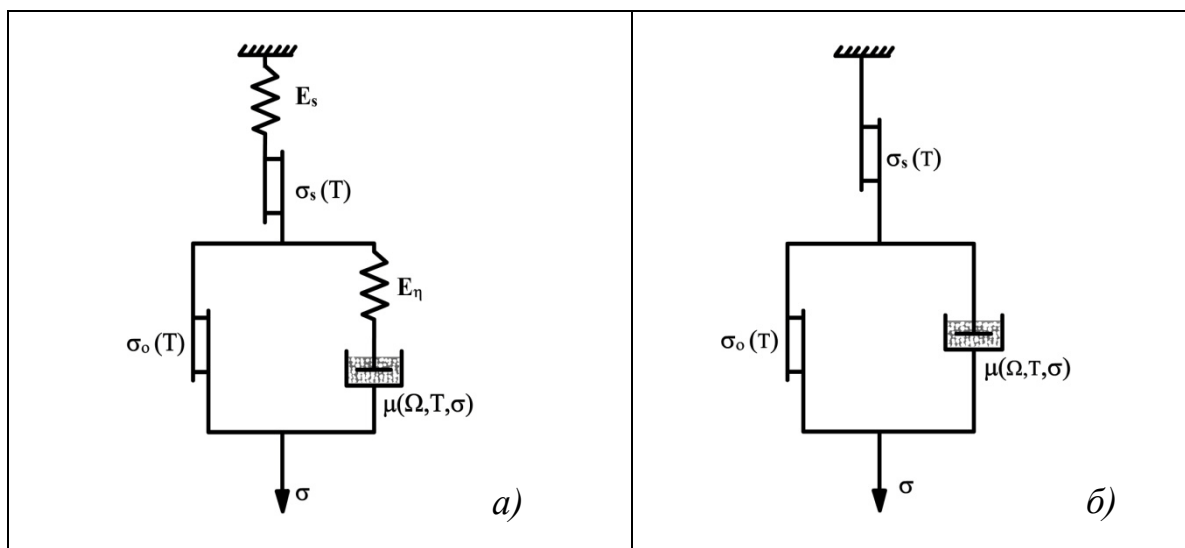


Рис. 1.4 - Реологическая модель с учетом (а) и без учета (б) упругой деформации

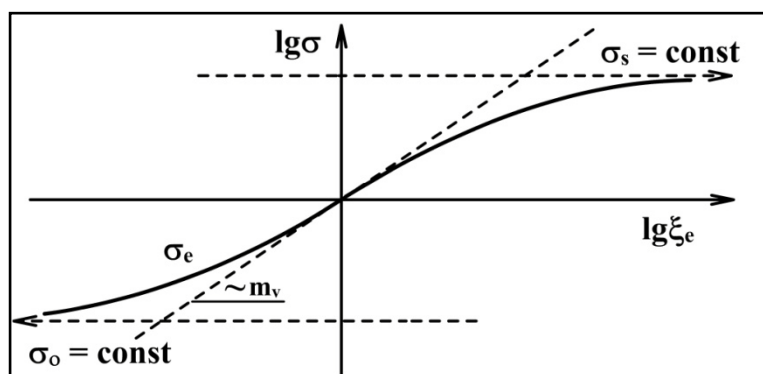


Рис. 1.5 - Зависимость напряжения течения от скорости деформации СПМ и ПМ согласно уравнению (1.3).

Это уравнение позволяет удовлетворительно описать вязкопластическое течение деформируемого материала, у которого отсутствует деформационное упрочнение, в широком диапазоне скоростей от ползучести до высокоскоростных процессов ОМД. Зависимость эффективных напряжений от эффективной скорости деформации для этой модели схематически представлена на графике рисунка 1.5. Коэффициенты K_v и m_v в этом уравнении представляют собой коэффициент пропорциональности и показатель скоростной чувствительности нелинейно вязкого элемента модели. Характерно, что использование этого уравнения в определяющих соотношениях теории течения может описать

деформационное упрочнение, если скорость деформации увеличивается, так как в этом случае деформация рассматривается как накопленная и с её возрастанием будет увеличиваться эффективное напряжение [2,11].

Дальнейшее развитие модель SP-среды ориентировалось на количественный учет таких важнейших параметров, как степень деформации и структура материала. На основе представлений об эквикогезионном состоянии материала была постулирована модель SP-среды, учитывающая структурный фактор в виде:

$$\xi_e = \xi_{eq} \exp [\alpha \Omega^\beta (\sigma_e - \sigma_{eq})] \left(\frac{\sigma_e - \sigma_0}{\sigma_s - \sigma_e} \right)^{1/m_v} \quad (1.4)$$

σ_{eq} и ξ_{eq} – Напряжение и скорость деформации, соответствующие эквикогезионному состоянию и характеризующие верхнюю границу интервала II; Ω - структурный термоактивируемый параметр, зависящий от среднего размера зерен сплава; σ и β – параметры, характеризующие степень влияния структурного параметра на скорость деформации.

Уравнение (1.4) описывает весь массив экспериментальных данных для каждого конкретного сплава, независимо от его структурного состояния, с весьма высокой точностью и рекомендуется для использования при расчете технологии таких процессов СПД, для которых параметры структуры является определяющими (например, сверхпластическая формовка, формовка, совмещенная с диффузионной сваркой и др).

В настоящее время известно множество металлов и сплавов, а также интерметаллидов, керамических и композиционных материалов, проявляющих эффект сверхпластичности. Принято считать [14,15,18,19], что любой сплав с ультрамелким равноосным зерном при повышенных температурах и определенных, достаточно низких скоростях деформации может в большей или меньшей мере проявлять признаки структурной сверхпластичности. Однако для практического использования эффекта сверхпластичности недостаточно иметь в исходной заготовке ультрамелкое равноосное зерно. Необходимо еще сохранить малый размер зерен в течение всего времени СПД, причем следует отметить, что для мелкозернистой структуры характерна большая склонность к росту зерна,

обусловленная стремлением уменьшить суммарную энергию межзеренных границ. В табл. 1.3 приведен краткий обзор сверхпластичных металлических материалов.

Таблица 1.3 - Сверхпластичные металлические сплавы

Металлические сплавы		
Al-Ca-Si	Cu-Al-Ni	Стали:
Al-Ca-Zn	Cu-P	- инструментальные
Al-Cu	Cu-Zn	
Al-Cu-Li (2095)	Cu-Zn-Ni	- сверхвысокоуглеродистые
Al-Cu-Mg (AK4-1; 2024)		
Al-Cu-Mn(Д20; 1201)	Mg-Al-Zr	- нержавеющие
Al-Cu-Si	Mg-Li	
Al-Cu-Zr (2004-Supral)	Mg-Mn-Ce	
Al-Li (8090)		
Al-Mg-Cr	Ti-Al	
Al-Mg-Mn (AMг6; 5083)	Ti-Al-Mo	
Al-Mg-Zr (1420; 5456)	Ti-6Al-4V	
Al-Zn-Mg (B93; B96ц); (7075; 7475)	Ti-Mo-Sn-Zr Ti-V-Mo-Al	

Технико-экономический анализ свидетельствует о перспективности процессов обработки материалов давлением в состоянии сверхпластичности. Отрасли производства, в которых эти процессы характеризуются высокой эффективностью, обеспечивают повышение качества, снижение себестоимости продукции, экономию металла, энергии и рабочей силы, более эффективное использование основного оборудования, повышение производительности, улучшение условий труда. Производители продукции достигают хороших результатов при использовании сверхпластичности в процессах обработки давлением малопластичных и труднодеформируемых материалов, при получении деталей особо сложных форм с минимальными припусками на механическую обработку или без них, при штамповке крупногабаритных деталей, возможность получения которых обычно лимитируется номинальным усилием прессов, относящихся в этом случае, как правило, к уникальному оборудованию.

1.3. Технология сверхпластической формовки оболочек

В настоящее время развитие различных отраслей машиностроения требует освоения новых конструкционных материалов, обладающих специальными свойствами. Из года в год увеличивается применение сплавов на основе титана, алюминия, магния, высокие прочностные и эксплуатационные свойства которых в сочетании с малой плотностью позволяют создавать из них надежные долговечные изделия и конструкции. Однако обработка давлением этих сплавов сопряжена с трудностями, обусловленными их низкой технологической пластичностью и сравнительно высоким сопротивлением деформации. Для получения из этих сплавов деталей даже относительно простой формы листовой штамповкой требуется мощное прессовое оборудование и, кроме того, большое число технологических операций с многочисленными промежуточными отжигами. При этом низкие пластические свойства приводят, как правило, к дефектам в готовой продукции, большим потерям дорогостоящего металла и снижению эффективности процесса [2, 13].

При обработке таких сплавов перспективно использование сверхпластической деформации. Ее практическое применение обеспечивает совершенствование традиционных, а также создание новых технологических процессов обработки металлов давлением. Особенности течения сверхпластических материалов составляют основу технологических преимуществ, реализуемых при использовании эффекта сверхпластичности в различных процессах ОМД. К настоящему времени в российской и зарубежной практике получили развитие две группы процессов, в которых сверхпластичность используется наиболее эффективно. Это принципиально новые процессы формообразования, реализация которых возможна лишь благодаря особенностям СПД, и традиционные процессы (в основном, объемная изотермическая штамповка), где сверхпластичность используется для повышения эффективности этих процессов. То есть, СПД позволила усовершенствовать традиционные и создать новые технологические процессы ОМД. К новым процессам, использующим сверхпластичность для технологии ОМД, относятся

сверхпластическая формовка (СПФ) листовых заготовок, сверхпластическая формовка с диффузионной сваркой (СПФ-ДС), и штамповка оребренных деталей оболочек на термоупругих прессах [13, 26].

СПФ (или пневмостатическая формовка) является технологическим процессом, при котором можно получать полые изделия из плоской или предварительно профилированной листовой или трубчатой заготовки в состоянии сверхпластичности за счет действия небольшого газостатического давления, обеспечивающего воспроизведение гравюры штампа. СПФ широко используются в производстве аэрокосмической техники, железнодорожного и автомобильного транспорта, строительной индустрии, в производстве декоративно-художественных изделий и т.п. СПФ можно получать изделия сложной формы за один - два перехода без промежуточных отжигов на простом оборудовании и сравнительно дешевой оснастке с минимальными потерями металла. На практике СПФ разделяется на разные виды по основным схемам формовки, видам геометрической формы получаемых изделий, схемам установок для СПФ и др.

По схемам формовки различают два основных вида: негативную (рис.1.6) и позитивную СПФ (рис.1.7) [11, 25].

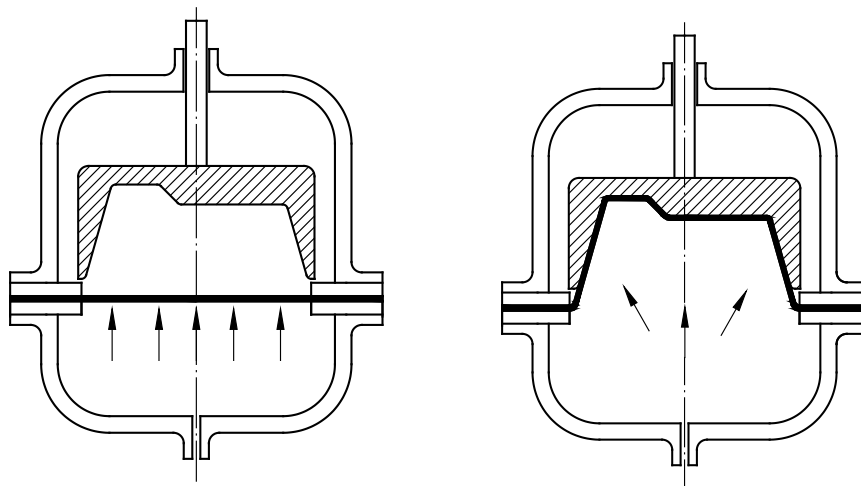


Рис. 1.6 - Схема негативной СПФ

Негативная формовка является простейшим процессом сверхпластической формовки. Он заключается в том, что листовая заготовка из сверхпластичного сплава, зажатая по периметру кромками штампа и нагретая до температуры СПД, выпучивается под давлением сжатого газа до полного соприкосновения с

поверхностью матрицы. Эта схема отличается наибольшей простотой и низкой стоимостью инструмента. Кроме того, преимуществом данной технологии является повышенная чистота внутренней поверхности полого изделия благодаря отсутствию на ней отпечатков царапин и вмятин, имеющих на поверхности штампа, а также высокая точность размеров наружной поверхности изделия. Вместе с тем, повышенное утонение стенок в углах изделия ограничивает степень вытяжки при использовании этой схемы.

Позитивная формовка - процесс более сложный. Формовка полого изделия по этой схеме осуществляется совместным воздействием на заготовку сжатого газа и движущегося жесткого пуансона. При этом деформируемая заготовка обтягивает выпуклую поверхность пуансона. Преимущества этой схемы - повышенная чистота наружной поверхности полого изделия благодаря отсутствию на ней отпечатков царапин и вмятин, имеющих на поверхности штампа, а также более высокая точность размеров внутренней поверхности изделия и более точное воспроизведение радиусов закругления, но контурам сопряжения поверхностей. В связи с меньшей по сравнению с негативной формовкой неравномерностью утонения стенок позитивная (формовка допускает более высокие степени вытяжки).

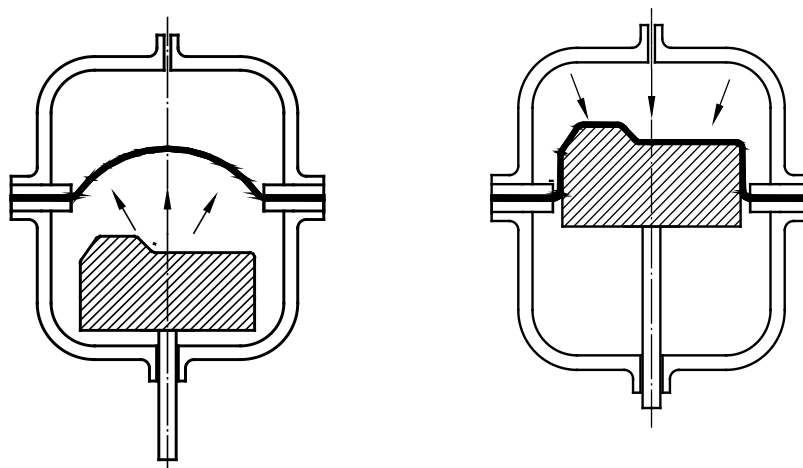


Рис. 1.7 - Схема позитивной СПФ

Кроме выше указанных основных схем на практике существует несколько следующих схем СПФ:

Комбинированная формовка (рис.1.8) является комбинацией двух основных схем формовки - негативной (по периферии матрицы) и позитивной (формуемые элементы). Поэтому она соответствующим образом совмещает преимущества и недостатки этих двух схем.

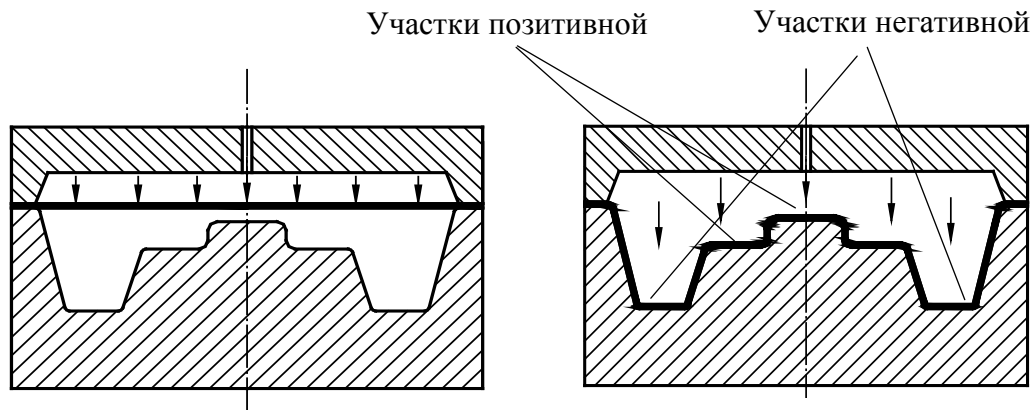


Рис. 1.8 - Схема комбинированной СПФ

Формовка с противодавлением (рис. 1.9) является разновидностью негативной формовки. Эта схема используется для исключения порообразования, характерного для обычной негативной формовки. Поры, образующиеся в отформованном изделии, существенно ухудшают его прочностные характеристики. Как показывают эксперименты, при наложении гидростатического давления процесс порообразования может быть практически устранен.

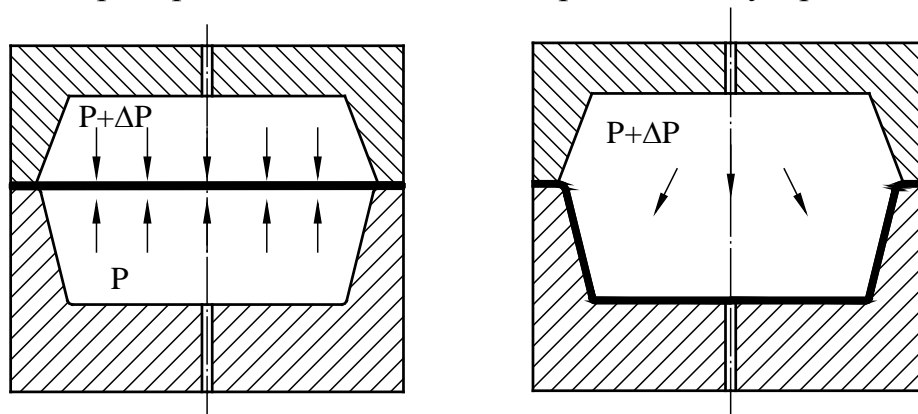


Рис. 1.9 - Схема СПФ с противодавлением

Формовка с помощью диафрагм (рис. 1.10) используется для получения полых изделий из несверхпластичных сплавов методами сверхпластической формовки. В этом случае формуемая листовая заготовка помещается между двумя листовыми диафрагмами из сверхпластичного сплава. Эта схема позволяет

при формовке изделий сложной формы существенно уменьшить разнотолщинность стенок изделия, получить открытые контуры полого изделия, практически исключить отходы по кромкам в связи с отсутствием герметизирующего зажима, который обеспечивается за счет диафрагм.

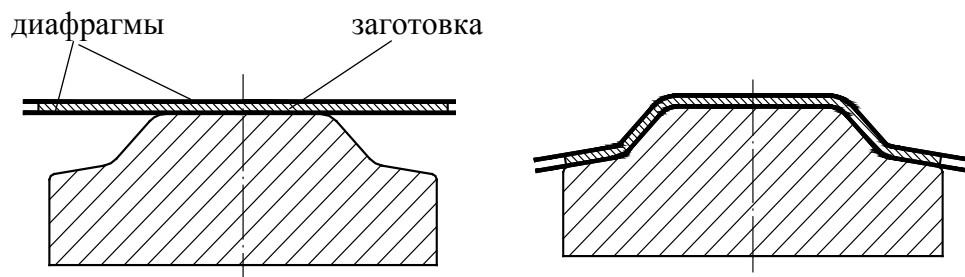


Рис. 1.10 - Схема формовка с помощью диафрагм

Исследования в области СПФ для получения полых изделий из сверхпластичных сплавов идут в двух направлениях. Исследования первого направления включают определение деформационной способности различных сверхпластичных сплавов, формуемых при разных температурно-скоростных условиях, а также технологических параметров процесса (времени формовки, необходимого давления) и геометрии полученных деталей. По этому направлению различают макроформовку (рис. 1.11а) и микроформовку (рис.1.11б).

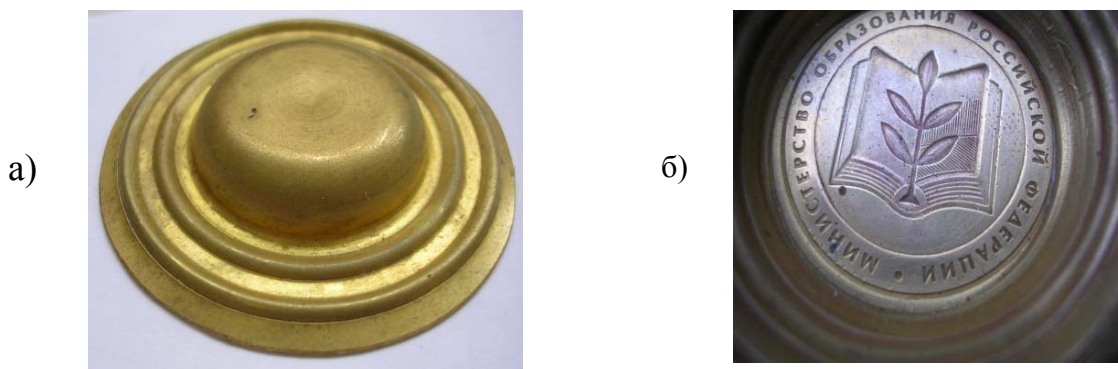


Рис. 1.11 - Изделия, полученные макроформовкой (а) и микроформовкой (б) из сверхпластичных латуней марки Л63

Макроформовкой называется образование геометрической формы изделия, а микроформовкой - получение рельефной поверхности на его дне или стенках наподобие тиснения или чеканки. Исследования второго направления связаны с

изучением характера распределения утонений и разработкой способов устранения разностенности изделий, возникающей в процессе формовки.

При сверхпластической формовке заготовка укладывается на плоскость матрицы и жестко зажимается по контуру крышкой. После прогрева заготовки до оптимальной температуры сверхпластичности под действием давления газа равном 0,5...2,5 МПа происходит заполнение гравюр матрицы. Формоизменение заготовки происходит за счет утонения ее свободной области, не соприкасающейся с поверхностью инструмента. После обтяжки выступающих знаков или пуансонов и заполнения полостей матрицы, отформованная оболочка извлекается из штампа выталкивателями. Несколько видов продукции, полученных методами СПФ, показан на рис. 1.12.



Рис. 1.12 –Продукция полученная при использовании СПФ

СПФ может осуществляться на установках с прессом и без пресса. В качестве примера беспрессовая схема показана на рис. 1.13 [27, 28]. В такой установке заготовка 1 помещается в предварительно разогретый штамп 2, который устанавливается в электропечь 3 по направляющим 4. Штамп 2 соединяется с системой подачи рабочего давления трубопроводом 5, контроль температуры осуществляется с помощью термодатчиков 6, 7, соединенных с контрольными приборами 8 и 9. Подача газа осуществляется через кран 10 и регулируется редуктором 11, стоящим на баллоне с газом 12.

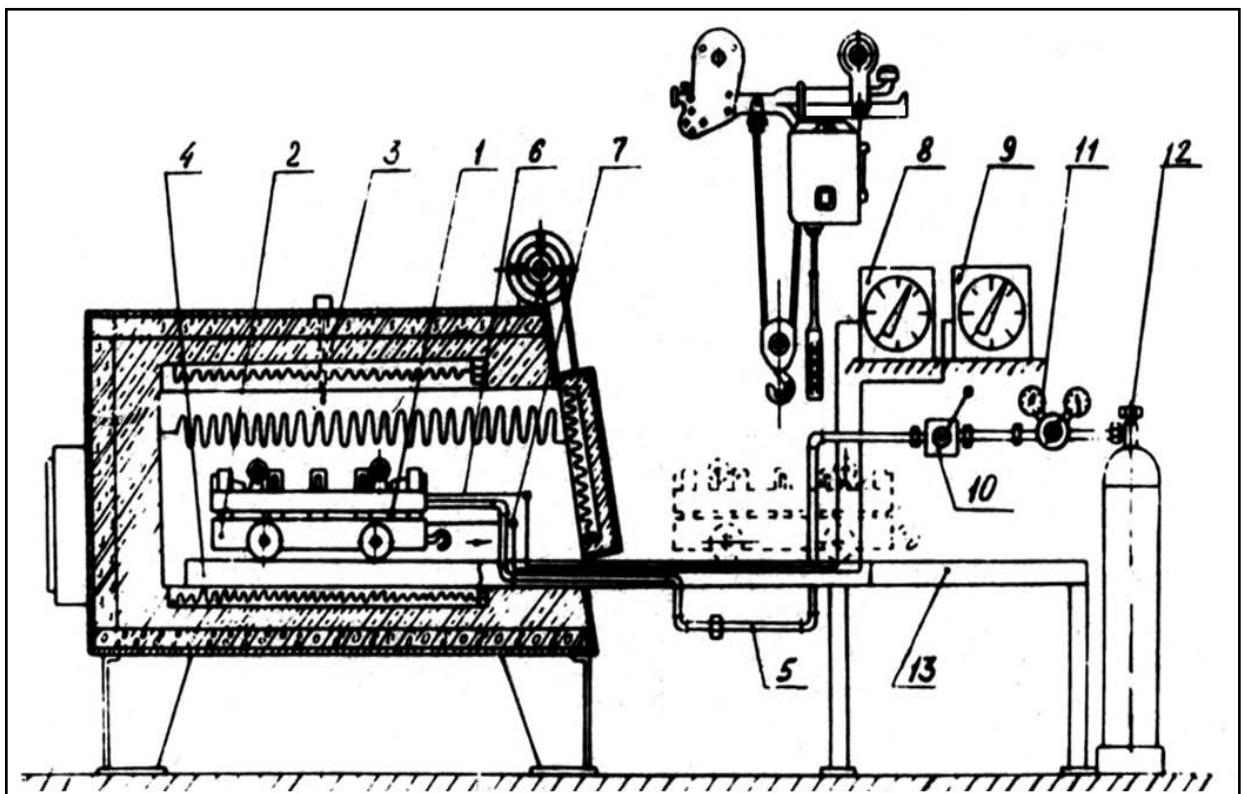


Рис. 1.13 - Установки СПФ по «беспрессовой» схеме «Печь - Штамп»

1 - заготовка, 2 - штамповый блок, 3 - электропечь, 4 - направляющие,
5- воздухопровод, 6,7 –термодатчики, 8, 9 - устройства для контроля температуры,
10, 11, - газовые редукторы, 12 - баллон с газом

В промышленности используются установки для СПФ, выполненные на базе гидравлического пресса. Пример этой установки показан на рис.1.14 [27, 28] Пресс ПГФИ-50 состоит из станины, каркаса, направляющих 12 для выдвижения стола 11, насосной станции 6, шкафа с электроаппаратурой и панелью

управления. В центральной части недвижущей верхней траверсы 3 установлен пневмоцилиндр 2, предназначенный для реализации схем газомеханической формовки, который также может быть использован для выталкивания детали. Верхняя половина штампа крепится на верхней траверсе 3. Нижняя половина штампа устанавливается на подвижном столе 11. Подвижный стол 11, движение которого происходит от силового гидроцилиндра 1, служит перемещением (подъемом и опусканием) нижней половины штампа и выдержкой рабочего состояния штампа в процессе СПФ.

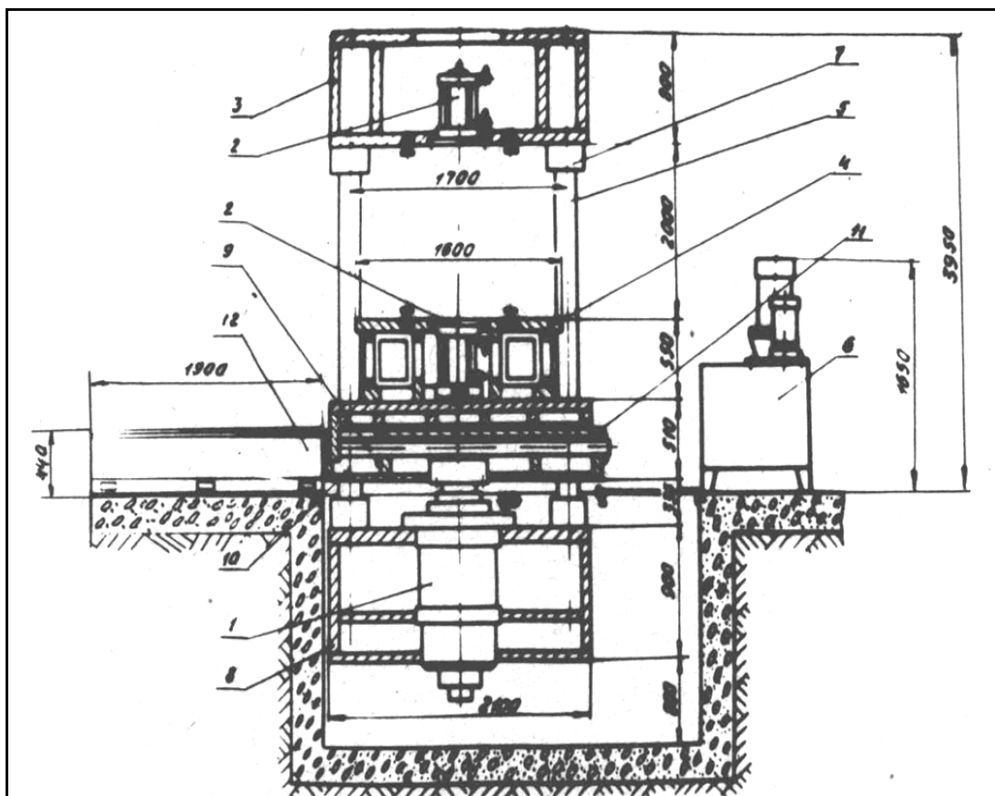


Рис. 1.14 - Схема специализированной установки для СПФ на базе гидравлического пресса

- 1 - силовой гидроцилиндр, 2 - пневмоцилиндр для выталкивания детали,
 3 - верхняя траверса, 4 - подставка. 5 - колонны, 6 - насосная станция,
 7 - соединительные гайки, 8 - нижняя траверса, 9 - гидроцилиндр,
 10 - подвижная траверса, 11 - стол, 12 - направляющие

При сверхпластической формовке заготовка укладывается на плоскость нижнего штампа и жестко зажимается по контуру с помощью верхнего штампа,

приводя установку в рабочее состояние. После прогрева заготовки до оптимальной температуры СПД под действием давления газа происходит заполнение материала в полость штампа.

При конструировании штамповой оснастки для СПФ должны быть выполнены определенные требования, обусловленные особенностями формоизменения при формовке и поведением материалов в состоянии сверхпластичности. Эти требования касаются в первую очередь выбора формующей среды, материала штампа, чистоты поверхности инструмента, нагревательных устройств, прижимных устройств и конструктивных элементов, обеспечивающих герметизацию рабочей зоны матрицы [28].

В качестве формующей среды для изделий, материал которых слабо окисляется при взаимодействии с воздухом, можно использовать сжатый воздух от заводской пневмосети под давлением до 0,6 МПа или газ от баллонов высокого давления, оснащенных редукторами. Вместо сжатого воздуха можно использовать сжатый азот, углекислый и другие газы. При формовке титановых сплавов при повышенных температурах взаимодействие с воздухом приводит к образованию альфированного слоя, поэтому в качестве формующей среды необходимо использовать инертные газы: аргон, гелий и др. В некоторых случаях необходимо полное вакуумирование рабочей зоны штампа перед подачей формующей среды.

Малые напряжения течения большинства сплавов в состоянии сверхпластичности (5-20 МПа) позволяют в качестве материала для формообразующих элементов штампа применять конструкционные материалы невысокой прочности. Материал штампа должен выдерживать максимальное рабочее давление в температурном интервале СП. Штампы при СПФ цинковых, алюминиевых, магниевых и титановых сплавов можно изготавливать из термостойких пластмасс, тепло- и жаростойкого бетона, чугуна, алюминиевого и стального литья, металлокерамики и конструкционного графита. Элементы штампов и особенно матрицы, которые находятся в зоне действия высоких температур, достигающих для титановых

сплавов 900-950°C, следует изготавливать из жаростойких сталей или металлокерамических материалов [2, 13].

Необходимость строгого соблюдения температурного интервала СПФ, соответствующего максимальному проявлению сверхпластических свойств материала заготовки, требует применения надежных в эксплуатации и простых в изготовлении нагревательных устройств. Кроме индукционных нагревателей и устройств контактного нагрева, которые обеспечивают быстрый и качественный нагрев, но сложны в изготовлении и эксплуатации, в штампах для СПФ применяют спиральные нагреватели из нихрома, константана и других материалов.

При СПФ должна быть обеспечена надежная герметизация тех полостей инструмента, в которых создается деформирующее давление, достигающее в некоторых случаях 2,5 МПа и более. Рабочая зона штампа замыкается прижимными устройствами различного конструктивного исполнения. При индивидуальном и опытном производстве, особенно при формовке крупногабаритных деталей, заготовка прижимается винтовыми, клиновыми или эксцентриковыми устройствами. При СПФ в единичном и мелкосерийном производстве в качестве прижимов целесообразно использовать пневмо- или гидроустройства. Прижимной элемент в штампе, непосредственно входящий в контакт с заготовкой, следует делать с остrokонечными выступами по контуру: выступы, внедряясь в нагретый металл, обеспечивают хорошую герметичность внутренней полости штампа. Высота выступов 0,2...0,3 исходной толщины заготовки.

При разработке технологии СПФ полых изделий из листа необходимо определить технологические параметры процесса: температуру нагрева штампа, давление газа, усилие прижима заготовки. Температуру нагрева штампа выбирают с учетом максимального проявления сверхпластических свойств материала заготовки. Давление газа зависит от геометрических размеров формуемого изделия, толщины заготовки и напряжения течения материала заготовки в состоянии сверхпластичности. Для деталей сложного

рельефа или коробчатой формы величина давления при формовке увеличивается в зависимости от сложности изделия в 1,5...3 раза. Прижим обеспечивает герметичность внутренней полости штампа в процессе формовки и удерживает фланец от смещения во время деформации, поэтому прижимное устройство должно полностью компенсировать усилие, которое воздействует на матрицу после окончательного оформления изделия. Расчет усилия прижима необходимо проводить с учетом максимального усилия формовки. По отношению к усилию формовки усилие прижима должно быть увеличено на 10...15%.

К основным преимуществам СПФ по сравнению с традиционными методами обработки металлов давлением относятся [13, 32]:

- высокий запас деформационной способности, который позволяет обеспечить получение деталей с точным воспроизведением сложной конфигурации полости матрицы за одну формообразующую операцию;
- малые напряжения течения материала в состоянии сверхпластичности позволяют увеличить границы габаритных размеров обрабатываемых изделий на маломощном оборудовании;
- возможность совместить процессы получения геометрической макроформы изделия и тонкого (художественного) рельефа;
- отсутствие пуансона или верхнего штампа как такового, роль которого выполняет газ (аргон, воздух);
- матрица для СПФ может использоваться для формовки материалов различной толщины.

Наряду с достоинствами СПФ обладает и рядом недостатков:

- необходимость специальной подготовки структуры материала заготовок;
- сравнительно высокие температуры деформирования усложняют процесс СПФ;
- высокая продолжительность процесса СПФ и, соответственно, низкая производительность;

- разнотолщинности, т. е. разная толщина стенки материала готового изделия в местах наименьшей и наибольшей вытяжки.

В настоящее время уменьшению продолжительности процесса СПФ для увеличения производительности этого процесса уделяется большое внимание исследователей. В связи с этим используется процесс СПД с материалами, которые находятся в состоянии высокоскоростной сверхпластичности (ВССП). Благодаря этому состоянию может быть увеличена скорость деформации материала. Обычная УМЗСП проявляется при скоростях деформации в пределах от 10^{-6} до 10^{-3}с^{-1} . ВССП получена при скоростях деформации до 10^2с^{-1} и уже предсказана возможность ВССП при скоростях деформации $10^4...10^5\text{с}^{-1}$ [11]. Однако состояние ВССП нужно продолжать исследовать для конкретного материала.

Одним из указанных выше недостатков процесса СПФ является разная толщина стенок готового изделия. Методы устранения этого явления – это одно из основных направлений исследований в области СПФ.

Одним из важнейших вопросов при исследовании технологии ОМД, в частности, процессов СПФ, являются разработка и проектирование технологий, к которым относятся определение рациональных технологических режимов, прогнозирование полученных результатов, как размер, форм и свойств продукции и др, а также контролирование напряженно-деформированного состояния, происходящего в процессе формоизменения. В связи с этим необходимо проводить отбор и испытание технологических проб, а также математическое моделирование исследуемых процессов.

Экспериментальные и примыкающие к ним экспериментально-теоретические методы, требующие значительных затрат на проведение испытаний непосредственно на промышленных установках и моделях, позволяют изучить некоторые параметры исследуемых процессов. Однако с их помощью невозможно получить в полном объеме все необходимые характеристики [11, 33].

Теоретические методы подразумевают исследование математических моделей реальных процессов. Эти методы позволяют в достаточно короткие сроки по

сравнению с лабораторным экспериментом получать необходимые параметры для разработки технологических процессов и создавать компьютерные программы активного управления технологическими параметрами процесса формообразования (управления рабочим давлением газа при СПФ листовых заготовок и скоростью ползуна прессы при объемной штамповке) с целью уменьшения времени формовки, разнотолщинности стенок полых изделий, конечного усилия или времени штамповки.

Условно математические методы можно подразделить на две большие группы: аналитические и численные методы. Аналитические методы позволяют получать решение задачи в виде конечных аналитических функций, описывающих поля напряжений, деформаций, температур и другие параметры технологических процессов. Однако аналитические решения задач ОМД удастся получить только в исключительных случаях для простых областей и несложных моделей. Они имеют важное значение при предварительных учетах или проверке задач. К их числу относятся прямые вариационные методы Ритца, Канторовича, Треффтца и метод конформных отображений [33].

Численные методы облегчают анализ нестационарных процессов, позволяют определять числовые значения параметров в дискретных точках объема деформируемого тела. В последнее время в теории ОМД широкое применение получил метод конечных элементов (МКЭ). Метод конечных элементов состоит в характерном для физики разбиении тела на элементы конечных размеров. Искомая функция составляется из функций специального вида, так что некоторые условия (например, непрерывность) заведомо выполняются на границах этих элементов. Метод конечных элементов является по существу методом Ритца, для которого выбран специальный базис. Он приводит к системам алгебраических уравнений с ленточными матрицами, для решения которых необходимо существенно меньшее число операций, чем для полных матриц. МКЭ можно без существенных затруднений применить для достаточно произвольных областей, а также для граничных условий с разрывной нагрузкой и смешанных граничных условий [34, 35].

В настоящее время широко используются современные компьютерные программы, разработанные на основе метода конечных элементов, для моделирования процессов СПФ листовых и объемных заготовок, конструирования штампового инструмента, а также программ управления процессами формовки. В мире популярными являются пакет программ *MARC MENTAL*, разработанный группой *MARC Analysis Research Corp.*(США) [37], и пакет *SPASM3D*, разработанный группой программистов Флоридского университета (США). Интересные результаты по моделированию процессов СПФ/ДС получены с помощью пакета *ABAQUS/Standard* [38]. Из российских пакетов программ подобного уровня наиболее известны *SPLIN* [11, 39]. Однако недостатком указанных выше коммерческих пакетов является их высокая стоимость.

Кроме перечисленных выше программ ряд системы автоматизированного проектирования (САПР) для моделирования процессов ОМД широко используется в России и мире, как *Q-form*, *Ansys*, *SuperForge*, *SuperForm*, *Deform-3D*, *ALPID*, *ANTARES*, *MARC/Auto Forge*, *FORGE 2/3* и т.д [40, 41, 42, 43, 44], что позволяет удобно применять их для моделирования процесса СПФ.

В последние годы появился ряд вычислительных систем (ВС) для решения упругопластических задач, связанных с изучением напряженно-деформированного состояния инструмента в процессе ОМД. Наиболее известен пакет программ *Cosmos Works*, включающий ВС *Cosmos Design Star*, *Cosmos Flow* и *Cosmos EMS* [45].

Несколько ВС имеют встроенный графический редактор для проектирования заготовки и инструмента, однако большинство систем работает легко с импортированной геометрией. В этом случае проектирование ведется в обычных САПР (CAD-системах): *AutoCad*, *SolidWork*, *Catia*, *Inventer* и т.д.[46, 47, 48].

Преимущества применения компьютерного моделирования состоят в следующем:

- существенное сокращение материальных и временных ресурсов, затрачиваемых на запуск нового изделия в производство за счет исключения проведения дорогостоящих экспериментов в металле;
- значительное повышение качества проектирования и, следовательно, успеха всей технологической разработки в целом для повышения потребительских свойств изделия и снижения количества ошибок при принятии проектных решений;
- повышение эффективности проектирования за счет ускорения сроков, многовариантности исполнения, а также удобства хранения и передачи инженерных решений в электронном виде.

Таким образом, в настоящее время существует большое разнообразие САПР и ВС, охватывающих все отрасли науки и техники и в том числе обработку металлов давлением. Это фактически вывело из практики конструкторов, проектировщиков и технологов на всех ведущих предприятиях старые механические чертежные приспособления, а также сам процесс черчения вручную, заменило проведение прочностных, динамических и технологических расчетов на основе простых компьютерных программ для вычислений имитационным математическим моделированием с использованием высокопрофессиональных САПР или компьютерных CAD систем.

1.4. Способы регулирования утонения стенок при сверхпластической формовке.

Основным недостатком сверхпластической формовки, как уже отмечалось, является получение изделий с разной толщиной стенки по контуру. Изготовление деталей с неравномерной толщиной ограничивает более широкое внедрение технологии СПФ, особенно, для изделий и конструкций, ограниченных по материалоемкости и с заданными прочностными характеристиками.

При формовке материал заготовки постепенно принимает форму матрицы, причем деформация идет с уменьшением толщины и увеличением площади поверхности. Из-за необходимости защемления фланца заготовки и возникающих сил трения между заготовкой и матрицей практически исключается скольжение

материала изделия по поверхности матрицы. Материал заготовки при деформации достигает матрицы не одновременно по всей поверхности, а последовательно, сначала на отдельных участках, а потом площадь касания увеличивается до полного заполнения матрицы. На участках заготовки, соприкоснувшихся с матрицей отсутствует дальнейшая деформация или ее последующий вклад в общую текущую очень мал. Деформирование же происходит за счет остальных участков материала полуфабриката. Участки, достигшие матрицы в последнюю очередь, имеют максимальное утонение. Это например, прилежащие зоны углов, рифтов, различных поднутрений и т.д.

Таким образом, для успешного решения вопроса внедрения СПФ в производство необходимо уменьшить влияние фактора неравномерного распределения деформаций путем разработки и совершенствования способов регулирования толщины. Сущность этих способов заключается в облегчении деформации на участках с меньшей вытяжкой и затруднении ее в местах с наибольшей вытяжкой.

В настоящее время известен ряд способов, позволяющих ограничить разнотолщинность стенок формуемых деталей. Рассмотрим следующие основные способы [2, 10, 49, 50]:

1. Формовка с использованием сил трения

Это метод состоит в том, что наиболее сильно утоняющиеся участки заготовки блокированы силами трения с помощью выбранной формы инструмента в течении определенного периода формовки. При этом основная деформация заготовки осуществлялась за счет утонения участков, степень деформации которых в обычных условиях СПФ минимальна.

На рис 1.15 представлено устройство для СПФ, где в качестве регулятора распределения толщины используются силы трения. Листовая заготовка (5), жестко закрепленная по фланцу между верхней (2) и нижней (1) матрицами, в исходном положении соприкасается с плоской (или какой-либо другой заданной формой) головкой (3), укрепленной на плунжере (4). В процессе формовки

плунжер перемещается с определенной скоростью. В этом способе форма головки и скорость перемещения плунжера являются существенными факторами для снижения разнотолщинности по контуру детали. При уменьшении скорости движения плунжера увеличивается деформация периферийной зоны заготовки. Следовательно требуемое распределение толщины по контуру может быть получено за счет выбора оптимальной формы и определенной скорости движения плунжера.

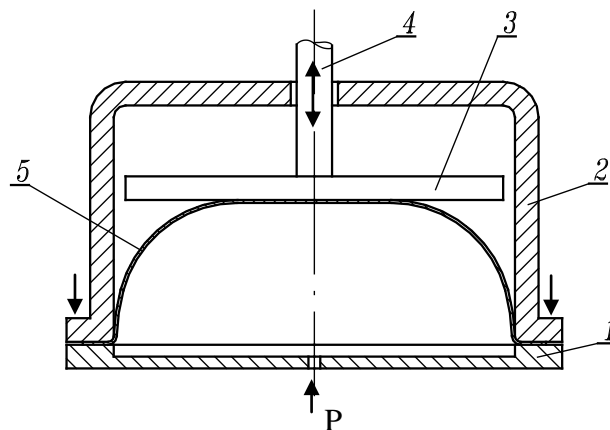


Рис 1.15. Схема процесса формовки в тормозящей матрице

2. Формовка в неравномерном температурном поле

Известны способы снижения разнотолщинности по контуру отформованной детали за счет создания неравномерного температурного поля в деформируемой заготовке. При этом неравномерное поле нагрева характеризуется постепенным уменьшением температуры от участков, степень деформации которых в обычных условиях минимальна, к сильно утоняющимся участкам заготовки. Так как величина напряжения течения высокой температурной зоны заготовки меньше, чем нижняя, то преимущественная деформация будет происходить на участке с более оптимальными температурными параметрами.

Наиболее эффективным способом достижения поставленной цели является создание градиента температуры по площади исходной заготовки, что возможно за счет сублимации вещества, нанесенного на определенные участки поверхности заготовки. При достижении в рабочем пространстве матрицы температуры, соответствующей началу процесса формовки, это вещество интенсивно

испаряется, что сопровождается поглощением теплоты с участка, на котором оно было нанесено. Количество поглощаемой теплоты пропорционально количеству нанесенного сублимата. Таким образом, по площади исходной заготовки перед началом ее формообразования создается заданное температурное поле.

3. Реверсивная формовка

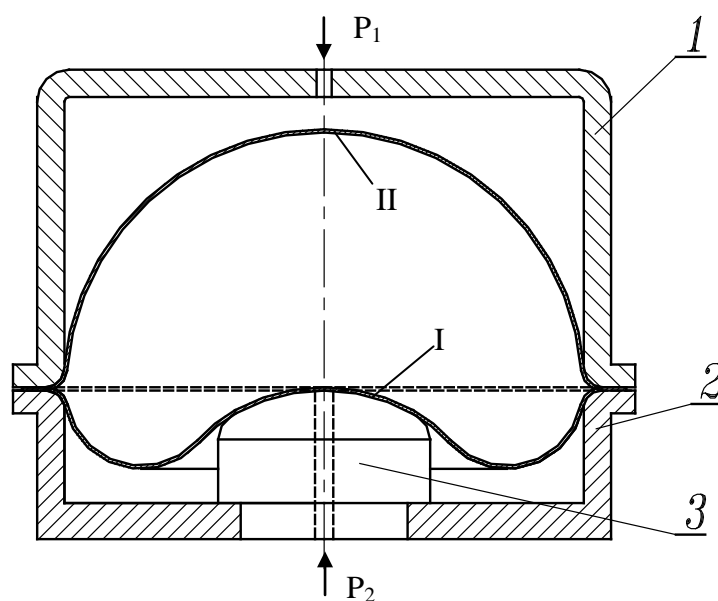


Рис 1.16. Схема процесса реверсивной формовки

Как известно, главной проблемой для получения равностенной детали типа «купола» является уменьшение утонения в центре заготовки. С этой целью осуществляется формовка с выворачиванием, называемая реверсивной формовкой, что позволяет перераспределять деформацию по ее контуру. Схема этого процесса представлена на рис 1.16. Первоначально газ подается в верхнюю матрицу (1), где происходит преимущественная деформация краевых участков заготовки. При этом образуется промежуточный профиль (рифт) (I), форма которого соответствует форме вкладыша (3). Далее реверсируют давление, т.е. убирают его из верхней матрицы (1) и подают в нижнюю матрицу (2). Происходит выворачивание полуфабриката. Проходя через плоскость разреза инструмента, он продолжает деформироваться до заполнения полости верхней матрицы. На второй стадии формовке подвергаются преимущественно центральные участки заготовки. Полученная в результате формовки в два перехода деталь (II) характеризуется выравниванием общей деформации по

контур.

4. Предварительная подготовка заготовки

Данный способ регулирования толщины основан на использовании в качестве исходной заготовки неравномерной толщины. При обычной формовке листовой заготовки с предварительно нанесенной координатной сеткой устанавливаются участки, подвергающиеся наибольшему утонению. С помощью замеров толщины стенок и вычисления площади ячеек координатной сетки определяется объем металла, которого не хватает для получения равнотолщинной детали. Далее используют заготовку такой формы, чтобы в местах, подвергающихся наибольшей вытяжке, был обеспечен набор недостающего объема металла за счет увеличения толщины заготовки в этих местах.

Другим известным способом является формовка предварительно термообработанных заготовок, включающая местную термическую обработку участков заготовки, подвергающихся наибольшей вытяжке при СПФ, для получения крупных зерен в микроструктуры. В процессе формовки эти участки заготовки мало деформируются. Это позволяет уменьшить утонение стенок деталей в наиболее опасных сечениях.

5. Ограниченная вытяжка

Этот метод состоит в том, что нагретый до состояния СП лист зажимают между верхней и нижней матрицами с усилием меньшим, чем усилие, приложенное к свободной части исходной заготовки, вследствие чего при формовке происходит вытягивание материала из-под прижима. При этом площадь деформируемой зоны заготовки увеличивается. Поэтому распределение тощины по контуру полученной детали будет более равномерным по сравнению с формовкой заготовки с жестким зажимом. Метод ограниченной вытяжки является универсальным, так как позволяет получать более глубокие формы с незначительной разнотолщинностью по контуру. Кроме этого данный способ формовки может быть использован в сочетании с механической вытяжкой или вакуумной формовкой. Его широкое внедрение в производство сдерживается

отсутствием в промышленности высокотемпературных уплотнительных элементов, без чего применение ограниченной вытяжки для формовки конструкционных материалов практически невозможно.

1.5. Двухфазные титановые сплавы и их сверхпластичность.

1.5.1 Общая характеристика двухфазных титановых сплавов

Титан относится к полиморфным металлам и имеет две аллотропические модификации. Низкотемпературная α -модификация, существующая до $882,5^{\circ}\text{C}$, обладает гексагональной плотноупакованной решеткой. Высокотемпературная β -модификация, устойчивая от $882,5^{\circ}\text{C}$ до температуры плавления, имеет объемноцентрированную кубическую решетку [51].

Для получения сплавов с требуемыми характеристиками титан легируется различными химическими элементами. В зависимости от влияния легирующих элементов на температуру полиморфного $\alpha \Leftrightarrow \beta$ превращения различают три группы легирующих элементов. К первой группе относятся элементы, как алюминий, кислород, углерод и азот, которые повышают температуру полиморфного $\alpha \Leftrightarrow \beta$ превращения, т. е. они расширяют область устойчивости α -фазы и называются α -стабилизаторами. Основным α -стабилизатором является алюминий, содержание которого в современных сплавах достигает 8%. Ко второй группе относятся легирующие элементы, снижающие температуру полиморфного превращения $\alpha \Leftrightarrow \beta$. К этим элементам, расширяющим область β -фазы, относятся переходные металлы: ванадий, ниобий, тантал, молибден и вольфрам, называемые изоморфными β -стабилизаторами. К третьей группе относятся легирующие элементы, которые понижают температуру полиморфного превращения $\alpha \Leftrightarrow \beta$ и способствуют распаду высокотемпературной β -фазы на эвтектоидную смесь α -фазы и интерметаллических соединений. К таким элементам, называемым эвтектоидообразующими β -стабилизаторами, относятся марганец, железо, никель, кремний, медь и др.

При описании многокомпонентных титановых сплавов принимается, что действие всех β -стабилизаторов можно выразить суммарным эквивалентным

содержанием молибдена $[Mo]_{\text{экв}}$, при котором количество β -фазы, ее стабильность, способность к превращениям в двойном сплаве Ti-Mo будут такими же, как и в рассматриваемом сплаве [51]. $[Mo]_{\text{экв}}$ вычисляется по формуле (1.5):

$$[Mo]_{\text{экв}} = \sum \left(x_i C''_{Mo} / C''_i \right) \quad (1.5)$$

где C''_i и C''_{Mo} - вторая критическая концентрация легирующего элемента и молибдена соответственно; x_i – содержание; i -элемента.

Эквивалент α -стабилизаторов и нейтральных упрочнителей по алюминию, введенный Розенбергом [51], можно описать в виде (1.6):

$$[Al]_{\text{экв}} = \%Al + \% \frac{Sn}{3} + \% \frac{Zr}{6} + 10[\%O + \%C + 2(\%N)] \quad (1.6)$$

На основе типа структуры, получаемой после нормализации (т. е. охлаждения нагретых сплавов на воздухе) титановые сплавы классифицированы В. А. Ливановом и Б. А. Колачевом [51, 57] на следующие группы:

- α -сплавы, структура которых представлена α -фазой;
- псевдо- α -сплавы, структура которых представлена β -фазой и небольшим количеством β -фазы или интерметаллидов (не более 5 %);
- ($\alpha+\beta$)-сплавы, структура которых представлена α - и β -фазами.
- псевдо- β -сплавы со структурой, представленной одной β -фазой после закалки или нормализации из β -области, структура этих сплавов в отожженном состоянии представлена α -фазой и большим количеством β -фазы;
- β -сплавы, структура которых представлена термодинамически стабильной β - фазой;
- сплавы на основе интерметаллидов.

При этом каждая группа характеризуется определенным комплексом эксплуатационных и технологических свойств, в частности отношением входящих в неё сплавов к термической обработке.

В настоящее время $\alpha(\beta)$ -титановые сплавы (или двухфазные титановые сплавы) имеют важное промышленное значение, если учитывать, что на долю сплава Ti-6Al-4V (аналогия сплава BT6) приходится более половины продаж титановых сплавов как в Европе, так и в Соединенных Штатах. Они открывают перспективу относительно высоких значений временного сопротивления и улучшения формуемости, хотя при температуре выше 400°C приходится жертвовать сопротивлением ползучести, а также свариваемостью [58].

Большинство $\alpha(\beta)$ -сплавов содержат элементы, стабилизирующие и упрочняющие α -фазу, вместе с 4÷6% β -стабилизирующих элементов, позволяющих сохранить значительные количества β -фазы (от 5 до 50%) при комнатной температуре. На рис. 1.17 представлена диаграмма фазового состава титановых сплава после простого отжига в координатах эквивалент легирующих элементов по алюминию - эквивалент по молибдену, на которой показали области различных групп титанового сплава [51]. В таблице 1.4 приведены средний химический состав, эквиваленты легирующих элементов по алюминию и молибдену, и температура полиморфного превращения $\alpha \rightleftharpoons \beta$ в нескольких ($\alpha+\beta$)-титановых сплавах.

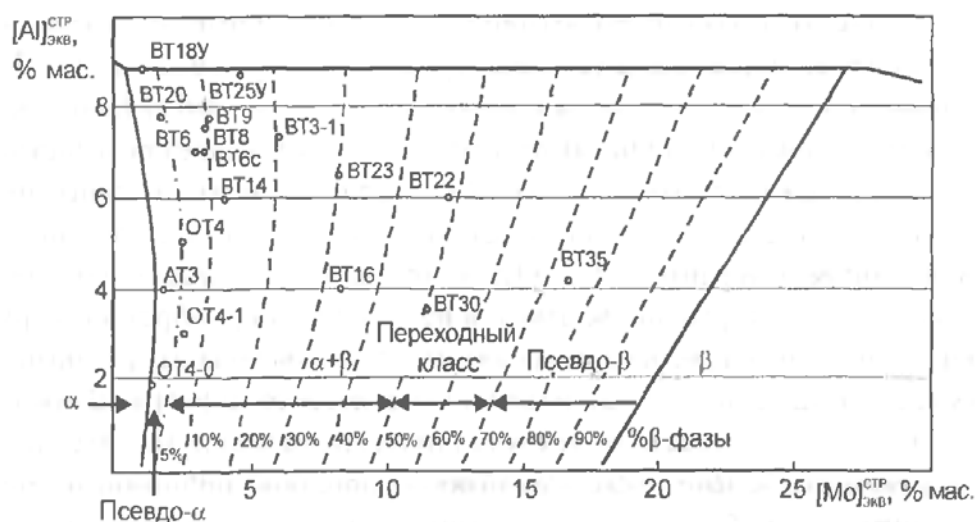


Рис. 1.17 - Диаграмма фазового состава титановых сплава после простого отжига в координатах эквивалент легирующих элементов по алюминию-эквивалент по молибдену

Таблица. 1.4 - Средний химический состав и эквиваленты легирующих элементов по алюминию и молибдену в нескольких двухфазных титановых сплавов [51]
($T_{\text{сп}}$ - Температура $(\alpha+\beta)/\beta$ -перехода)

№	Марка сплава	Средний химический состав, % мас.	[Al] _{экв} , %	[Mo] _{экв} , %	$T_{\text{сп}}$, °C
1	BT6	6Al-4,5V	7,0	3,2	950-1000
2	BT14	5Al -3Mo-1,4V	6,0	4,0	920-960
3	BT8	6,5Al-3,3Mo-0,30Si	7,5	3,3	970-1000
4	BT9	6,4Al-1,5Zr-3,4Mo-0,23Si	7,7	3,4	970-1000
5	BT25y	6,5Al-1,8Sn-3,8Zr-4Mo-1W-0,2Si	8,7	4,5	-
6	BT36	6,2Al-2Sn-3,6Zn-0,7Mo-5W-0,15Si	8,5	3,2	-
7	BT3-1	6,3Al-2,5Mo-1,5Cr-0,5Fe-0,3Si	7,3	6,3	930-980
8	BT23	5,5Al-2Mo-4,5V-1Cr-0,6Fe	6,5	8,4	890-930
9	BT16	3Al-4,5V-5Mo	4,0	8,2	840-880

Двухфазные титановые сплавы подвергают термической обработке всех видов, применяемых для сплавов на основе других металлов: отжигу разного назначения, закалке, старению, др. Их структура и механические свойства сильно зависят от скорости и способов охлаждения после отжига. Поэтому регулирование режимов охлаждения при отжиге позволяет получить значение механических свойств в довольно широких пределах. На рис. 1.18 представлена схематическая диаграмма термической обработки двухфазных титановых сплавов [58], в которой рассмотрены воздействия содержания сплава на трансформацию β - фазы в α -фазу.

Видно, что прочность $(\alpha+\beta)$ -сплавов после отжига постепенно и линейно увеличивается по мере увеличения содержания β -стабилизатора (или процента β - фазы), вместе с тем возрастает их склонность к термическому упрочнению. Наиболее высокими прочностными свойствами в отожженном состоянии обладают сплавы с эквивалентом легирующих элементов по молибдену $[M_0]_{\text{экв}} \sim 11\%$. При закалке и старении этих сплавов между прочностью и составом существует более сложное соотношение, зависящее от трансформации β - фазы в мартенситную форму α' -фазы, которая обозначается как α' , (см. затухающая

область на рис. 1.18). Максимальное значение прочности достигается при старении закаленных сплавов, при которых температура начала мартенсита (M_s) соответствует комнатной температуре, т.е 100% метастабильная фаза β . В таблице 1.5 приведены механические свойства нескольких двухфазных титановых сплавов при разных режимах термической обработки [51].

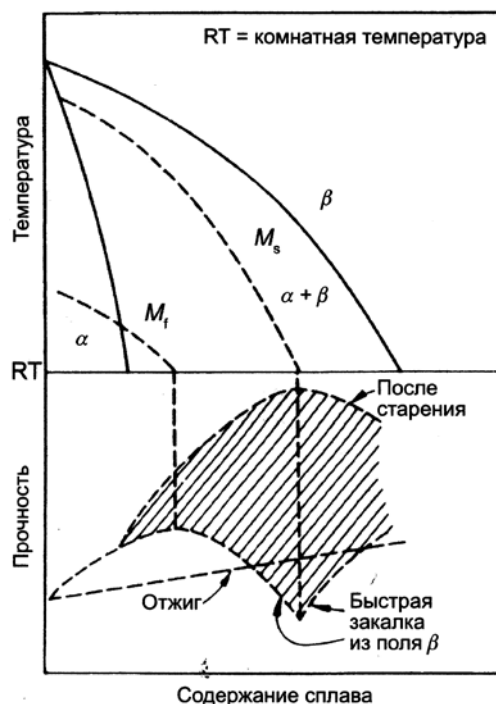


Рис. 1.18 - Схематическая диаграмма термической обработки двухфазных титановых сплавов

Механические свойства $(\alpha+\beta)$ -сплавов очень чувствительны к типу и параметрам микроструктуры. Для обеспечения высокого уровня пластичности и сопротивления циклическим нагрузками необходимо стремиться к равноосной мелкозернистой структуре. Высокую вязкость разрушения и большое сопротивление развитию трещин обеспечивают, напротив, пластинчатые структуры. Оптимальным сочетанием механических свойств сплавы обладают при бимодальной (дулексной) структуре [57].

$(\alpha+\beta)$ -титановые сплавы обладают хорошей технологичностью. Они могут обрабатываться разными технологическими методами, такими как ОМД, резание, литье, сварка и др.

**Таблица 1.5 – Механические свойства
нескольких двухфазных титановых сплавов**

Сплав	Полуфабрикат	Термическая обработка	σ_b , МПа	δ , %
BT6	Листы 2,0-10 мм	Отжиг	883 - 1080	≥ 8
	Листы	Закалка+Старение	1080 - 1176	≥ 7
BT14	Лист 3мм	Отжиг	964	11
	Листы 1-10мм	Закалка+Старение	1100-1200	≥ 6
BT23	Листы 1-10мм	Закалка+Старение	>1100	≥ 7
	Листы 1,5- 3,5мм	Отжиг	1030-1225	≥ 8
BT16	Прутки 5-10 мм	Отжиг	830-950	22
	Прутки 6 мм	Закалка+Старение	1050	-
BT3-1	Листы 3мм	Отжиг	1117	11,8
	Листы 3мм	Закалка+Старение	1509	3,1
BT36	Пруток 18-20мм	Отжиг	1050-1170	5-11
BT25y	Пруток 18-20мм	Отжиг	1050-1250	20-30

($\alpha+\beta$)-титановые сплавы повышенной прочности не подвергают холодной штамповке из-за низкой технологической пластичности. Горячая деформация деталей из таких сплавов выполняется с нагревом заготовок до 550-750⁰С и подогревом штампов до 200-300⁰С для производства большей части профилей, которые можно получить при обработке сталей и других металлов, и их часто приравнивают к нержавеющей сталям при сравнении характеристик горячей деформации.

При температуре выше 550⁰С титан будет поглощать кислород и образовывать как оксидную окалину, так и хрупкий, подповерхностный слой, который способен дать начало поверхностным трещинам. В связи с этими необходимо добавить операции по обработке поверхности, такие как химическое удаление окалины, абразивная очистка и даже механическая обработка, для изделий, полученных после горячей деформации или термической обработки.

Титановые сплавы обладают уникальными характеристиками для механической обработки. В то время как силы резания могут быть всего лишь ненамного выше сил резания, которые требуются для сталей эквивалентной твердости, существуют другие особенности, делающие эти сплавы относительно трудными для

механической обработки. Одной из основных проблем при механической обработке титановых сплавов является плохой отвод теплоты от области резания из-за их низкой теплопроводности. Эта особенность создает высокие температуры резания, что приводит к сокращению срока службы резцов при механической обработке. С учетом этих соображений становится ясным, что механическая обработка титана должна выполняться с помощью высококачественных, теплоустойчивых резцов, работающих на сравнительно низких скоростях и охлаждаемых обильным количеством смазочно-охлаждающей жидкости.

Для титановых сплавов можно применять различные виды сварки. Требования, предъявляемые к качеству работ при сварке титановых сплавов, более высокие, чем при сварке других металлов. Это объясняется большой химической активностью титана при высоких температурах и особенно в расплавленном состоянии, склонностью к росту зерен при нагреве и структурными превращениями. Наиболее распространенным методом сварки титановых сплавов является сварка плавлением в среде инертных газов (аргона или гелия).

Титановый сплав ВТ6, аналог сплава Ti-6Al-4V ($\alpha+\beta$)-класса, относится к числу наиболее распространенных в промышленности. Он используется для изготовления сварных и сборных конструкций летательных аппаратов, баллонов, работающих под внутренним давлением в широком интервале температур от -196°C до $+450^{\circ}\text{C}$, и целого ряда других конструктивных элементов, военной и гражданской техники. Этот сплав применяется в судостроении, химической промышленности, в установках и сооружениях, работающих в морской среде.

Как и другие двухфазные титановые сплавы, сплав ВТ6 обладает хорошей технологичностью при обработке давлением. Из него можно получать все виды деформированных полуфабрикатов: поковки, штамповки, плиты, прутки, профили, трубы, проволоку, листы, ленту и даже фольгу толщиной всего в десятки микрон.

Для титанового сплава ВТ6 в зависимости от требуемых свойств изделий применяют различные виды термообработки, такие как, отжиг, закалка, старение и др. Для уменьшения остаточных напряжений, образующихся в результате

технологических операций, в ряде случаев используют простой отжиг при температурах ниже температуры начала рекристаллизации продолжительностью 0,5 - 2ч с последующим охлаждением на воздухе. Одним из видов отжига, широко применяемого для сплава ВТ6 с целью повышения пластичности, термической стабильности и длительной прочности изделий, является изотермический отжиг: нагрев 850°C ; выдержка 0,5ч; охлаждение в печи до 750°C ; выдержка 0,5ч; охлаждение на воздухе [57].

При необходимости повышения уровня прочности $(\alpha+\beta)$ -сплавы подвергают закалке и старению. Сплав ВТ6 обычно закаливают с температур $(\alpha+\beta)$ -области с охлаждением в воде. Путем закалки и старения можно получить очень высокий уровень временного сопротивления материала. Однако при этом почти полностью утрачиваются пластические свойства, резко падают трещиностойкость, вязкость разрушения, конструкционная прочность. В таблице 1.6 приведены режимы термической обработки для сплава ВТ6.

Таблица 1.6 – Режимы термической обработки для сплава ВТ6 [51,57]

Температура $T, ^{\circ}\text{C}$			Продолжительность старения, ч
Отжиг	Нагрева под закалку	Старения	
750–800	900-950	450-550	2 - 4

Механическое свойство сплава ВТ6 сильно зависит от микроструктуры и режима термомеханической обработки полуфабриката. Результаты механических испытаний на растяжение и удар образцов, изготовленных из прутков как в состоянии поставки, так и предварительно деформированных всесторонней ковкой, приведены в табл. 1.7.

Из анализа полученных данных следует, что деформация сплава ВТ6 с исходной крупнозернистой пластинчатой микроструктурой в интервале от 10 до 40% приводит к незначительным изменениям механических свойств сплава по сравнению с исходным состоянием. Увеличение предварительной деформации до 60% сопровождается повышением $\sigma_{\text{в}}$, δ , Ψ и некоторым снижением ударной вязкости материала. Показатели механических свойств при этом приближаются к свойствам сплава, имеющему в исходном состоянии равноосную (глобулярную)

микроструктуру. Наблюдаемые изменения механических свойств (табл. 1.7) следует связывать с увеличением содержания в объёме сплава участков с глобулярной микроструктурой, которая характеризуется большей пластичностью и меньшим сопротивлением распространению трещины по сравнению со сплавом, имеющим пластинчатую микроструктуру [59].

Рис. 1.7 - Влияние термдеформационной обработки
на механические свойства сплав ВТ6 [59]

Механические свойства	Величина деформации, %					
	0*	10	20	40	60	0**
σ_b , МПа	930	928	950	970	1080	1075
Ψ , %	22,1	20,5	24,3	24,1	28,3	28,5
δ , %	15,3	15,5	15,2	16,7	21,5	22,3
KCV, МДж/м ²	0,41	0,42	0,38	0,38	0,31	0,32

* - Состояние поставки с крупнозернистой пластинчатой микроструктурой;

** - Состояние поставки с равноосной мелкозернистой микроструктурой.

1.5.2 Сверхпластичность двухфазных титановых сплавов

Производство листовых деталей сложной формы с глубокими рифтами и малыми радиусами кривизны рельефа $\alpha+\beta$ -титановых сплавов по режиму обычной горячей деформации очень трудоемко или вообще практически неосуществимо. При повышении температуры сопротивление деформации существенно снижается и увеличивается пластичность, что позволяет расширить возможности формообразования титановых сплавов. Однако при этом ресурс штампового инструмента быстро уменьшается. Причем при использовании обычной горячей деформации вследствие ее неравномерности и неоднородности в сплавах образуются зоны интенсивного течения, приводящие к резко выраженной макро- и микроструктурной неоднородности. Низкая теплопроводность титановых сплавов тоже способствует образованию таких зон. Стремление избежать появления неоднородности, а также относительно невысокая пластичность сплавов в обычных условиях деформации ведут к

многопереходности технологии обработки, введению промежуточных нагревов. Термической обработкой после горячей деформации часто не удается полностью устранить микроструктурную неоднородность в полуфабрикатах и получить требуемое сочетание механических свойств. Как и другие конструкционные материалы, титановые сплавы должны иметь комплекс разнообразных свойств: прочность, пластичность, усталостную прочность, жаропрочность, вязкость разрушения и др., которые зависят от структурного состояния.

Отмеченные выше трудности при обработке титановых сплавов, нельзя полностью устранить в рамках традиционной технологии. В связи с этим их обработка в состоянии СП приобретает особо важное значение. Она позволяет резко уменьшить сопротивление деформации и увеличить пластичность титановых сплавов. При этом важно установить влияние СПД на микроструктуру и комплекс механических свойств сплавов.

Первые исследования эффекта СП в технически чистом титане, сплавах Ti-0,25 % O, Ti-5 % Al-2,5 Sn, Ti-6 % Al-4 % V, были проведены в работе [60]. Авторы показали, что определяющее влияние на проявление СП оказывает наличие в исходном состоянии УМЗ микроструктуры. Однако, как особенность титановых сплавов, было отмечено, что максимальные значения коэффициента скоростной чувствительности m и удлинения наблюдаются в температурной области фазовых превращений.

Весьма ценно, что многие титановые сплавы «природно сверхпластичны» - после серийной обработки в обычном состоянии поставки листы из этих сплавов могут быть пригодны для СПД. В этом отношении титановые сплавы представляют собой редчайший, если не единственный, пример среди всех стандартных промышленных сплавов. В таблице 1.8 представлены результаты исследования условий СП в титановых ($\alpha+\beta$)-сплавах различного состава.

Из таблицы 1.8 видно, что характеристики СП течения титановых сплавов заметно отличаются даже для одного и того же сплава по данным разных авторов и значительное влияние на СПД титановых сплавов оказывает их состав. Эти данные подтверждают, что СПД в титановых сплавах наблюдается в $\alpha + \beta$ -

области. Исследования показали, что в двухфазном состоянии обеспечиваются условия стабильности УМЗ микроструктуры сплавов.

Таблица 1.8 - Характеристики СПД двухфазных титановых сплавов [61]

Основные легирующие элементы, % (по массе)	Марка сплава	Исходное состояние		$t_n, ^\circ\text{C}$	Оптимальные условия деформации		$\sigma, \text{МПа}$	$\delta, \%$	m
		Вид обработки	$d, \text{мкм}$		$t, ^\circ\text{C}$	$\dot{\epsilon}, \text{с}^{-1}$			
6Al; 4V	IMI-318	Горячая прокатка и отжиг в $\alpha+\beta$ -области	6	970	950	$4,2 \cdot 10^{-4}$	6	1600	0,9
6Al; 4,5V	BT6	Горячая прокатка в $\alpha+\beta$ -области	2,5	-	850	$1,5 \cdot 10^{-3}$	30	600	0,85
6Al; 4,5V	BT6	Закалка из β -области, Горячая прокатка в $\alpha+\beta$ -области	1	-	900	10^{-3}	4	1800	0,67
6Al; 2,5Mo; 2Cr; 0,3Si; 0,5Fe	BT3-1	Горячая прокатка в $\alpha+\beta$ -области	2,5	950	850	$4 \cdot 10^{-4}$	20	>700	0,7-0,8
6,5Al; 3,3Mo; 1,5Zr; 0,25Si	BT9	Горячая прокатка в $\alpha+\beta$ -области	2,5	990	900	$1,5 \cdot 10^{-3}$	40	>2000	0,8
2,5Al; 5Mo; 5V	BT16	Горячая прокатка в $\alpha+\beta$ -области	-	850	800	$3 \cdot 10^{-4}$	30	190	0,35
5,5Al; 2Mo; 4,5V; 1Cr; 0,7Fe	BT23	Горячая прокатка в $\alpha+\beta$ -области	-	880	850	$3 \cdot 10^{-4}$	30	220	0,4
5Al; 5Mo; 5V; 1Fe; 1Cr	BT22	Горячая прокатка в $\alpha+\beta$ -области	2	880	860	10^{-3}	30	250	0,5

При исследовании СПД двухфазных титановых сплавов, важно сравнить температуру СПД с температурой фазового превращения и установить влияние этого превращения на СПД, а также влияние исходной микроструктуры, фазового и химического состава на показатели СП.

Результаты исследования двухфазных сплавов, таких как BT6 и BT9, которые легированы различными β -стабилизаторами (ванадием для BT6 и молибденом для BT9) и почти одинаковым количеством α -стабилизатора (алюминия), показали, что зависимости напряжения течения и относительного удлинения от температуры и скорости деформации этих сплавов имеют в основном близкий характер, а характер зависимости напряжения течения от скорости деформации соблюдает типичную закономерность материала при СПД. Однако пластичность сплавов BT6 и BT9 заметно различается (у сплава BT6 удлинение ниже и уже

температурная область проявления СПД), что объясняется отличием эволюции микроструктуры в зависимости от химического состава при СПД. Максимальные значения удлинения обоих сплавов имеют место при температурах, отвечающих $(\alpha+\beta)$ -области, на 50^0 - 100^0 с ниже температуры полного полиморфного превращения. Как снижение, так и повышение температуры приводит к резкому уменьшению удлинения сплавов. Относительное удлинение сплавов существенно зависит от скорости деформации. Имеется корреляция между максимальными значениями относительного удлинения и показателя скоростной чувствительности напряжения течения (m). Аналогичные зависимости удлинения и напряжений течения от температурно-скоростных условий деформации для других двухфазных титановых сплавов получены в работах [61]. Указанные выше результаты подтвердили, что существует понимание общих характеристик двухфазных титановых сплавов в состоянии СП на основе исследования одного представителя из этой группы, например сплав ВТ6.

Микроструктура титановых сплавов при СПД зависит не только от предварительной обработки материала, но и изменяется при нагреве до температуры деформации. Двухфазные сплавы в исходном состоянии обычно имеют мелкозернистую микроструктуру с вытянутыми в направлении прокатки зернами α - и β -фаз и первые признаки рекристаллизации отмечается при нагреве выше 800^0C . При повышении температуры нагрева (850^0 - 1000^0C) и при увеличении времени выдержки наблюдается существенное укрупнение зерен α - и β -фаз, одновременно уменьшается их вытянутость. Однако наиболее интенсивный рост зерен отмечается на начальных стадиях выдержки (30-60мин) и сменяется более медленным увеличением размера зерен во времени, зерна становятся более равноосным. Процессам рекристаллизации, вызывающим изменения микроструктуры при нагреве, сопутствуют фазовые превращения направленные на увеличение количества β -фазы. Существенное изменение фазового состава в сплаве происходит при сравнительно небольших изменениях температуры. Наиболее сильные изменения фазового состава отмечаются на начальных стадиях выдержки. Кроме того, в процессе СПД титановых сплавов

изменение фазового состава зависит от скорости деформации. Наиболее значительные изменения фазового состава наблюдали при малых и оптимальных для СПД скоростях деформации.

Микроструктура и фазовый состав двухфазных титановых сплавов претерпевает существенные изменения при нагреве в верхней части ($\alpha+\beta$)-области в результате развития рекристаллизации и фазовых превращений. Достижению наибольшей пластичности этих сплавов способствует формирование (в процессе нагрева) двухфазной УМЗ микроструктуры. При температуре испытания выше оптимальной у сплавов наблюдается значительное укрупнение зерен, поэтому пластичность резко снижается. При температурах ниже оптимальных пластичность снижается ввиду недостаточной активизации диффузионных процессов. Кроме зависимости от температуры, рост зерен зависит от скорости и степени деформации. При СПД уменьшение скорости, повышение степени деформации приводят к увеличению размера зерен. Рост зерен при деформации протекает интенсивнее, чем при отжиге за время выдержки при одной и той же температуре испытания, равной времени деформации. При высоких скоростях деформации, соответствующих III области, рост зерен практически не наблюдается. Однако многие исследования [61, 62] показали, что при СПД двухфазных сплавов степень деформации оказывает незначительное влияние на кинетику роста зерен и не оказывает никакого влияния на форму зерен, и изменение величины зерен в разных сплавах не одинаково. При исследовании СПД двухфазных титановых сплавов с пластинчатой (крупной) микроструктурой показали, что относительное удлинение в этих сплавах меньше, чем в мелкозернистых сплавах при тех же температурно-скоростных условиях. Оптимальная скорость деформации в сплаве с пластинчатой микроструктурой на порядок ниже, чем в сплаве с равноосной микроструктурой. Кроме этого скоростная зависимость напряжения течения при пластинчатой микроструктуре проявляется только по достижении степени деформации не менее 40%, т.е. при этом напряжение течения снижается. Причиной снижения напряжения течения с увеличением степени деформации и проявления СП в титановых сплавах с

пластинчатой микроструктурой может быть преобразование последней в равноосную в процессе пластического течения.

Таким образом, двухфазные титановые сплавы проявляют признаки СП течения при наличии мелкозернистой и пластинчатой микроструктуры. При нагреве этих сплавов до температур, близких к температуре полного полиморфного превращения, в них развиваются фазовые превращения и рекристаллизационные процессы. В результате этих процессов создаются условия для получения УМЗ микроструктуры либо при нагреве, либо в процессе изотермической деформации. Это позволяет использовать полуфабрикаты из титановых сплавов, поставляемые в горячекатанном состоянии, непосредственно для производства изделий с помощью СПФ.

При производстве листовых полуфабрикатов из сплава ВТ6 серийная технология включает теплую прокатку в $(\alpha+\beta)$ -области с большими обжатиями, которые необходимы для получения достаточно тонкого листа. При такой обработке зерна микроструктуры вытягиваются в тонкие волокна. Уже во время теплой прокатки, тем более, при последующем отжиге или нагреве до температуры СПФ, а также на ранних стадиях СПФ, волокна фрагментируются, и тонковолокнистая структура трансформируется в микродуплексную с весьма хорошими -показателями сверхпластичности, показанными в таблице 1.8.

При температуре 900°C , оптимальной для проявления сверхпластичности сплава ВТ6, объемная доля β -фазы примерно 50%. При более высоких температурах деформации в $(\alpha+\beta)$ -области напряжение течения возрастает из-за более быстрого роста зерен. Рекомендуемый интервал температур СПФ: $890-910^{\circ}\text{C}$. По данным [62, 63] можно существенно понизить температуру СПФ, измельчив при прокатке зерно в сплаве ВТ6 по сравнению с зерном в серийном листовом материале, что весьма ценно для уменьшения опасности окисления формируемой детали и для облегчения условий работы инструмента.

К концу 1983 года в девяти самолетах и космических аппаратах в США методом СПФ производилось около 200 деталей из сплава Ti-6Al-4V. Для

самолета F-15 компания Мак-Доннелл способом СПФ производит более 70 деталей. Компания Нортроп применяет СПФ для изготовления более 20 деталей. Предсказывается еще более широкое использование СПФ в американской аэрокосмической промышленности [64]. Поэтому систематическое исследование, которое включает современные вычислительные средства, характеристик СПД и технологии СПФ для двухфазных титановых сплавов на примере сплава ВТ6 является актуальным для оптимизации технологических режимов и повышения качества полученной продукции, а также создания новых принципов формовки при изготовлении деталей более сложного профиля.

1.5.3 Методы подготовки ультрамелкозернистой микроструктуры

Ряд проведенных ранее исследований показал, что получение ультрамелкозернистой структуры в $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавах значительно проще, чем у других материалов. Многие двухфазные титановые сплавы (ВТ3-1, ВТ6, ВТ9, ВТ14 и др.), поставляемые в виде листов, без специальной подготовки микроструктуры проявляют эффект сверхпластичности при изотермическом деформации [61, 64]. Это связано со специфическими особенностями изменения микроструктуры титановых сплавов при нагреве и горячей деформации, когда пластинчатая и крупнозернистая микроструктуры заготовок, полученных прокаткой в $(\alpha+\beta)$ -области, трансформируются в глобулярную мелкозернистую. При этом размер зерна, формирующегося при отжиге или горячей деформации, сильно зависит от степени деформации исходных заготовок при прокатке.

Однако для снижения температуры и повышения скорости СПД без повышения напряжения течения, а также для обеспечения однородной структуры в полученных изделиях необходимы исходные заготовки с ультрамелкими зернами. Поэтому необходимо применять методы измельчения микроструктуры титановых сплавов перед СПД.

Одним из самых распространенных и технологичных путей измельчения микроструктуры двухфазных титановых сплавов, является горячая деформация в

($\alpha+\beta$)-области. Так, для измельчения микроструктуры сплавов применяют «геторайзинг» [61]. Это деформация сплавов при температурах на $10^0 - 100^0\text{C}$ ниже температуры рекристаллизации с обжатием не менее 50%. Горячий наклеп после обработки в таких условиях обеспечивает протекание рекристаллизации и формирование ультрамелкозернистой микроструктуры. Это способ достаточно эффективно можно применять к полуфабрикатам, прошедшим предварительную обработку в ($\alpha+\beta$)-области. Измельчение микроструктуры заготовок, прошедших термическую обработку или деформацию в β -области требует учета некоторых особенностей фазовых превращений в титановых сплавах. В процессе охлаждения заготовки из β -области наряду с образованием пластинчатых выделения α -фазы, по границам бывших β -зерен образуется прослойка α -фазы. Наличие такой прослойки увеличивает неравномерность деформации, что затрудняет получение однородной ультрамелкозернистой структуры в сплавах.

С целью устранения этого недостатка, заготовки из титановых сплавов после нагрева в β -области начинают деформировать в процессе охлаждения до необходимых температур в ($\alpha+\beta$)-области или сразу после переохлаждения. При этом удастся повысить однородность формирующейся при горячей деформации микроструктуры [61, 65].

Для подготовки ультрамелкозернистой структуры титановых сплавов в горячекатаном состоянии в работе, выполненной Портным В.К. и Панфиловой О.В., использовали способ двухстадийной термомеханической обработки (ТМО) [65]. Обработка по схеме ТМО включала нагрев заготовок до температур на $50^0 - 150^0\text{C}$ выше полиморфного превращения, прокатку в интервале существования переохлажденной β -фазы, закалку с температуры конца деформации и повторную прокатку при температурах ($\alpha+\beta$)-области (рис. 1.19). Получение ультрамелкозернистой микроструктуры после указанных процессов объясняется тем, что мелкоигольчатый мартенсит, формирующийся при охлаждении в сплаве. При нагреве под вторую деформацию распадается с образованием

мелкодисперсной смеси фаз, что способствует получению ультрамелкозернистой микроструктуры с $d < 1\text{мкм}$.

По схеме ТМО листы из сплава ВТ6 для прокатки в β -области нагревали до температуры 1100°C , выдерживали при этой температуре до полного прогрева, и затем прокатывали с суммарным обжатием около 55% до температуре 950°C . После чего заготовки закаливали в воде. Вторую деформацию проводили с суммарным обжатием около 80% при температуре 820° . В результате ТМО была получена равноосная мелкозернистая структура размером примерно 1мкм.

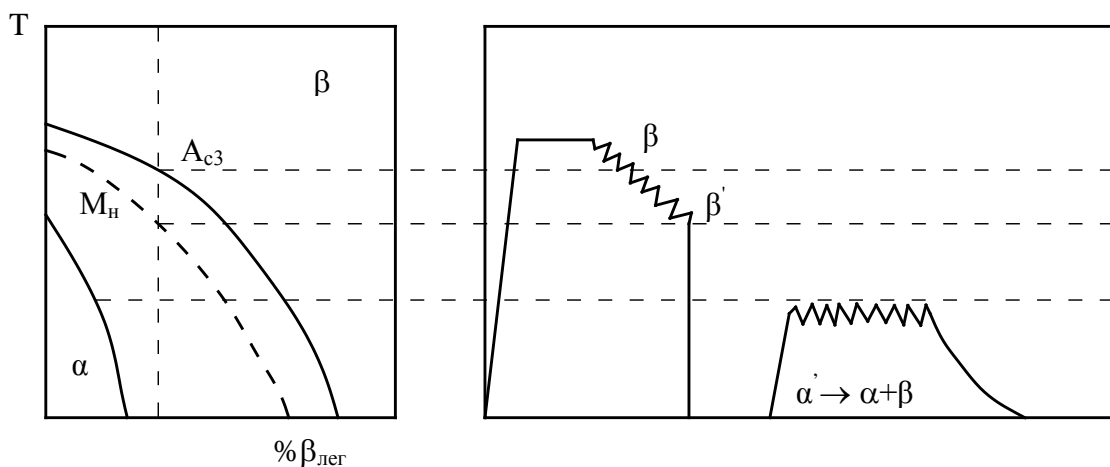


Рис.1.19 - Схема термомеханической обработки титановых сплавов, использованных для получения ультрамелкозернистой структуры.

Распад мартенситной структуры или метастабильного β -твердого раствора в титановых сплавах можно резко интенсифицировать холодной деформацией после закалки. Образование при старении разориентированных выделений α - и β -фаз позволяет при нагреве до температуры рекристаллизации получить ультрамелкозернистую структуру.

1.6. Заключение по главе 1

1. Наиболее существенным признаком материала в состоянии сверхпластичности является повышенная чувствительности напряжения течения сверхпластического материала к изменению скорости деформации. Структурная сверхпластичность в металлах и сплавах проявляется в определенных параметрах исходной микроструктуры, температуры и скорости деформации при СПД. Учет основных

характеристик материала при СПД целесообразно осуществлять в рамках феноменологического подхода с помощью уравнения состояния СПМ, в которое включают параметры структуры и температуры.

2. Использование технологии СПФ, включающей макроформовку для оформления геометрической формы изделия и микроформовку для получения тонкого рельефа на поверхности, позволяет в полной мере реализовать основные преимущества обработки СПМ, такие как малое напряжение течения и большой ресурс деформационной способности. К настоящему времени разработаны различные способы СПФ, повышающих производительность процесса СПФ, качество получаемых изделий и уменьшающих влияние присущих ей недостатков.

3. Анализ методов теоретических исследований процессов ОМД показал, что для моделирования этих процессов наиболее перспективен метод конечных элементов (МКЭ). В настоящее время бурное развитие средств вычислительной техники позволило использовать сквозную компьютеризацию и компьютерные технологии на всех этапах разработки и проектирования технологии СПФ. Для этих целей применяются специально созданные высокопроизводительные компьютерные САД системы или САПР. Выбор высокоэффективных САПР для разработки новых технологий обработки давлением является ключевым моментом для успешного решения технологических задач ОМД.

4. Для устранения основного недостатка технологии СПФ (неравномерной толщины стенки детали после формовки) с целью снижения разнотолщинности разработан ряд способов, целесообразность выбора и применения которых определяется требуемыми характеристиками качества получаемых изделий.

5. Производство листовых деталей сложной формы из двухфазных титановых сплавов очень трудоемко, а также достаточно сложно получать требуемые эксплуатационные характеристики при использовании традиционных технологий. При устранении этого фактора возможно применять технологии СПФ для двухфазных титановых сплавов. Как и у других сверхпластичных материалов, сверхпластичность двухфазных титановых сплавов сильно зависит от

деформационных условий. Кроме того, процесс фазового превращения, соотношение фазовых составляющих влияют на характеристики двухфазных титановых сплавов при СПД. Для повышения эффекта сверхпластичности необходимо применять методы термомеханической обработки с целью получения УМЗ структуры в процессе СПД. На основе анализа возможности внедрения двухфазных титановых сплавов в промышленном производстве и их общих характеристик в состоянии СП можно выбрать сплав ВТ6, как типичный представитель группы двухфазных титановых сплавов, для исследования технологии СПФ оболочек.

1.7. Цель и задачи исследований

Целью работы: На основе исследования закономерностей, определяющих связь между структурой и реологическими свойствами материала при СПД, компьютерного и физического моделирования процесса СПФ разработать научно-обоснованную технологию СПФ для получения полых оболочек из листов двухфазных титановых сплавов на примере сплава ВТ6.

Были поставлены и решены следующие задачи:

1. Провести анализ основных характеристик материала в состоянии сверхпластичности (признаки и условия проявления, механизмы деформации, реологические свойства и модели поведения материала при СПД и др), возможностей технологии сверхпластической формовки для получения тонкостенных оболочек из титановых листов на основе обобщения научно-технической и патентной литературы. Проанализировать особенности СПД двухфазных титановых сплавов (изменения основных характеристик реологического поведения и эволюция микроструктуры в зависимости от температуры, скорости деформации, а также исходной структуры заготовки) и выбрать модельный сплав для исследования;
2. Исследовать и количественно описать структурные и реологические характеристики сплава ВТ6 при СПД. Подготовить информацию о свойствах исследуемого материала для баз данных систем компьютерного моделирования и

выбирать рациональные технологические режимы сверхпластической формовки двухфазных титановых сплавов при проведения испытаний;

3. Разработать комплексную методику для исследования технологии СПФ двухфазных титановых сплавов с использованием методов натурального физического и математического моделирования, в котором применяются современные средства вычислительной техники и специализированные компьютерные вычислительные системы;

4. С помощью систем компьютерного моделирования провести исследование и анализ закономерностей формоизменения оболочек при различных технологических режимах для получения полых изделий из листов двухфазных титановых сплавов на примере сплава ВТ6;

5. Для проведения экспериментальных исследований и отработки технологии СПФ спроектировать и изготовить оборудование и технологическую оснастку, к которым относятся установка для СПФ, штамповый блок, матрицы, устройства нагрева и другие необходимые инструменты.

6. Провести СПФ для отработки и проверки вычисленных технологических параметров и определения показатели формуемости, а также закономерностей формоизменения оболочек из двухфазных титановых сплавов на примере сплава ВТ6. Проанализировать эволюцию микроструктуры и её влияние на показатели формуемости сплава ВТ6 при СПФ.

7. Провести проверка предложенной методики комплектной оценки формуемости листов двухфазных титановых сплавов на среднелегированном двухфазном титановом сплаве ВТ23.

8. Разработать рекомендации по проектированию оснастки, инструмента, схем, температурно-скоростных и силовых режимов технологии СПФ полых оболочек из листов двухфазных титановых сплавов.

Глава 2. Методы проведения исследований и исследуемый материал

2.1. Исследуемый материал и образцы

Одним из типичных двухфазных титановых сплавов является сплав ВТ6. Исследование характеристик СП, а также СПФ этого сплава позволяет оценить возможность внедрения технологии СПФ для всех двухфазных титановых сплавов в промышленном производстве.

В качестве материала для исследования способности формообразования при СПФ в настоящей работе выбраны листы из сплава ВТ6, выпускаемые горячей прокаткой по ГОСТ 22178-76.

Результат проверки химического состава по химическому методу анализа [66] приведен в табл.2.1 (1- химический состав сплава ВТ6 по ГОСТ 19807-91 и 2- результат проверки реальных образцов исследуемого материала).

Таблица 2.1 - Химический состав сплава ВТ6 по ГОСТ 19807-91 (1) и по результатам анализа исследуемого материала (2).

	Химические элементы (%)										
	Ti	Al	V	Zr	O	Fe	Si	C	N	H	примесей
1	86,45-90,9	5,3-6,8	3,5-5,3	до 0,3	до 0,2	до 0,6	до 0,1	до 0,1	до 0,05	до 0,015	до 0,3
2	88,92	6,05	4,0	0,17	0,15	0,26	0,09	0,07	0,01	0,01	0,25

Фотографии микроструктуры образцов, вырезанных вдоль и поперёк направления прокатки исходного листа заготовки приведены на рис. 2.1

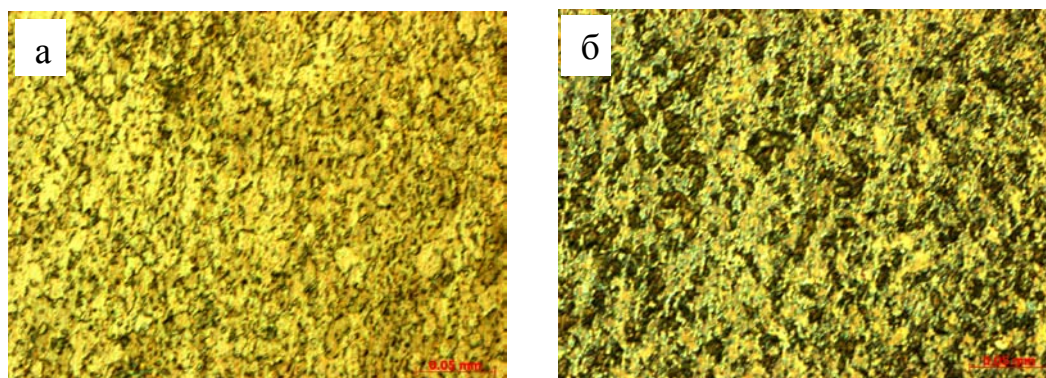


Рис. 2.1 – Фотографии микроструктуры исходной заготовки сплава ВТ6

а – вдоль направления прокатки; б- поперек направления прокатки

В результате металлографических исследований было выявлено, что исходная структура сплава ВТ6 в горячекатанном состоянии является неполностью рекристаллизованной и форма зерен формируется нечетко, что является результатом процессов динамической рекристаллизации при горячей деформации в $\alpha+\beta$ -области и охлаждения с высокими скоростями после деформации.

При испытании на СПФ использованы заготовки диаметром 60 мм, вырезанные из листов толщиной 1 мм сплава ВТ6. Для определения влияния температуры и продолжительности отжига на характер структурных изменений в сплаве из листов вырезали образцы размером 10x10x1 мм. Изучение влияния режимов сверхпластической формовки на структуру проводили на образцах, вырезанных на характерных участках отформованных оболочек.

Образцы, применяемые для исследования микроструктуры, заливали нейтральной для химических реактивов при травлении сплава ВТ6 модифицированной эпоксидной смолой ЭДП-УМ (ТУ 6-15-1070-89) в формы в виде цилиндров, таким образом, чтобы иметь возможность измерять параметры микроструктуры в плоскости шлифа. На рис 2.2 приведены фотографии образцов для исследования структуры.



Рис 2.2 - Фотография образцов для исследования микроструктуры

2.2. Методы и оборудования для исследования микроструктуры материалов в процессе СПД.

Исследование микроструктуры титанового сплава ВТ6 проводили методами световой микроскопии и количественного металлографического анализа на микроскопе *Axio Observer D1m*.

Размер зерен сплавов после подготовки структуры по различному режиму определяли методом случайных секущих. По результатам измерений не менее 250 отрезков секущих строили гистограммы распределения размера зерен по стандарту *ASTM E112-10*, а также вычисляли средний условный размер зёрен L (2.1) с помощью компьютерной программы *Axio Vision Red 4.8*.

$$L = n^{-1} \sum_{i=1}^n f_i L_i \quad (2.1)$$

Где L_i и f_i – средняя интервальная величина случайной секущей зерна и частота интервала, соответственно; n – общее число замеров зерен.

Для исследования эволюции структуры материала в процессе термической обработки и нагрева до температуры СПД, а также сверхпластической формовки были изготовлены шлифы из исходных листов, образцов, полученных после отжига с различным режимом, и образцов, вырезанных из полученных после СПФ изделий. Вырезание образцов проводили с помощью ножниц по металлу или отрезной машины по металлу *Bosch GCO 2000*. В процессе резки образцы охлаждались водой, чтобы избежать теплового влияния на их микроструктуру. Для отжига образцов использовалась специальная печь электросопротивления *LT.1200* (рис. 2.3а), изготовленная во Вьетнаме в Ханойском технологическом институте. Печь оснащена баллоном аргона для защиты от окисления образцов с помощью прохождения этого газа через камеру печи при отжиге. Основные технические параметры печи приведены в табл. 2.4

Таблица 2.4 - Основные характеристики печи *LT.1200*

максимальная температура	1400 ⁰ С
мощность печи	4 кВт
напряжение питания	220 В
размеры камеры печи	φ130 x 300 мм
габаритные размеры печи	650 x 600 x 600 мм
масса	80 кг

Шлифы для исследований обрабатывали механической шлифовкой на специальной машине *BUEHLER Beta grinder-polisher* (рис 2.3б), после чего подвергали электрополировке и электролитическому травлению для выявления микроструктуры.



а,



б,

Рис.2.3 – Специальная печь для отжига титановых сплавов *LT-1200*(а)
и устройство для механической полировки (б)

При электролитическом способе травления шлифы, подключенные в качестве анода, вводят в электролизную ванну и устанавливают на бакелитовую пластинку толщиной 2-6мм, изолирующую катод (пластина из специальной

стали). Использовали электролит следующего состава: 5г щавелевой кислоты; 5г лимонной кислоты; 5мл 85% ортофосфорной кислоты; 10мл молочной кислоты; 35мл воды; 60мл этилового спирта. Электролит, разбавленный равным количеством глицерина, позволяет лучше контролировать выявление структуры и снизить риск перетрава вследствие уменьшения скорости травления. Контрастная картина получается при напряжении 100-130В [67].

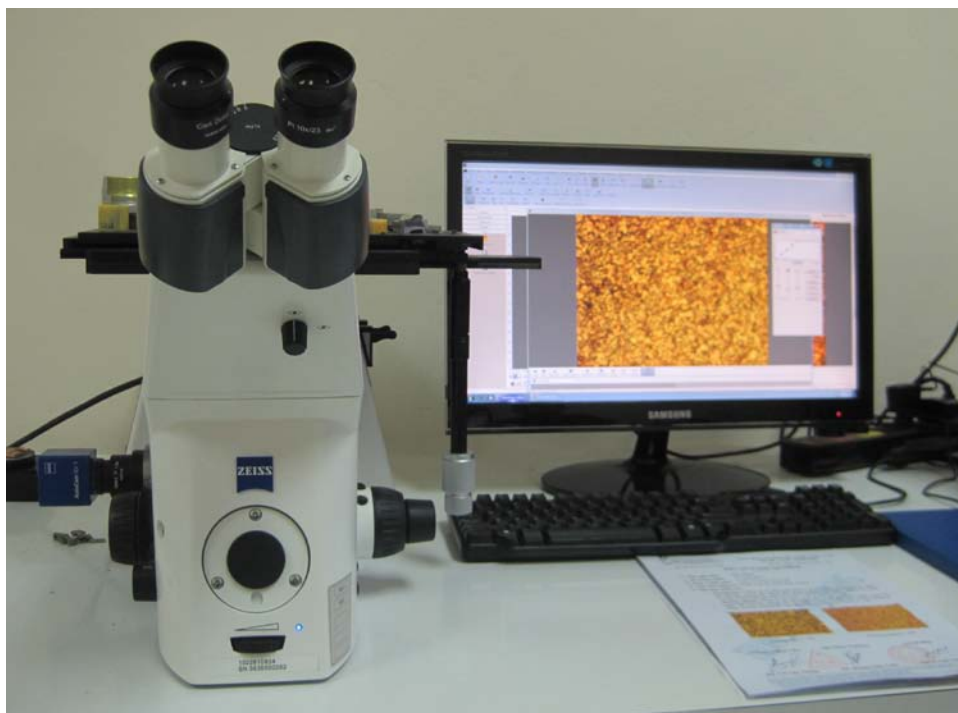


Рис. 2.4 - Система микроскопа “*Axio Observer D1m*” с компьютером

Микроскоп *Axio Observer D1m* (рис.2.4), изготовленный компанией *Carl Zeiss MicroImaging GmbH* (Германия), предназначен для решения научно-исследовательских задач в материаловедении и металлографии. Он оснащен 5 объективами с увеличениями x5, x10, x20, x50, x100, которые располагаются на револьверном устройстве, 2 окулярами с увеличением x10 с линейным полем 23 мм, и системой дополнительного увеличения “*Optovar*” с 3 местами увеличения x1,25; x1,6; x2,5. С помощью такой системы оптики этот микроскоп даёт общее увеличение по стандартам или в пределах полезного увеличения и позволяет наблюдать структуры металла при увеличении от x50 до x1000 в светлом, тёмном

и поляризованном свете. Кроме этого, микроскоп *Axio Observer D1m* еще оснащен программным комплексом *THIXSOMET.PRO*, который предназначен для металлографических исследований на основе современных средств получения и компьютерной обработки изображения. Характеристики микроскопа *Axio Observer D1m* приведены в таб. 2.5

Таблица 2.5 - Технические характеристики микроскопа *Axio Observer D1m* [68]

Сетевое напряжение	115В/ 230В, переключаемое
Методы контрастирования	светлое поле; темное поле; поляризация; дифференциально-интерференционный контраст.
Принцип управления	ручное управление с кодированными узлами или моторизованный штатив.
Осветитель отраженного света	апохроматический (моторизованный); источник света - галогенный 100Вт, светодиодный <i>LED</i> , ртутный <i>HBO</i> 100 или ксеноновый <i>N XBO</i> 75.
Предметный стол	механический 130x85мм с право- и левосторонней рукояткой коаксиального управления; большой стол 250x230 мм; скользящий стол (вращающийся на 360гр) с металлической вставкой диам. 24 мм / 48 мм; поворотный стол 20x20/90гр
Габариты	295 x 805 x 707 мм
Масса	30 кг

Для анализа микроструктуры материала использовали компьютерную программу *Axio Vision Red* 4.8. Эта программа обеспечивает получение, обработку, анализ и документирование изображений микроструктуры, а также управление автоматизированными частями микроскопа *Axio Observer D1m*.

Несколько возможностей программы *Axio Vision Red* 4.8 по анализу микроструктуры материала [69]:

- управление цифровыми камерами *AxioCam* и микроскопами *Carl Zeiss* (автоматизация эксперимента и воспроизводимость результатов),
- захват изображения с камеры, импорт/экспорт изображений,
- ручные измерения профиля интенсивности сигнала, длины, площади, периметра, радиуса окружности, углов, счет и расположение меток объектов,
- улучшение изображений с помощью фильтров: яркость-контрастность, усиление резкости, удаление шумов, настройка цветовых каналов и т.д.
- автоматическая статистическая обработка изображения
- предварительная корректировка изображения, сегментация объектов, разделение, склеивание, добавление объектов, выбор параметров измерения, создание отчетов в виде таблиц и гистограмм
- возможность быстрого автоматического анализа микроструктуры материалов по стандартам *ASTM E112*, *ASTM E1382*, *DIN EN ISO 643*, *SEP 151061*, *BS 4990*. Эта программа с высокой точностью автоматически измеряет размеры частиц и анализирует состав фаз в рассматриваемом поле. На основе полученных данных автоматически строятся гистограммы по требованию пользователя.

2.3. Оборудования и технологические оснастки для экспериментального исследования СПФ.

При эксперименте по исследованию технологических режимов СПФ использовали разработанную ранее в НИЛ ДСПМ НИТУ «МИСиС» методику технологических проб в виде формовки куполов и деталей с продольными рифтами, имеющими различные сечения и размеры, а также с куполами, имеющими малые диаметры, для наблюдения оформления контура деталей и заполнения материала в гравюр матрицы [2, 70, 71, 72].

Экспериментальное исследование процессов СПФ проводили во Вьетнаме в Ханойском технологическом институте.

Для экспериментальных исследований СПФ использовали установку, сконструированную и изготовленную на базе двухстоечного гидравлического

гаражного пресса Y1671. Установка состоит из гидравлического пресса, баллона с аргоном, редуктора для регулирования давления газа, системы трубопроводов для охлаждения, термопары, шкафа управления, печи электросопротивления, штампового блока для СПФ.

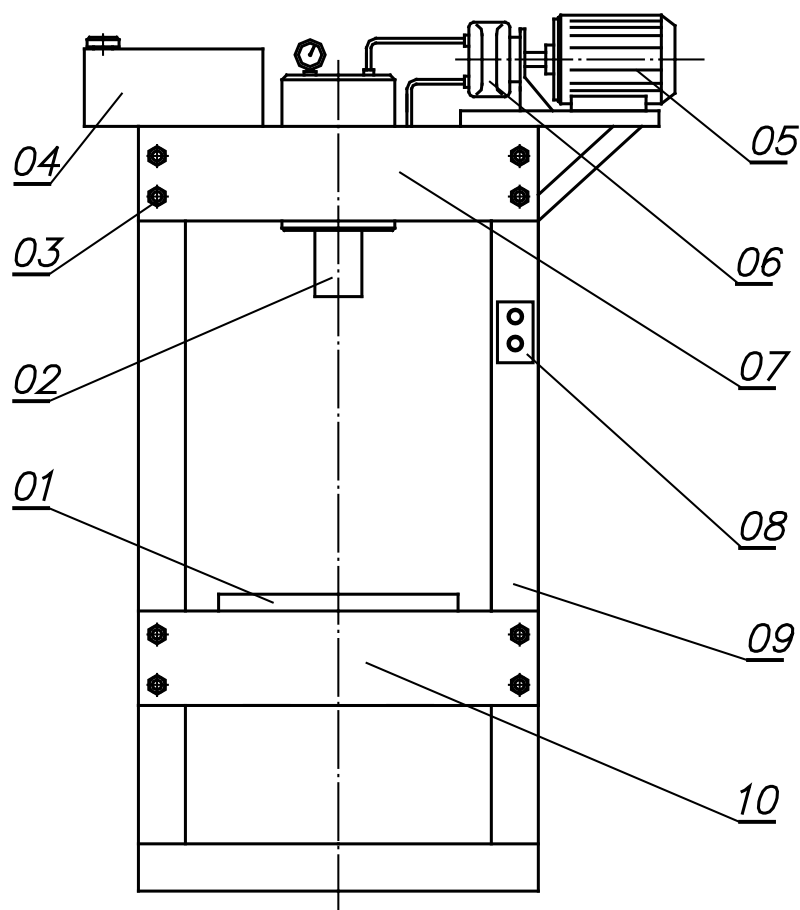


Рис.2.5 - Гидравлический пресс. 01-стол; 02–гидроцилиндр ; 3-гайки;
04–маслостанция; 05–двигатель; 06-гидронасос; 07- верхняя траверса;
08- включатель ; 9- нижняя траверса

Гидравлический пресс Y1671 (рис.2.5), который включён в установку для СПФ, состоит из станины, плунжера диаметром 160 мм (02), гидронасоса (06), электродвигателя (05), включателя для регулирования (08). Станина стоечного типа является основным узлом пресса, воспринимающим усилия, возникающие в процессе СПФ. Она состоит из двух сварных траверс (верхней 07 и нижней 10), соединенных между собой двумя стоечкой (09), и стола (01). В таблице 2.6 показана техническая характеристика гидравлического пресса Y1671.

Таблица 2.6 - Техническая характеристика двухстоечного гидравлического гаражного пресса Y1671

Параметр	Значение	Значение
Вид привода	ручной гидравлический	электро-гидравлический
Тип пресса	стационарный	стационарный
Максимальное усилие пресса, кН	40	40
Наибольший ход плунжера, мм	200	200
Высота подъема стола, мм	950	950
Максимальное давление насоса, МПа	27,5	20
Установленная мощность, кВт	-	3
Источник питания, напряжения, В	-	220/380
Габаритные размеры, мм, ДхШхВ	970х650х1850	1520х650х2020
Масса, кг	350	350

В качестве устройства нагрева для СПФ использовали специальную печь элетросопротивления XD-2013, изготовленную в Ханойском технологическом институте, с устройством управления температурой, с точностью измерения $\pm 5^{\circ}\text{C}$. Технические характеристики печи приведены в таблице 2.7

Таблица 2.7 - Технические параметры специальной печи XD-2013
электросопротивления для СПФ

Наибольшая рабочая температура нагрева	1400 ⁰ C
Точность регулирования температуры	$\pm 5^{\circ}\text{C}$
Время нагрева до максимальной рабочей температуры	1....2 ч
Используемая мощность	3 кВт
Размеры камеры печи	φ130 x 200 мм
Габаритные размеры печи	φ550 x 350 мм
Масса	120 кг

Фотография печи *XD-2013* с устройством управления температурой и её конструкция показаны на рис 2.6 и 2.7. Нагрев осуществляется нихромовыми нагревателями (03), намотанной на керамический цилиндр из теплостойкого кирпича (02). Контроль и управление температурой автоматически осуществляется с помощью контролирующего устройства *PID*, соединенного с термоэлектрическим преобразователем типа ТП-*S* (ГОСТ 6616-94) с помощью платинородий-платиновой термопары, помещенной внутри камеры печи. Теплоизоляцией служат асбестовый материал, стекловата и стеклолента (04), фиксированные в металлическом кожухе (05) и между верхней, нижней плитами пресса (01).



а,



б,

Рис 2.6. - Фотографии печи *XD-2013* для ПСФ (а) и ее контролирующего устройства *PID* (б)

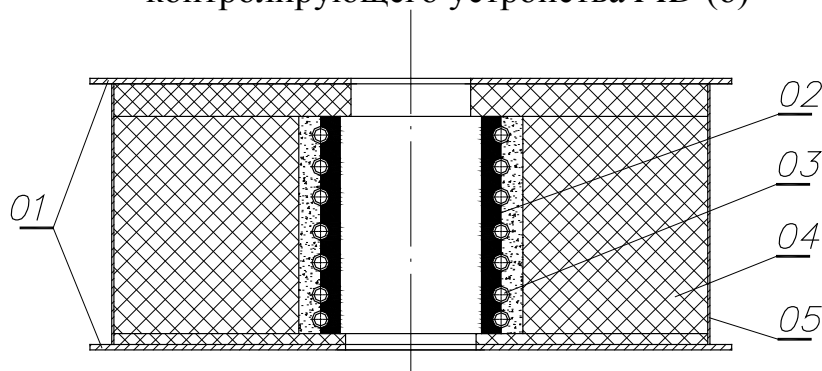


Рис 2.7 - Конструкция печи электросопротивления *XD-2013* для СПФ

01-верхняя и нижняя плита; 02- камера; 03- проволока электросопротивления; 04 материал теплоизоляции; 05 кожух

Эксперименты по СПФ проводили на специально сконструированном и изготовленном штамповом блоке, описание конструкции которого приведено в главе 5.

Учитывая условия работы штампового блока в процессе СПФ (длительное время выдержки при высокой температуре и большое давление) в качестве материала для изготовления матриц, пресс-формы и крышки штампа использовалась жаропрочная сталь марки 20Х23Н18. Химический состав, механические свойства, коррозионная стойкость и предел длительной прочности этой стали приведены в таблице 2.8; 2.9; 2.10 и 2.11. соответственно.

Таблица 2.8 - Химический состав жаропрочной стали 20Х23Н18 (ГОСТ 5632-72).

C	Cr	Fe	Mn	Ni	P	S	Si
До 0,2	22-25	Осн.	До 2	17-20	До 0,035	До 0,02	До 1

Таблица 2.9 - Механические свойства жаропрочной стали 20Х23Н18, (прутки, режим термической обработки: закалка с 1180⁰С в воде + старение при 800⁰С, выдержка 4ч, охлаждение на воздухе).

T _{исп} , ⁰ С	σ_B (Н/мм ²)	$\sigma_{0,2}$ (Н/мм ²)	δ_5 (%)	ψ (%)	KCU (Дж/см ²)
20	640	300	29	47	140
800	190	160	19	34	180

Таблица 2.10 - Коррозионная стойкость жаропрочной стали 20Х23Н18 (жаростойкость и скорость коррозии в атмосфере спокойного воздуха)

T _{исп} , ⁰ С	800	900	1000	1100	1200
V _{ок} , мм/год	0,05	0,05	0,5	Катастрофическое окисление	Катастрофическое окисление

Таблица 2.11 - Предел длительной прочности (Н/мм²) жаропрочной стали
20Х23Н18

$T_{\text{исп}}, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{1000}, \text{Н/мм}^2$	$\sigma_{10000}, \text{Н/мм}^2$
800	39	23
900	20	10
1000	7,5	3,3
1050	5	2,1

Сталь – 20Х23Н18 относится к жаростойким сталям. Она изготавливается согласно ГОСТу 5632-72 и широко применяется в области машиностроения. Основой этой стали являются железо, хром и никель. Высокое сопротивление окислению стали связано в первую очередь с большим количеством хрома, входящего в ее состав. Сталь – 20Х23Н18 обладает хорошей технологичностью при комнатной температуре, легко обрабатывается традиционными технологическими методами.

Изготовление матриц осуществлялось способом электроэрозионной обработки (ЭЭО) на электроэрозионном копировально-прошивочном станке 4Д722АФ1. Фотография и технические характеристики станка 4Д722АФ1 приведены на рис. 2.8 и в таблице 2.12. Способ ЭЭО заключается в изменении формы и размеров заготовки за счет растворения ее материала в электролите под действием электрического тока. При этом инструмент является катодом, рабочая поверхность которого по своей форме совпадает с гравюрой изготавливаемой матрицы. Катод должен быть выполнен из токопроводящего и легкообрабатываемого материала: меди, бронзы, латуни и т. п. Материал катода - медь М1, в качестве электролита использовали раствор 15 % NaCl + 15%KCl [71].



Рис 2.8 - электроэрозионный копировально-прошивочный станок 4Д722АФ1

Таблица 2.12 - Технические характеристики электроэрозионного копировально-прошивочного станка 4Д722АФ1

Пределы частоты вращения шпинделя Min	0 об/мин
Пределы частоты вращения шпинделя Max	18000 об/мин
Класс точности станка по ГОСТ 8-82, (Н,П,В,А,С)	А
Мощность двигателя	12,5 кВт
Число инструментов в магазине	4
Длина рабочей поверхности стола	630 мм
Ширина стола	400 мм
Габариты станка Длинна Ширина Высота	1875x1580x2600 (мм)
Масса	4400 кг

В качестве рабочей среды при формовке использовался аргон из баллона 40 литров (рис. 2.9а), имеющего рабочее давление 14,7 МПа.

Регулировка давления осуществлялась баллонным одноступенчатым редуктором типа БКО-50 (ГОСТ 13861-91) (рис. 2.9в). Технические параметры редуктора приведены в таблице 2.13

Таблица 2.13 - Технические характеристики редуктора

Наибольшая пропускная способность	50 м ³ /час
Наибольшее давление газа на входе	25 МПа
Наибольшее давление газа на выходе	2,5 МПа
Габаритные размеры	150x105x110 мм
Масса	0,7 кг



а,



в,



д,



б,



г,

Рис. 2.9 - Баллон газа (а); индикатор часового типа (б); редуктор БКО-50 (в); микрометр (г); электронный штангенциркуль (е).

Для определения размеров экспериментальных сменных матриц и габаритных размеров изделий использовались микрометр (рис. 2.9г) для наружных измерений с интервалом измеряемых размеров до 25 мм с ценой деления 0,01мм (ГОСТ 6507-60) и электронный штангенциркуль *KRAFTOOL* 34460-150 (рис. 2.9д) с пределом измерений 0...150мм с ценой деления 0,01 мм. Кроме этого, высота рельефов измерялась индикатором часового типа (рис 2.9б) с ценой деления 0,01мм (ГОСТ 577-68).

Чтобы определить точные размеры профилей образцов, получившихся при использовании разных технологических режимов СПФ, применяли микроскоп *Axio Observer D1m* (рис. 2.4) и специальную программу обработки результатов измерений на компьютере.

2.4. Применение компьютерных программ для моделирования процессов СПФ.

В настоящее время разработано достаточно большое количество современных высокоэффективных программных продуктов и высокопроизводительных систем компьютерного моделирования (СКМ) для прогнозирования процессов проходящих при деформации материалов, например *Ansys*, *Splen-O*, *Q-Form*, *Deform-3D* и др. В связи с этим появились возможности их использования для моделирования процесса СПФ.

В данной работе использовали систему компьютерного моделирования на основе программы *DEFORM-3D* 6.1 [76, 77] и других прикладных программ для моделирования формоизменения заготовки в процессе СПФ.

Программа *Deform-3D* разработана американской компанией “*Scientific Forming Technologies Corporation*” (*SFTC*) на основе методов конечных-элементов (МКЭ). *Deform-3D* позволяет моделировать практически все процессы, применяемые в обработке металлов давлением (ковка, штамповка, прокатка, прессование и др.), а также операции термической обработки (закалка, старение, отпуск и др.) и механообработки (фрезерование, сверление и др.).

Основная идея МКЭ состоит в том, что непрерывную искомую функцию заменяют конечным числом ее значений, определенных в узлах сетки. Для этого рассматриваемая область разбивается на некоторое число достаточно малых элементов, которые соединены в конечном числе узлов, расположенных на их границе. При этом поля скорости перемещения аппроксимируется некоторой функцией, определяющей скорости перемещения внутри элемента через скорости перемещения его узлов. Схема укрупненного алгоритма для решения задачи деформации по МКЭ представляется на рис. 2.9 [11, 36].



Рис 2.10 - Схема укрупненного алгоритма для решения задачи деформации по МКЭ

Несмотря на очень широкие возможности и получение высоких точных результатов, компьютерное моделирование процессов ОМД ещё зависит от квалификации исследователя. Успешная разработка технологий СПФ на основе

компьютерного моделирования возможна лишь при наличии комплексной методики, которая позволяет учесть все нюансы конкретного процесса, а также дать рекомендации для других пользователей. В данной работе была создана методика, представляющая собой специфическую информационную технологию, которая включает подготовку входной информации, непосредственный расчет процесса СПФ с использованием программы *Deform-3D* и последующий анализ данных, выводимых постпроцессором.

Процесс компьютерного моделирования СПФ проводился следующим образом (рис. 2.10):



Рис 2.11 - Схема компьютерного моделирования СПФ

1. Входными геометрическими данными для моделирования СПФ в программе *Deform-3D* являются твердотельные 3D-модели матрицы, заготовки и других элементов штамповой оснастки, которые определяют весь процесс формовки. Эти модели построены в BC SolidWorks (также можно использовать компьютерные графические системы *Inventor*, Компас -3D, *Catia*, *Unigraphics* и др.). Их файл экспортируется в препроцессор программы *Deform-3D* с расширением .stl. Примеры трехмерных моделей, разработанных в качестве исходной геометрической информации для препроцессора, представлены на рис. 2.12. Для сокращения времени расчета может использоваться функция «симметрия», расчет в этом случае проводится для половины заготовки.

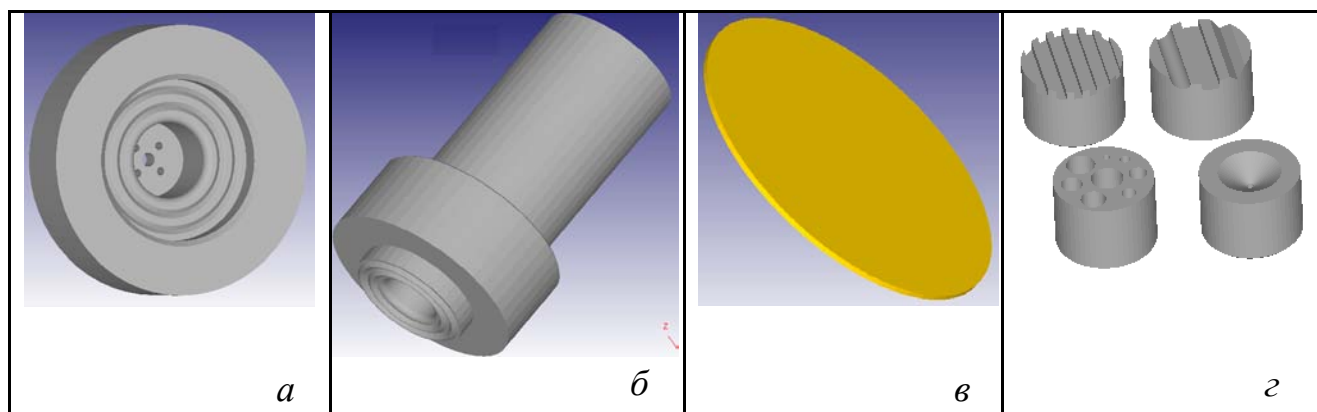


Рис. 2.12 – Входная информация для моделирования СПФ:

3D-модели нижней пресс-формы (а), верхней пресс-формы (б), заготовки (в), матриц (г)

2. В основном программа *Deform-3D* использует табличные зависимости типа $\sigma_e = f(\xi_e, \varepsilon_e, T)$ и уравнение вязкопластической среды с нелинейным скоростным и деформационным упрочнением (2.2), поэтому для ввода реологических свойств материала заготовки в таблицу дополняемой базы данных определяется зависимость напряжений течения от степени, скорости и температуры деформации на основе пересчета реологических зависимостей сверхпластичных титановых сплавов.

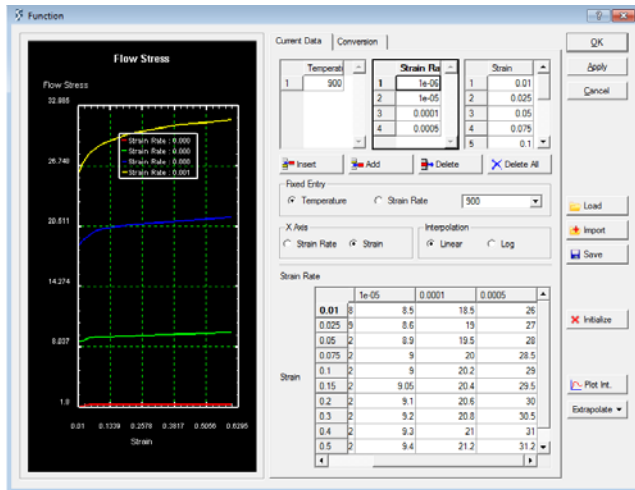
$$\sigma_e = k \cdot \exp \left[\frac{Q_d}{RT} \right] \cdot \xi_e^m \cdot \varepsilon_e^n + \sigma_s(T) \quad (2.2)$$

где $\sigma_s(T)$ – предел текучести при заданной температуре и скорости деформации, МПа; m - показатель скоростного упрочнения; n - показатель деформационного упрочнения вязкопластической среды

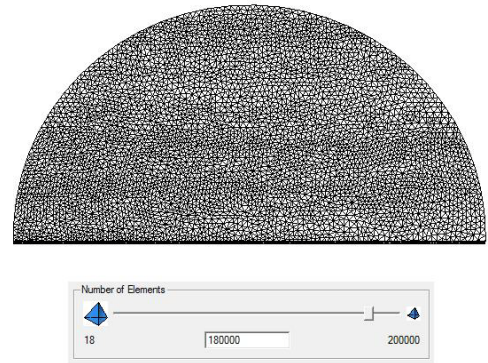
Для исследуемого сплава вводили четыре различных значения скоростей деформации и десять различных значений степени деформации для трёх характерных температур, включающих диапазон предполагаемого оптимального температурного интервала сверхпластичности. Реологические данные вводили в таблицу препроцессора, а *Deform-3D* на их основе строил графики зависимостей, используя логарифмическое сглаживание по среднегеометрическим значениям (рис. 2.13а).

3. Далее производился подбор числа разбиений и построение пространственной сетки конечных элементов (КЭ). Большое количество КЭ делает расчет более точным, полученную в результате его модель оболочки более качественной, но значительно увеличивает время расчета. В *Deform-3D* существует два способа определения сетки - относительная сетка (*Relative mesh*) и абсолютная сетка (*Absolute mesh*).

Используя относительные настройки сетки, пользователь определяет количество создаваемых твердотельных элементов. Число элементов останется постоянным в процессе расчета. Используя абсолютные настройки сетки, пользователь определяет размер элемента и система определяет требуемое количество элементов. При этом для более сложных деталей, число элементов может увеличиться. Использование абсолютной сетки увеличивает точность моделирования. Пример сетки конечных элементов в заготовке приведены на рис 2.13б



а



б

Рис. 2.13 – Графики реологических характеристик материала, введенные в базу данных Deform-3D (а), сетка конечных элементов в заготовке (б)

4. На этом этапе происходит задание технологических режимов СПФ, таких как давление газа, коэффициент трения пары «заготовка – инструмент», температура заготовки, усилие прижима для заготовки, и шага расчета по времени. Устанавливается отношение между объектам с помощью функции «Взаимодействие Объектов».

5. Расчет формовки выполняется процессором автоматически без участия оператора. Он состоит из последовательных этапов итерационных процедур с фиксированным шагом по времени, который при расчете не возможно изменить. С целью экономии времени система не позволяет наблюдать за формоизменением на каждом шаге расчета, и информация, доводимая до пользователя, ограничивается выводом номера шага расчета.

6. На последнем этапе выводятся результаты расчета. В постпроцессоре имеются очень широкие возможности для представления и анализа результатов моделирования. В рассматриваемом случае наибольшее значение имеет геометрия полуфабриката на различных стадиях процесса СПФ. Постпроцессор программы *Deform-3D* демонстрирует внешнюю форму деформируемой заготовки, форму сечения, которое может быть сделано для оболочки в любой плоскости и позволяет увидеть оболочку вместе с оснасткой, благодаря чему можно оценить, насколько заполнена гравюра матрицы. С помощью операции «трассировки»

(фиксации точки в сетке КЭ) можно проанализировать распределение компонентов тензоров степени, скорости деформации и напряжений по стадиям СПФ в любых заранее заданных точках оболочки. Эти распределения могут быть заданы в виде цветных полей, цветных гистограмм распределений, графиков, файлов цифровых данных. На рис 2.14 показан пример вывода результаты расчета в виде графика и цветных гистограмм.

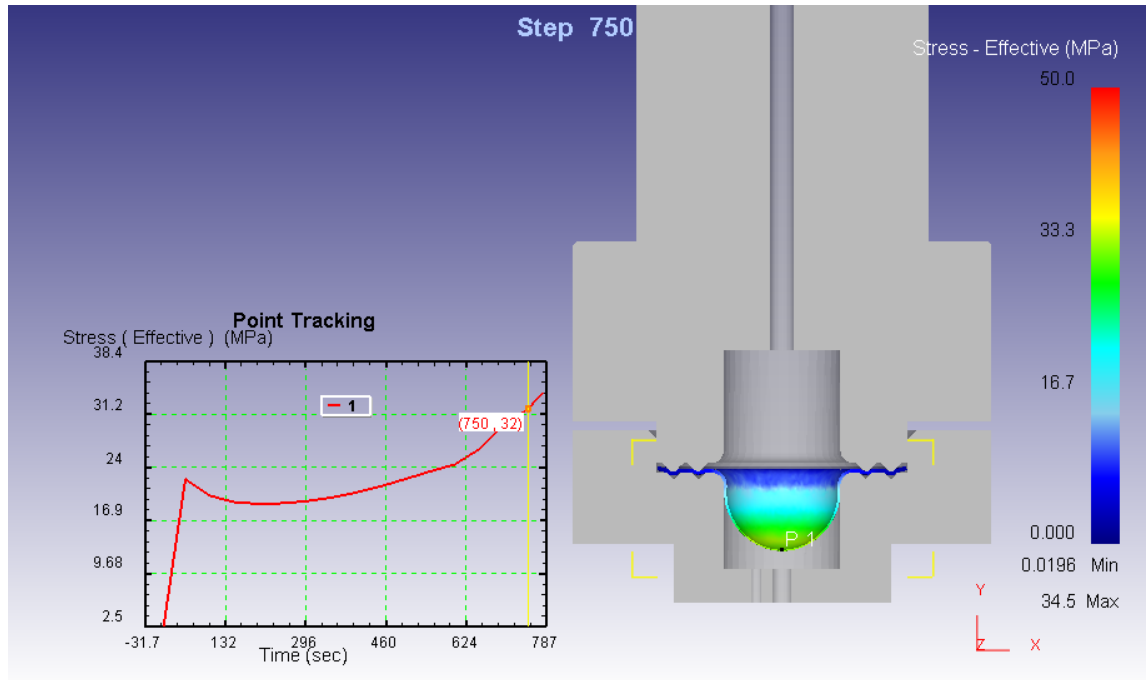


Рис 2.14 - Результаты моделирования, выводятся из
постпроцессора программы Deform-3D

Deform-3D 6.1 учитывает рост зерна в процессе СПД через динамическую рекристаллизацию.

Критерий активации рассчитывается по формуле:

$$\varepsilon_c = a \cdot \varepsilon_p \quad (2.16)$$

где ε_p - удлинение, соответствующее максимальным напряжениям течения.

Кинетическая зависимость доли рекристаллизованного зерен описывается формулой:

$$X_{d rex} = 1 - \exp \left[-B_d \left(\frac{\varepsilon - a \cdot \varepsilon_p}{\varepsilon_{05}} \right) \right]^{k_d}, \quad (2.3)$$

где ε_{05} - деформация при 50 % рекристаллизации, определяемое по формуле:

$$\varepsilon_{05} = a \cdot d_0^{n_s} \cdot \dot{\varepsilon}^{m_s} \cdot \exp(Q/RT) + c, \quad (2.4)$$

Рост зерна характеризуется следующей зависимостью:

$$d_{rex} = a \cdot d_0^{k_d} \cdot \varepsilon^{n_d} \cdot \dot{\varepsilon}^{m_d} \cdot \exp(Q/RT) + c, \quad (2.5)$$

где T - температура, K ; R - универсальная газовая постоянная; $d_0 = L_{sr}$ - исходный размер зерна; d_{rex} - величина зерна после рекристаллизации; a , b , c - коэффициенты, зависящие от рассматриваемого материала.

В реологической модели SP-среды рост зерен в процессе деформации анализируется с помощью структурного параметра $\dot{\Omega}$, как функция текущего значения размера зерна Ω , интенсивности скоростей деформации СПД и термореактивационных параметров [...]:

$$\dot{\Omega} = \frac{d\Omega}{d\tau} = \frac{\Omega_0}{\Omega^{d-1}} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \cdot \left(1 + a\varepsilon_e^b\right), \quad (2.6)$$

где Q – среднее значение кажущейся энергии активации структурной эволюции в интервале температур СПФ.

Очевидно, что уравнения 2.5 и 2.6 имеют взаимно пересчитываемые параметры.

Для обработки данных физического моделирования использовали стандартные пакеты прикладных программ в среде *Windows 7* и программных пакетов, входящих в *Microsoft Office 2007*, такие как *Word*, *Excel*, *PhotoEditor*, а также графические пакеты *Paint*, *Adobe Photoshop 7.0*, *Coreldraw 13.0*, *Graphics suite x3*. Для работы со сканером использовалась программа *FineReader 10*.

Для проектирования чертежей и объемных 3D-моделей инструмента, матриц и заготовок использовали пакеты программ систем автоматизированного проектирования *AutoCaD 2009* и *Solid Works 2012*.

Глава 3. Исследование структуры и реологических свойств титанового сплава ВТ6 в состоянии сверхпластичности.

Для экспериментального и теоретического исследования процессов СПФ, а также разработки технологий сверхпластической формовки сложнопрофильных деталей и конструкций необходимо определение оптимальных температурных, временных, скоростных и силовых режимов СПД. В связи с этим, требуются исследования изменений микроструктуры и свойств материала в зависимости от температуры СПД и времени выдержки перед СПД, и количественное описание реологического поведения материала в состоянии сверхпластичности с помощью выбранных уравнений для установления взаимосвязи между деформационно-кинематическими и силовыми параметрами процесса. При этом особенности сверхпластичного поведения материалов определяются узким температурным и скоростным интервалом их деформации, а также зависимостью этих характеристик от размеру структурных составляющих, что предполагает определение оптимальных силовых, скоростных, температурных режимов СПД с учетом структурного фактора.

3.1. Влияние температуры на структуру и реологические свойства сплава ВТ6

Реологическое поведение материала в состоянии сверхпластичности в значительной мере определяется его структурой, для расчета и выбора оптимальных схем и режимов СПФ требуется определить исходное состояние и изменение структуры от времени и от температуры при нагреве и выдержке заготовки перед СПФ. Минимизация времени нагрева перед СПФ и снижение температуры СПД являются условием сохранения ультрамелкозернистой структуры деформируемого материала и высоких показателей сверхпластичности в процессе СПФ. С ростом зерен значительно ухудшаются показатели СПД, (уменьшение относительного удлинения, увеличение напряжений течения и т. п.), что приводит к браку формируемых полуфабрикатов в виде разрывов или недостаточно полному заполнению гравюр матрицы. Необходимым условием

качественного формообразования при СПФ является стабильность реологических характеристик материала, которые, в свою очередь, обусловлены стабильностью структуры в процессе нагрева и сверхпластической деформации.

Из литературных данных известно, что эффект сверхпластичности у двухфазных сплавов в максимальной степени наблюдается при температуре равенства объемной доли обеих фаз и размерах структурных составляющих менее 10 мкм. Он проявляется в способности сплавов к большим пластическим деформациям с высоким показателем коэффициента скоростной чувствительности напряжения течения ($m > 0,3$) [11, 61].

Для определения оптимального температурного интервала СПД сплава ВТ6 в работе Ершова А.Н. [65] исследовали изменение фазового состава и микроструктуры в широком диапазоне температур двухфазной области от 830^0 до 940^0C и различным временем выдержки образцов на заданных температурах. Результаты исследования изменения фазового состава в зависимости от температуры представлены на рис. 3.1. Как следует из этих данных, оптимальный с точки зрения СПД фазовый состав с соотношением α - и β -фазы 50:50 наблюдали при температурах $900^0 \pm 10^0\text{C}$.

При оптимальной температуре СПД исследовали влияние времени выдержки на изменение размера структурных составляющих сплава. Время выдержки при этом составляло от 15 мин до 24 часов. Зависимость среднего размера зерен от времени выдержки при температурах равенства фаз для сплава ВТ6 показана на рис. 2.2. Было установлено, что ультрамелкозернистая структура двухфазного титанового сплава ВТ6 обладает высокой термической стабильностью. Увеличение времени выдержки от $9 \cdot 10^2$ с до $8,64 \cdot 10^4$ с, то есть почти в 100 раз приводит к росту среднего размера зерна всего в 5 раз. Стабильность микроструктуры при длительной выдержке и высокой температуре является одним из важных факторов обеспечения всех условий для реализации сверхпластичности материала в процессе СПД. Рост зерен сплава ВТ6 в

зависимости от времени выдержки при температуре 900°C достаточно хорошо описывается эмпирическим уравнением вида:

$$L = L_0 + a\tau^b \quad (3.1)$$

где L_0 – исходный размер зерен в момент достижения заданной температуры ($\tau = 0$), мкм; a и b – эмпирические коэффициенты; τ – время, с. Значения коэффициентов уравнения (3.1) для сплава ВТ6 приведены в таб.3.1

Таблица 3.1 – Коэффициент эмпирической зависимости размера зерен от времени выдержки при температуре равенства фаз [65].

$T, ^{\circ}\text{C}$	$L_0, \text{мкм}$	$a, \text{мкм.с}$	b
900	0,4	0,09	0,38

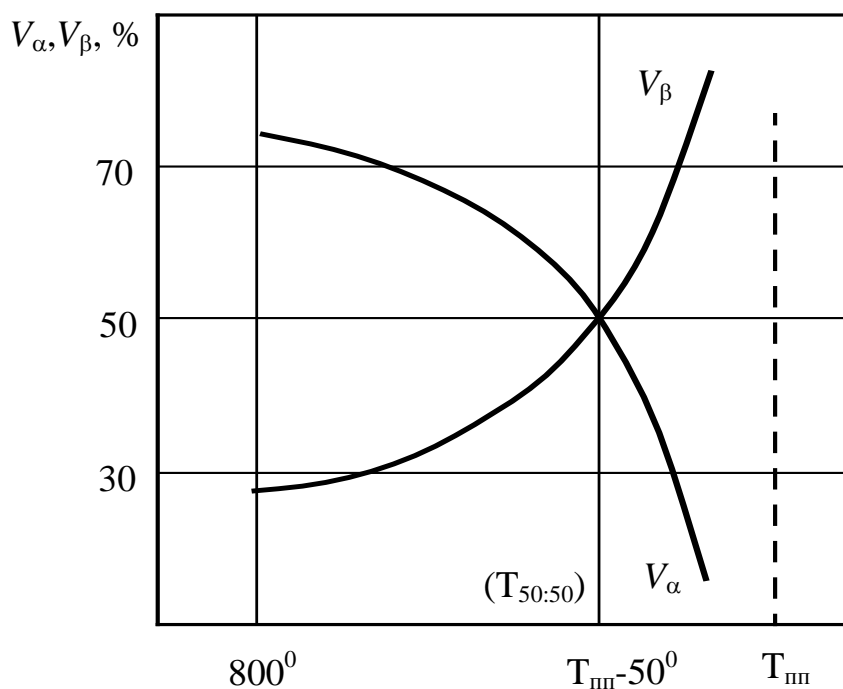


Рис. 3.1 – Изменение фазового состава титанового сплава ВТ6 в зависимости от температуры

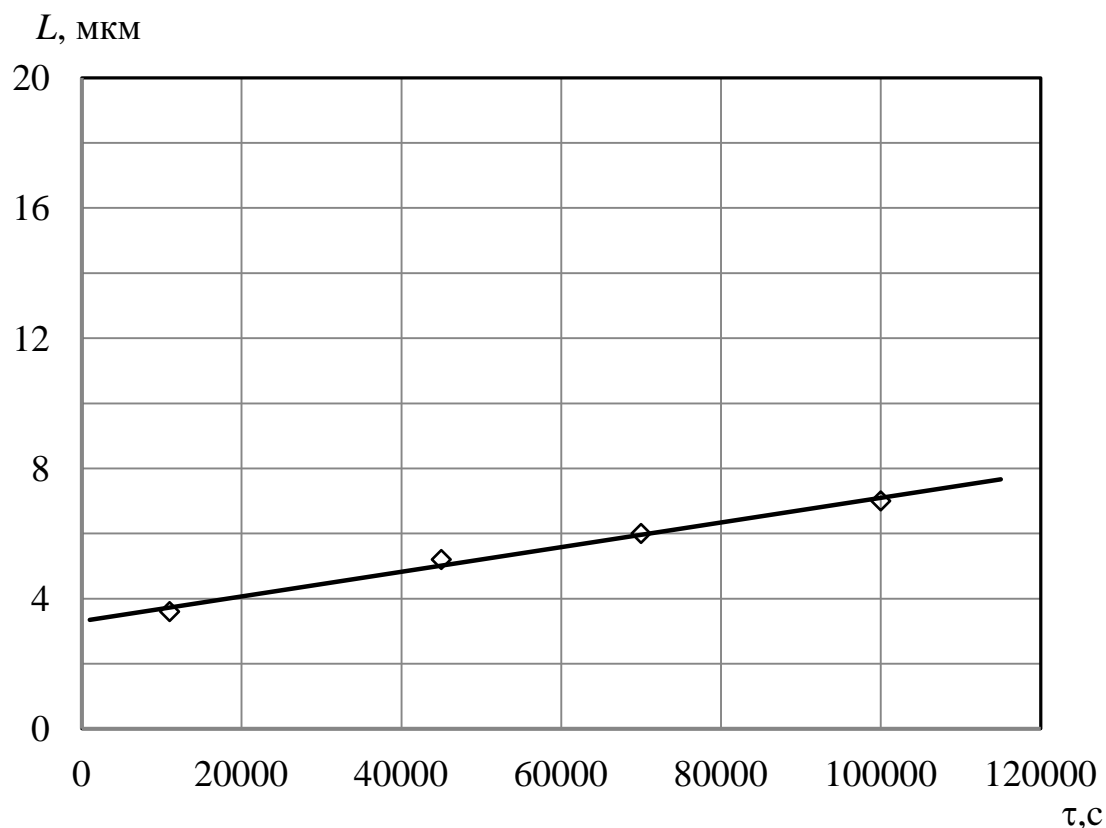


Рис. 3.2 – Зависимость среднего размера зерен от времени выдержки при температуре равного соотношения фаз сплава ВТ6

Следует отметить, что параллельно с изменением размера зерен на тех же образцах контролировали соотношение α - и β -фазы. Отсутствие значимых изменений фазового состава является определяющим фактором высокой термической стабильности ультрамелкозернистой структуры сплава, т.к. наличие границ раздела фаз тормозит рост зерен каждой фазы.

При исследовании способности формообразования при СПФ было рассмотрено влияние продолжительности выдержки на размер структурных составляющих образцов, вырезанных из листов сплава ВТ6, используемых в работе, при температуре испытания $T = 900^{\circ}\text{C}$ для оценки термической стабильности структуры материала. Фотографии микроструктуры и графики распределения размера зерен образцов, полученных после отжига с различной продолжительностью изотермической выдержки, приведены на рис. 3.3, 3.4, 3.5 (балл зерна по стандарту ASTM E112-10).

В процессе нагрева до температуры 900°C и последующей выдержки в течении 30 минут исходная структура трансформируется в рекристаллизованную, ультрамелкозернистую со средним размером зерна 6, 7 мкм. Для исследования зависимости размера зерен L от времени нагрева, были подвергнуты отжигу образцы, подготовленные из исследуемого сплава, с различными значениями времени изотермической выдержки $\tau = 60; 90$ мин. С помощью метода случайных секущих получили значения среднего размера зерен соответственно: 9,4 и 10,8 мкм.

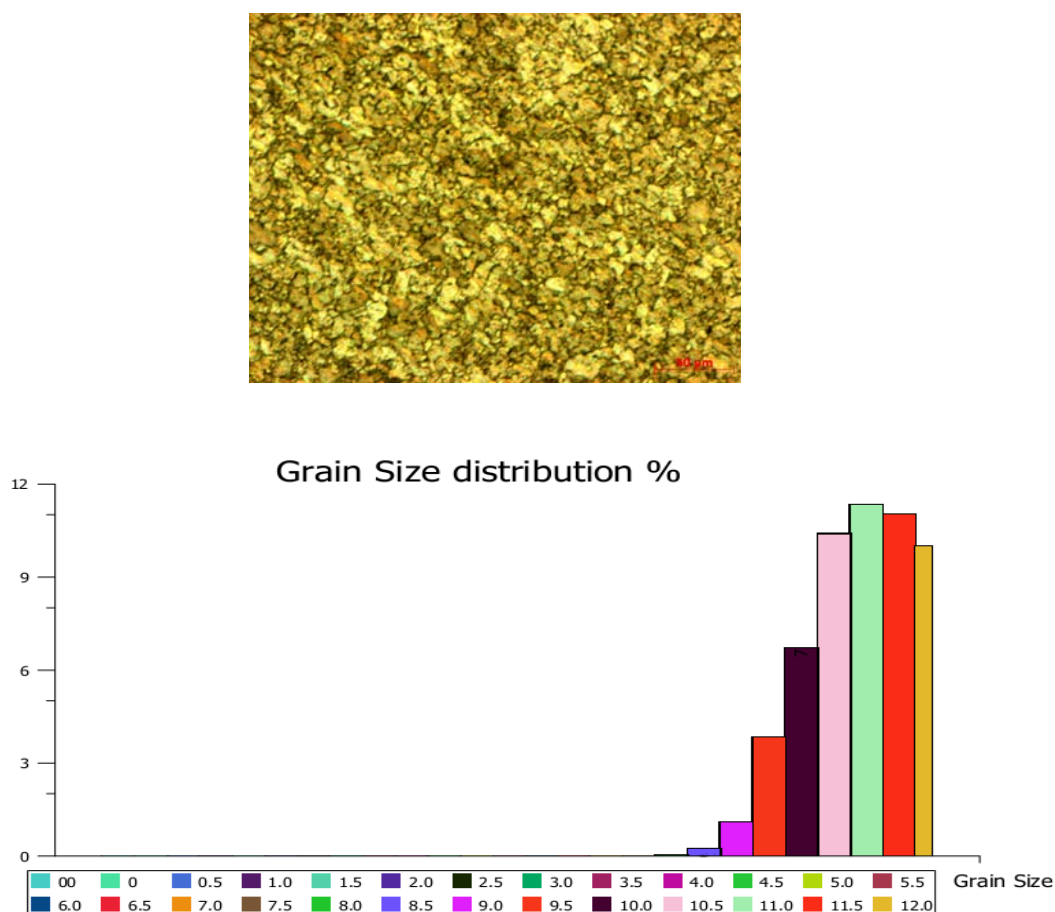


Рис. 3.3 – Фотография микроструктуры и графики распределения размера зерен после выдержки 30 мин при $T = 900^{\circ}\text{C}$

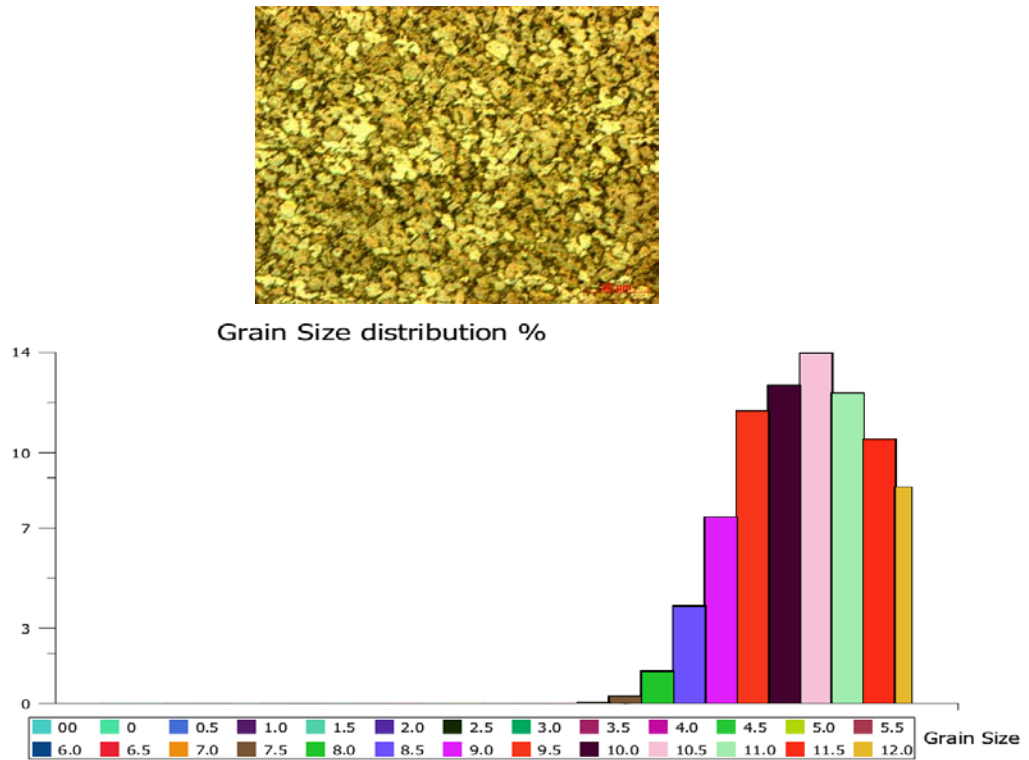


Рис. 3.4 – Фотография микроструктуры и графики распределения размера зерен после выдержки 60 мин при $T = 900^{\circ}\text{C}$

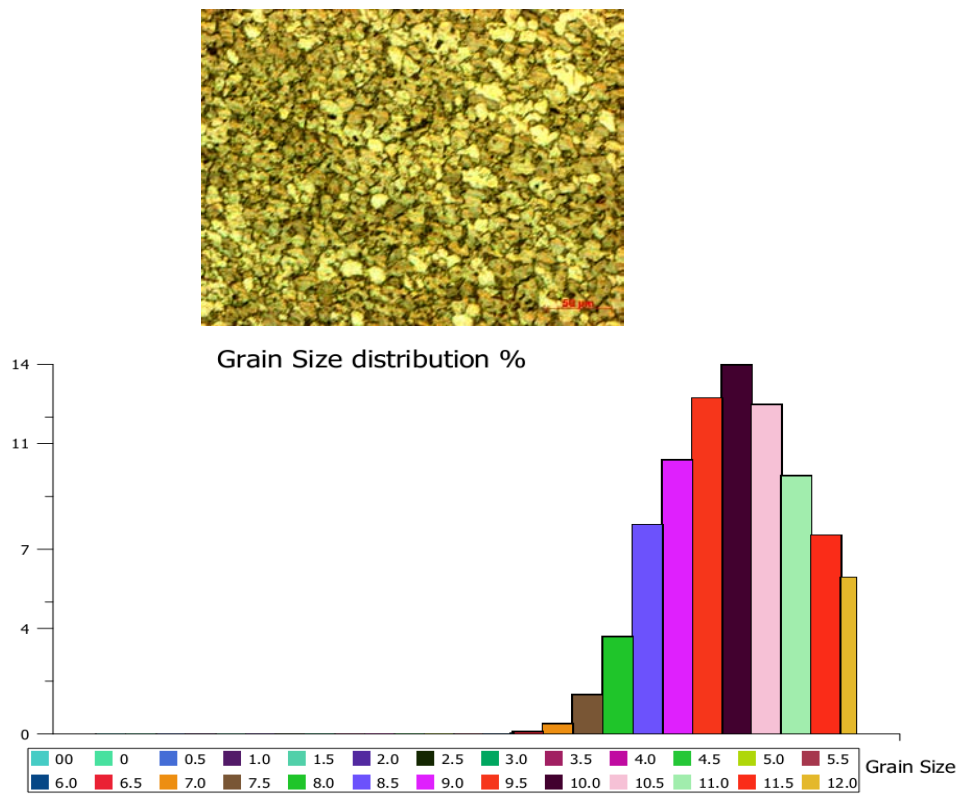


Рис. 3.5 – Фотография микроструктуры и график распределения размера зерен после выдержки 90 мин при $T = 900^{\circ}\text{C}$

Результаты исследования кинетики роста зерен показали, что после выдержки от 30 мин до 90 мин УМЗ структура достаточно стабильна и рост зерен соблюдает указанную выше закономерность при оптимальной температуре $T = 900^{\circ}\text{C}$ (рис. 3.2). При этом изменение размера зерен находится в допустимом диапазоне, который обеспечивает одно из условий проявления сверхпластичности материала ($L \leq 10$ мкм), что позволяет проводить процессы СПФ при длительной выдержке (не больше 70 мин) для промышленных листов титанового сплава ВТ6 в горячекатанном состоянии.

Для исследования влияния температуры на реологические свойства сплава ВТ6 проводили испытания образцов на релаксацию по схеме одноосного сжатия [65]. Образцы с ультрамелкозернистой структурой помещали в печь, нагретую до температуры испытаний соответственно 820° ; 860° ; 900° ; 940°C , выдерживали в течение 10 мин и нагружали со скоростью 112 мм/мин до степени деформации 8 – 10%, после чего проводили релаксацию в системе «образец - машина». В процессе эксперимента записывали с помощью регистрирующей аппаратуры изменения усилия и перемещение подвижной траверсы испытательной машины во времени.

После обработки результатов испытаний были получены зависимости скорости деформации от действующего напряжения при разных температурах СПД (приведены на рис. 3.6).

Полученные графики являются по сути традиционными S-образными кривыми сверхпластичности, построенными в «перевернутых» координатах. Указанные зависимости отражают известные закономерности влияния температуры на скоростной и силовые режимы СПД, а т.е. при фиксированном напряжении с увеличением температуры скорость деформации возрастает.

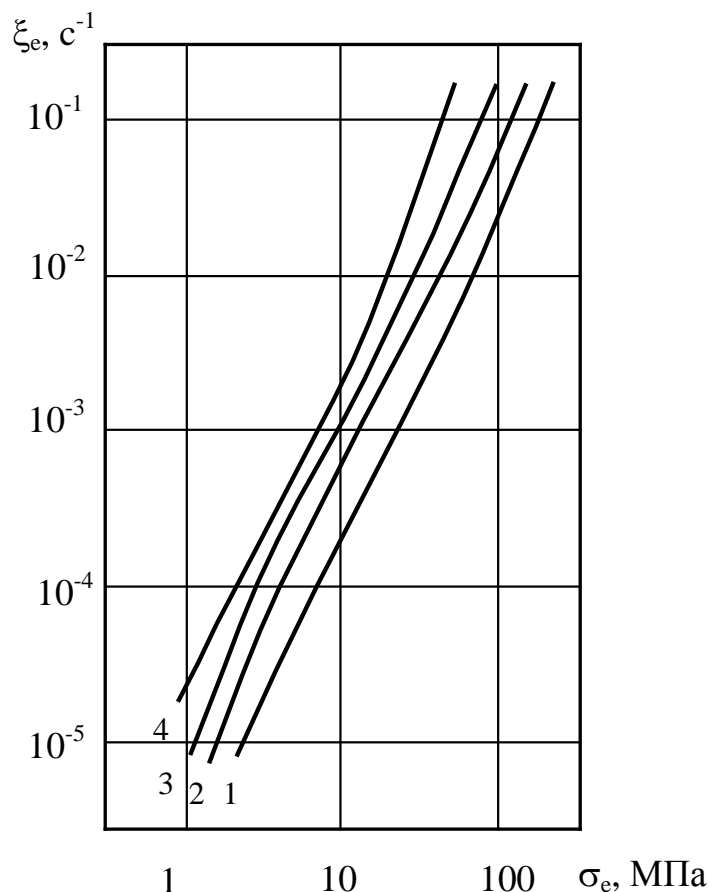


Рис. 3.6 – Зависимость скорости деформации от напряжения течения сплава ВТ6 с размером зерна 1,5 мкм при разных температурах.

Температура испытания, °C: 1- 820 ; 2 - 860; 3 - 900; 4 - 940

Использование традиционной методики определения оптимальной температуры СПД по величине показателя скоростной чувствительности m , определенного по наклону S -образной кривой сверхпластичности (рис. 3.7), показало, что максимальное значение показателя m соответствует температуре равного соотношения фаз ($T = 900^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}$). Характерно, что в сплаве ВТ6 с ультрамелкозернистой структурой в исследуемых интервалах температур и напряжений, величина m больше 0,3, что соответствует условиям соотношения фаз 50/50 и это по общепризнанному мнению свидетельствует о проявлении сверхпластичности.

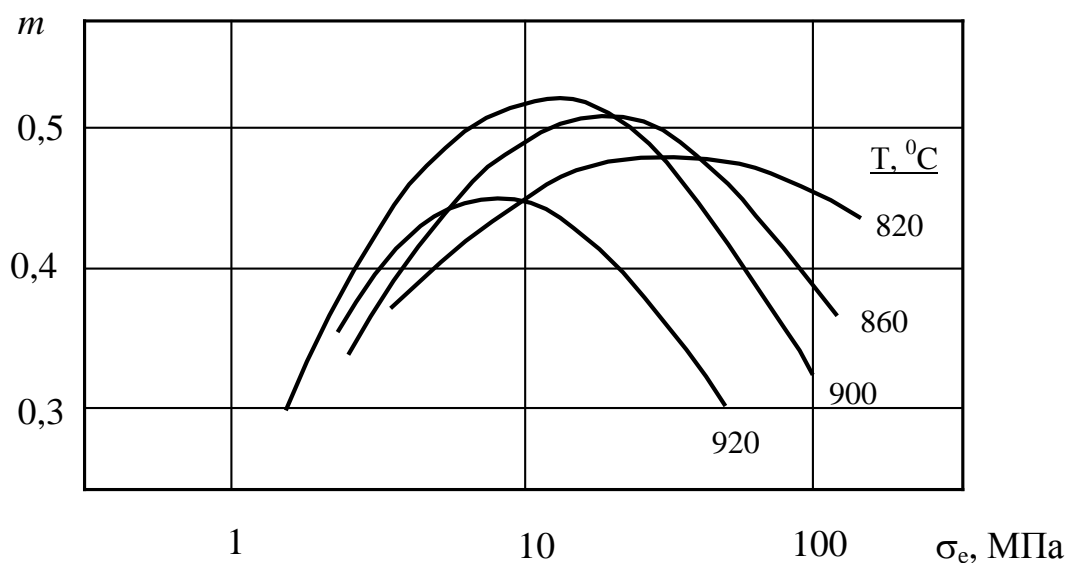


Рис. 3.7 – Зависимость показателя скоростной чувствительности от напряжения течения сплава ВТ6 с размером зерна 1,5 мкм при разной

Таким образом, оптимальной температуре СПД двухфазного титанового сплава ВТ6 со сформированной к началу деформации ультрамелкозернистой термически стабильной структурой при равном соотношении объемов α - и β -фазы соответствует наибольшая величина показателя скоростной чувствительности m .

3.2. Влияние размера зерна исходного материала на реологические свойства сплава ВТ6

Для исследования влияния размера зерен на реологические свойства сплава ВТ6, испытания на релаксацию проводили на образцах с подготовленной структурой при температуре равного соотношения фаз ($T = 900^\circ$). Это позволило исключить возможное негативное влияние фазового состава на реологическое поведение исследуемого сплава.

Полученные после обработки результатов испытаний, проведенных в работе [65], зависимости скорости деформации от напряжения течения при разном среднем размере зерна титанового сплава ВТ6 представлены на рис. 3.8.

Видно, что при напряжениях течения меньше $50 \div 80$ МПа величина зерен заметно влияет на скорости СПД. При фиксированном напряжении с

уменьшением размера зерен скорость деформации возрастает, что является характерной закономерностью СПД. Наиболее сильное влияние размера зерен на показатели СПД наблюдали при напряжениях в интервале $5 \div 20$ МПа. При этих напряжениях с уменьшением величины зерен от $6 \div 7$ мкм до $1,2 \div 1,5$ мкм скорость деформации возрастала в $8 \div 10$ раз. Это наглядно подтвердило тот факт, что уменьшение размера зереа является важнейшим фактором интенсификации технологических процессов ОМД в состоянии сверхпластичности.

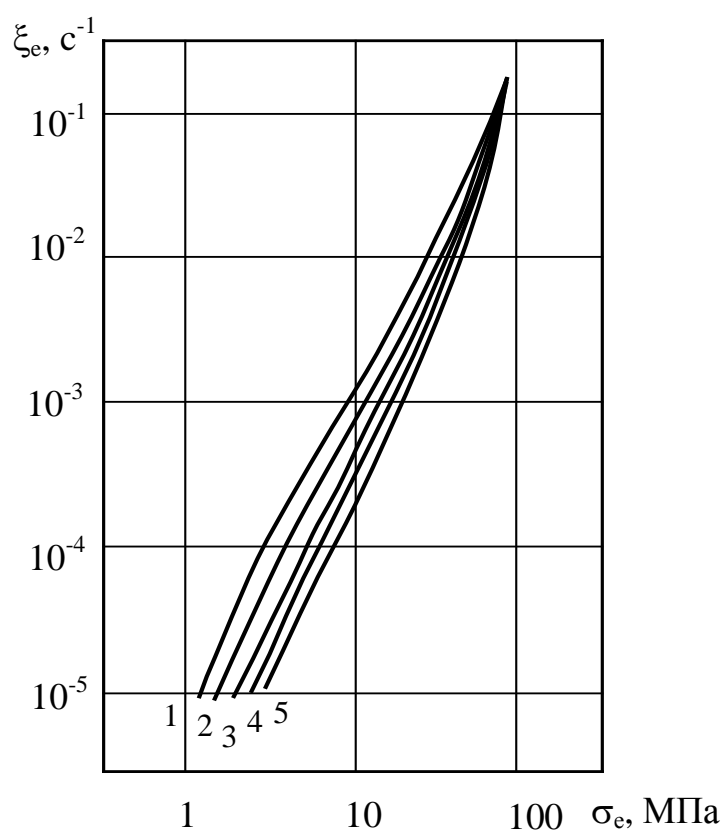


Рис. 3.8 – Зависимость скорости деформации от напряжения течения сплава ВТ6 с разным размером зереа при 900°C
 Размер зерна, мкм: 1 - 1,5; 2 - 2,6; 3 - 3,6; 4 - 5,4; 5 - 7,0

Однако следует отметить, что такое благоприятное влияние малого размера зерен на скорость СПД наблюдалась только при напряжениях не выше $50 \div 80$ МПа. При более высоких напряжениях это влияние уменьшалось, а при $\sigma = 70 \div 80$ МПа скорость деформации практически не зависила от величины зерен. Такое поведение соответствует предположениям об изменении вкладов основных

механизмов деформации, действующих при сверхпластичности, а уменьшение доли влияния размера зерна при высоких напряжениях, характеризующих верхнюю границу проявления сверхпластичности, экспериментально отражает гипотезу об эквикогезионном состоянии сплавов [62, 65].

Уменьшение влияния размера зерна на скорость деформации наблюдали также при малых напряжениях. Наиболее значимо такое поведение наблюдалось при напряжениях СПД менее 4 МПа. Это связано с наличием порогового напряжения, ниже которого деформация материала не происходит.

Влияние размера зерен на величину показателя скоростной чувствительности m , определенного из наклона кривой зависимости скорости деформации от напряжения, показало (рис. 9), что на всем исследованном интервале напряжений величина m больше в сплаве с меньшим размером зерен. При этом размер зерен практически не влияет на величину напряжения, при котором наблюдается максимальное значение m .

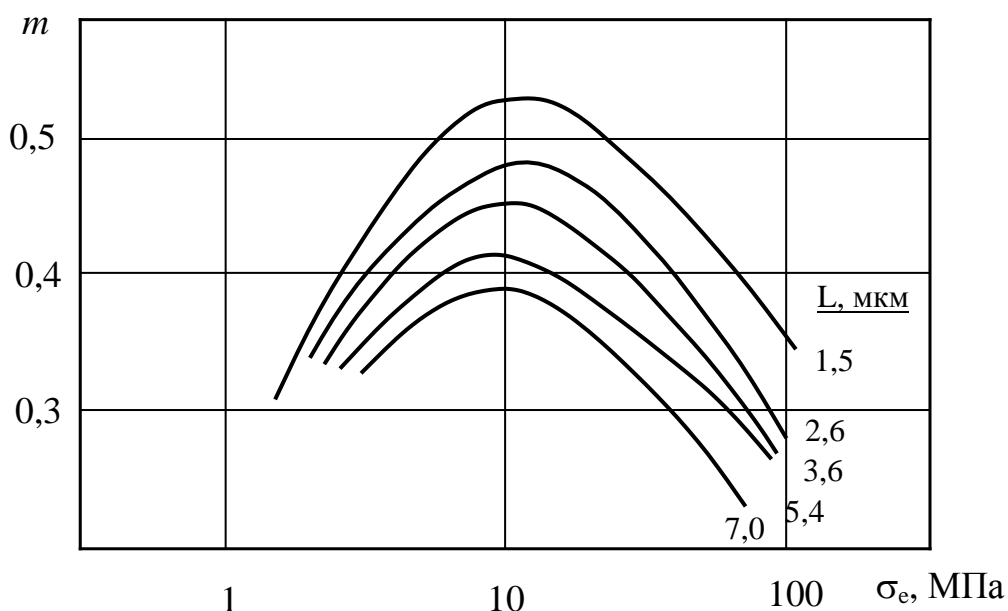


Рис. 3.9 – Зависимость показателя скоростной чувствительности m от напряжения течения сплава ВТ6 с разным размером зерен при температуре $T = 900^{\circ}\text{C}$

Таким образом, в результате проведенных исследований были получены количественные характеристики влияния размера зерен на реологическое

поведение сверхпластичного титанового сплава ВТ6. Эти данные были использованы при исследовании СПФ этого сплава.

3.3. Реологические модели для описания свойств сплава ВТ6 при СПД

На основе анализов, изложенных в главе 1, в качестве базовой реологической модели поведения материала при СПФ в работе была выбрана известная модель SP-среды (рис. 1.4б) с соответствующим уравнением (1.4), в котором описывают изменение интенсивности скоростей деформации (ξ_e) от среднего размера зерен (L), температуры (T) и интенсивности напряжений течения (σ_e) под действием давления газовой среды. В удобной для практического применения форме реологическое уравнение SP-среды переписали в виде:

$$\xi_e = \xi_{eq} \exp[\alpha \Omega^\beta (\sigma_e - \sigma_{eq}^{sp} Z_T)] \left(\frac{\sigma_e - \sigma_0^{sp} Z_T}{\sigma_s^{sp} Z_T - \sigma_e} \right)^{n_v}, \quad (3.2)$$

где ξ_e - интенсивность скоростей сдвиговой деформации, с^{-1} ; Ω - обобщенный структурный параметр, мкм; α - коэффициент пропорциональности влияния структурного параметра м/Н; β - показатель степени влияния структурного параметра; n_v - показатель степени ползучести; σ_e - интенсивность напряжений течения, МПа; параметры $\sigma_0^{sp}, \sigma_{eq}^{sp}, \sigma_s^{sp}$ представляют собой соответственно пороговое напряжение (МПа), эквикогезивное напряжение (МПа), условный предел текучести (МПа) при оптимальной температуре СПД – T_{sp} ;

Z_T - температурный множитель, учитывающий отклонение температуры деформации от оптимальной температуры СПД, выражается параметром Зинера-Холломона:

$$Z_T = \exp \left[\frac{Q_\sigma}{R} \cdot \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{sp}} \right) \right], \quad (3.3)$$

где Q_σ – кажущаяся энергия активации, кДж/Моль; R – универсальная газовая постоянная, кДж/(моль*К); T_{sp} – оптимальная температура СПД, К.

Обобщенный структурный параметр Ω для двухфазной неравноосной

структуры было предложено определить по формуле:

$$\Omega = L_{sr} K_\gamma = \sqrt[3]{L_1 L_2 L_3} \cdot [V_\gamma / (1 - V_\gamma)] \quad (3.4)$$

При этом L_{sr} – среднелогарифмический размер высокотемпературной структурной составляющей, определяемый по величинам L_1 , L_2 , L_3 , которые отражают среднестатистические размеры структурных составляющих вдоль и поперек и по высоте листа по отношению к направлению прокатки;

$K_\gamma = V_\gamma / (1 - V_\gamma)$ – коэффициент, учитывающий отклонение объемного соотношения фаз от 50:50% по величине объема высокотемпературной фазы V_γ . Для равноосной структуры под параметром Ω обычно понимают средний размер зерна L , определяемый с помощью метода случайных секущих.

Соотношения (3.2) ÷ (3.4) в достаточно широком температурно-скоростном диапазоне хорошо описывают поведение сверхпластичных материалов с термически стабильной в процессе деформации исходной ультрамелкозернистой структурой [11]. У большинства промышленных сверхпластичных сплавов в реальных технологических процессах СПФ структура существенно изменяется. При этом изменяется фазовый состав, увеличиваются размеры, а также уменьшается неравноосность зерен. Поэтому при математическом моделировании и расчетах технологических процессов СПФ в определяющее соотношение (3.2) необходимо вводить дополнительное кинетическое уравнение, учитывающее эволюцию структуры при СПД

$$\frac{d\Omega}{dt} = C_0 \Omega^{1-d} \left[\exp\left(-\frac{Q_\Omega}{RT}\right) \right] (1 + A \xi_e^b) \quad (3.5)$$

Где C_0 – начальная скорость роста; d – показатель степени, учитывающий влияние текущего размера структурного параметра; A , b – коэффициенты, зависящие от химического состава сверхпластичных материалов и определяемые эмпирически; Q_Ω – кажущаяся энергия активации структурной эволюции; T – температура изотермического нагрева и СПД.

На основе обработки экспериментальных данных по исследованию структурных изменений при изотермическом нагреве и СПД получили коэффициенты уравнения (3.5) для титанового сплава ВТ6 (показаны в таб. 3.2).

Таблица 3.2 – Коэффициенты уравнения, учитывающего эволюцию структуры при СПД сплава ВТ6 [62]

C_0 (мкм/с)	d (-)	Q (кДж/моль)	A (с ^{-b})	b (-)
$3,6 \cdot 10^{37}$	3,1	887,1	2363,79	0,684

В связи с тем, что в выбранной для моделирования процессов СПФ компьютерной программе *Deform-3D*, реологическое уравнение (3.2) напрямую использовано быть не может, так как не входит в имеющуюся в этой системе базу данных. В основном программа *Deform-3D* использует табличные зависимости типа $\sigma_e = f(\xi_e, \varepsilon_e, T)$ или уравнение вязкопластической среды с нелинейным скоростным и деформационным упрочнением в виде:

$$\sigma_e = k \cdot \exp \left[\frac{Q_d}{RT} \right] \cdot \xi_e^m \cdot \varepsilon_e^n + \sigma_s(T) \quad (3.6)$$

где $\sigma_s(T)$ – предел текучести при заданной температуре и скорости деформации, МПа; m - показатель скоростной чувствительности; n - показатель деформационного упрочнения вязкопластической среды.

Для количественного анализа реологического поведение сплава ВТ6 в состоянии сверхпластичности производили расчет значений коэффициентов реологического уравнения (3.2). Расчет проводился исходя из допущения, что средняя скорость эквикогезионного состояния СПД в интервале температур вблизи оптимальной T_{sp} для сверхпластичности изменяется незначительно.

Таблица 3.3 – Экспериментальные характеристики эквикогезивного состояния и пороговое напряжение сплава ВТ6 при температуре разного соотношения фаз.

Сплав	$T, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{eq}, \text{МПа}$	$\xi_{eq}, \text{с}^{-1}$	$\sigma_0, \text{МПа}$
ВТ6	900	75	0,13	1

Исходной информацией для расчетов служили значения реологических коэффициентов, полученные в работе Ершова А.Н [65], для оптимальной температуры СПД сплава ВТ6 $T = 900^\circ\text{C}$. Они приведены в таблице 3.3. Эти

коэффициенты являются приближенными, поскольку не учитывают случайные ошибки эксперимента.

На основе данных, полученных в экспериментах, проведенных ранее Ершовом А.Н, Дмитриевым С. В. и Смирновым О.М.[11, 65, 78], были проведёны расчеты значений коэффициентов реологического уравнения (3.2) и уравнения Зинера-Холломона (3.3) с помощью специальной программы, разработанной на основе метода наименьших квадратов. Результаты расчета показаны в таблице 3.4.

Таблица 3.4 - Реологические параметры уравнения 3.2

Марка Сплава	T_{sp} , °C	σ_0^{sp} , МПа	σ_{eq}^{sp} , МПа	σ_s^{sq} , МПа	ξ_{eq} , с ⁻¹	α , м/Н	β	n_v	Q_σ/R , К
ВТ6	900	1	52,5	104	$3,3 \cdot 10^{-2}$	$8,59 \cdot 10^{-3}$	1,07	1,24	18050,54

На основе полученных результатов построили графики зависимости основных реологических характеристик по уравнению (3.2), а именно, порогового, эквикогезивного напряжений и условного предела текучести напряжений от различных температур СПД с помощью температурного множителя (Z_T). Зависимости этих коэффициентов от обратной температуры в градусах Кельвина в полулогарифмических координатах показаны на рис. 310.

Видно, что при увеличении температуры СПД значение этих коэффициентов уменьшается, значит, интервал напряжения, при котором проявляется сверхпластичность материала, сдвигается в сторону более низких значений.

Для определения оптимальных условий СПД по выбранной реологической модели рассматривали влияние размера зерен исходных заготовок на реологические свойства сплава. К числу таких свойств относятся напряжение течения (σ_e) и показатель скоростной чувствительности напряжения течения (m) в зависимости от скорости деформации ($\dot{\xi}_e$).

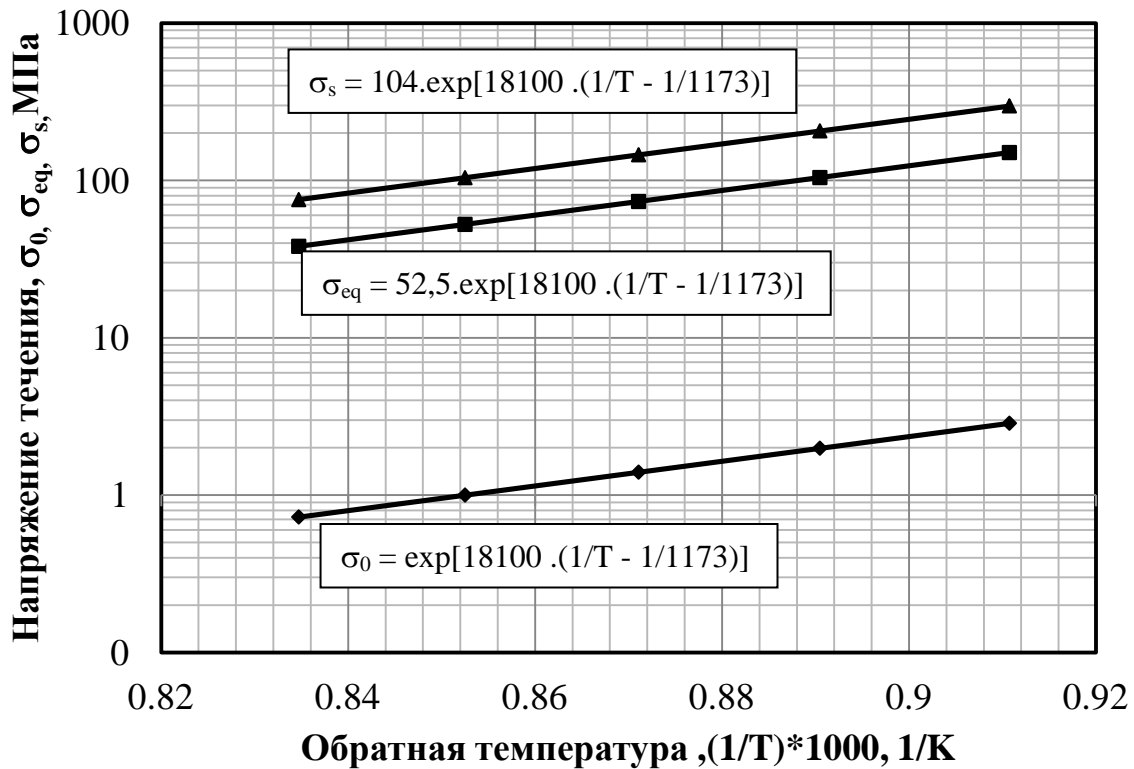


Рис. 3.10 - Зависимость реологических параметров СПД сплава ВТ6 от обратной температуры

На основе данных таблицы 3.4 и результатов расчета коэффициентов реологического уравнения за счет температурного множителя (Z_T) для исследуемого сплава в работе были рассчитаны реологические зависимости напряжений течения от скорости деформации и величины зерен при различной температуре СПД по уравнению (3.2), и построены соответствующие графики, приведены на рис. 3.11а, 3.12а, 3.13а.

Кроме этого, вычислили показатель скоростной чувствительности (m) напряжения течения, характеризующий способность проявления сверхпластичности материала, при различной температуре по формуле (3.7)

$$m = \frac{d \lg \sigma_e}{d \lg \xi_e} = \frac{\lg(\sigma_2/\sigma_1)}{\lg(\xi_2/\xi_1)} \quad (3.7)$$

Графики зависимости показателя скоростной чувствительности (m) от скорости деформации и величины зерна при различной температуре СПД приведены на рисунках 3.11б, 3.12б, 3.13б.

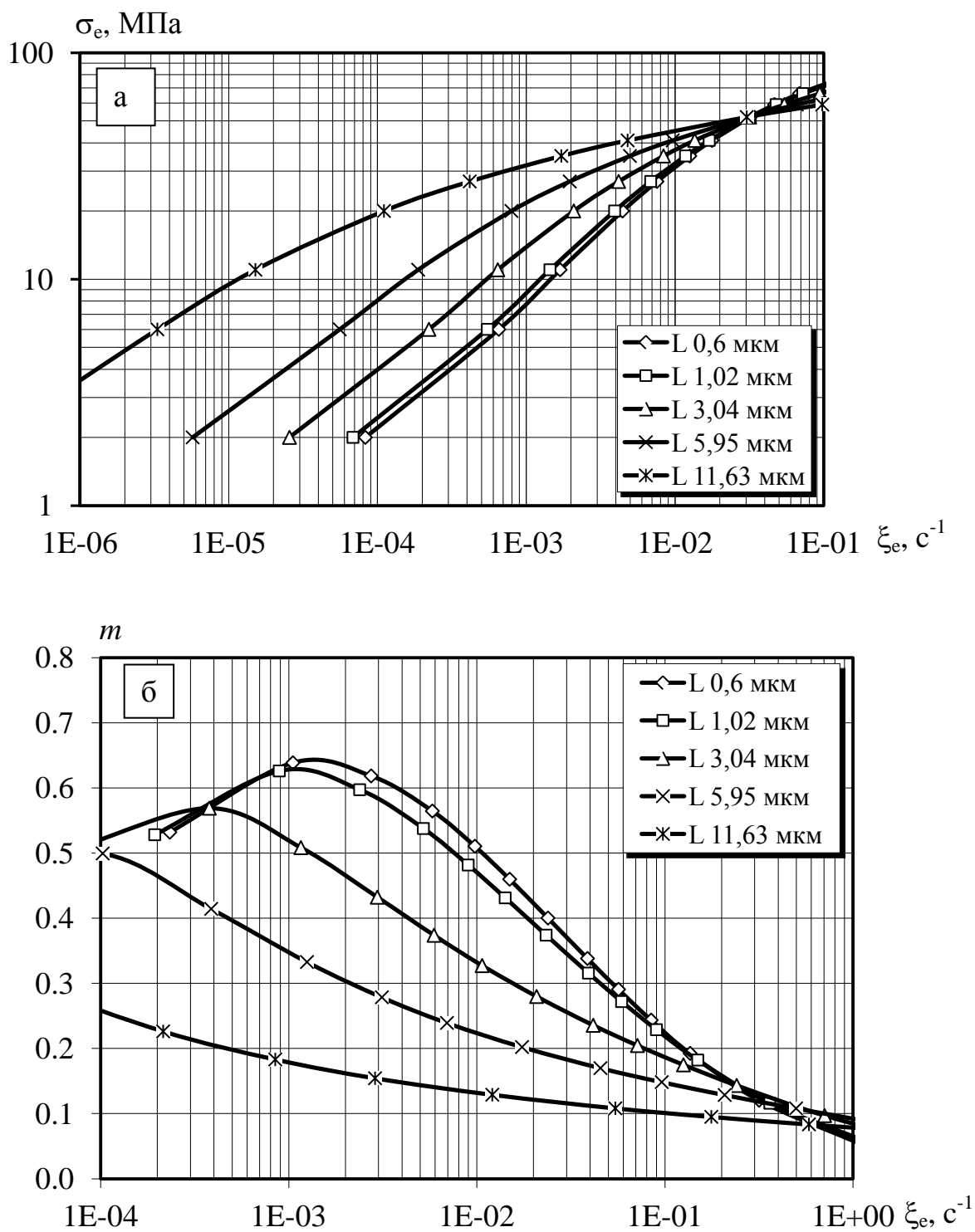


Рис. 3.11 – Зависимость напряжения течения (а) и показателя скоростной чувствительности (б) от скорости деформации для различных размеров зерна при температуре $T = 900^\circ$

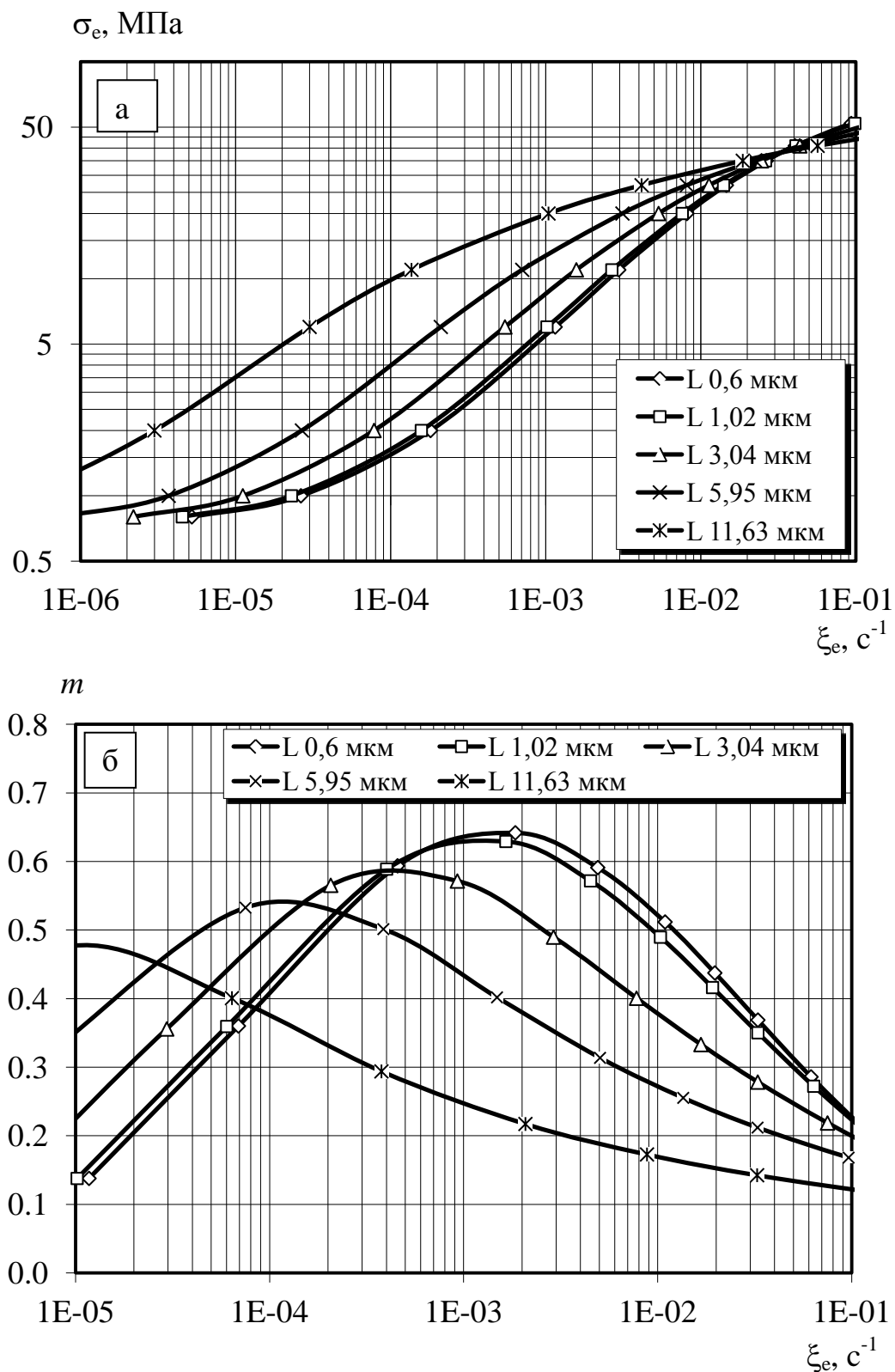


Рис. 3.12 – Зависимость напряжения течения (а) и показателя скоростной чувствительности (б) от скорости деформации для различных размеров зерна при температуре $T = 920^\circ$

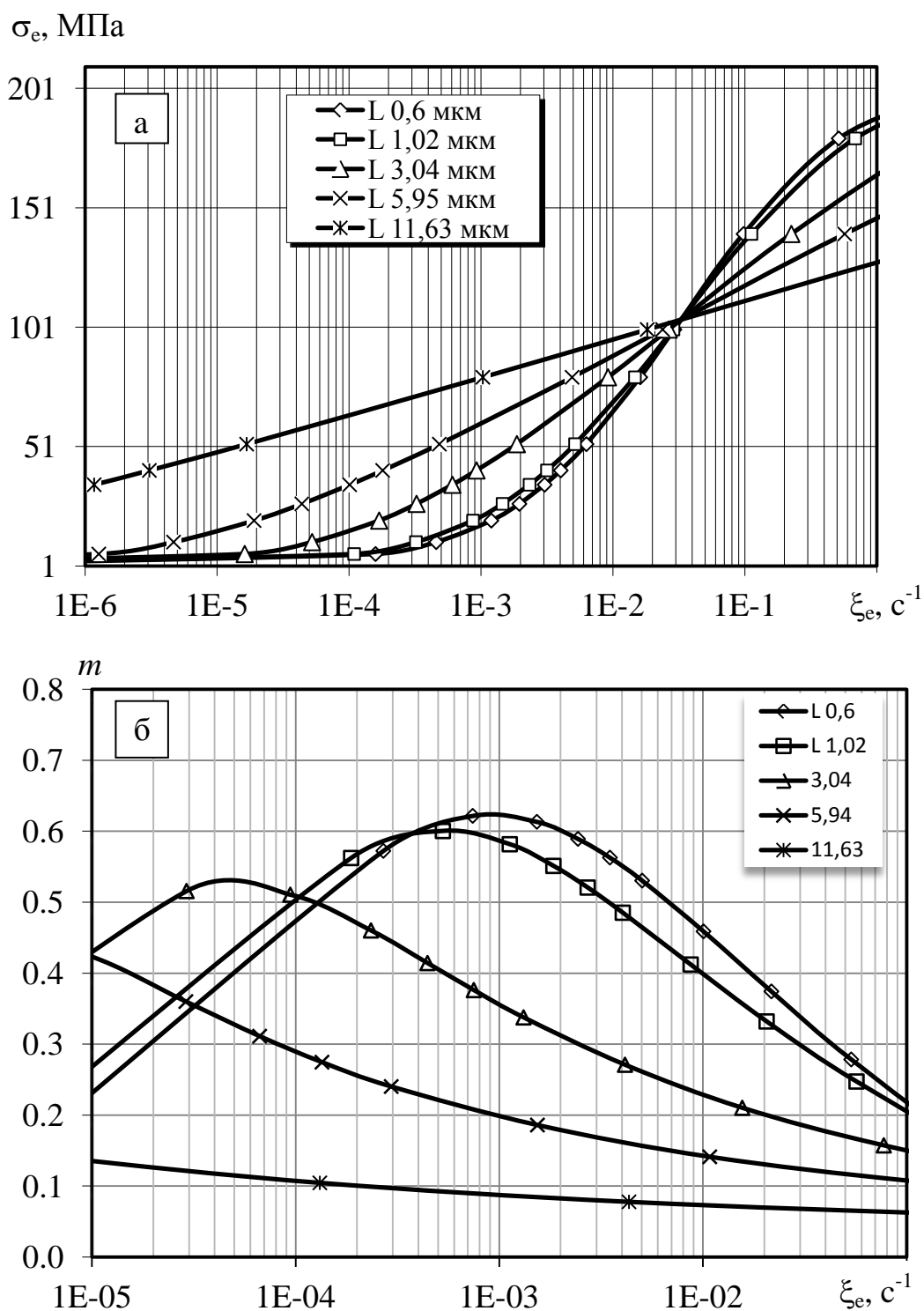


Рис. 3.13 – Зависимость напряжения течения (а) и показателя скоростной чувствительности (б) от скорости деформации для различных размеров зерна при температуре $T = 850^\circ$

Анализ полученных результатов показывает, что указанные зависимости отражают известные закономерности сверхпластического поведения сплавов с УМЗ структурой. Размер структурных составляющих оказывает определяющее

влияние на напряжение течения σ_e и показатель m во всем скоростном интервале СПД, особенно в области низких скоростей деформации. Это влияние уменьшается по мере приближения материала к эквикогезионному состоянию, которое характеризуется равенством энергетических вкладов межзеренной и внутризеренной деформаций при СПД. В эквикогезионном состоянии реологическое поведение СПМ становится структурно независимым, т.е. размер зерен не влияет на зависимость напряжения течения от скорости деформации. Рост среднего размера зерен приводит к повышению напряжения течения при одной и той же величине скорости деформации и к снижению максимума показателя m и смещению его в сторону более низких скоростей деформации. В частности, для сплава ВТ6 при оптимальной температуре 900⁰С увеличение среднего размера зерен с 0,6 до 11,63 мкм приводит к уменьшению максимума показателя m с 0,64 до 0,44 и снижению оптимальной скорости деформации с $1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ до $9,4 \cdot 10^{-7} \text{ с}^{-1}$. Смещается в сторону более низких значений и скоростной интервал СПД, при котором величина показателя m превышает 0,3.

Таким образом, уменьшение размера зерен и торможение их роста при нагреве до температуры СПД в листовых заготовках, предназначенных для СПФ при оптимальной температуре, позволит существенно повысить производительность процесса формовки, качество изделий, ресурс штампа, а также расширить его технологические возможности за счет повышения скорости деформации, способности заполнения материала в гравюры матрицы при понижении напряжений течения.

3.4. Заключение по главе 3

На основании проведенных исследований влияния температуры на реологическое поведение двухфазного титанового сплава ВТ6 с ультрамелкозернистой структурой установлено, что оптимальной температурой сверхпластичности этого сплава является температура, при которой объемное соотношение α - и β - фазы примерно одинаково ($T = 900^0\text{C}$) и получили наибольшее значение показателя скоростной чувствительности напряжения течения (m).

Результаты исследования изменения размера зерен в зависимости от времени отжига при оптимальной температуре СПД показали, что структура сплава ВТ6 обладает достаточно высокой термической стабильностью. В частности, для листовых заготовок из сплава ВТ6 в горячекатаном состоянии после отжига при температуре $T = 900^{\circ}\text{C}$ времени 30; 60 и 90 мин составил средний размер зерен 6,7; 9,4 и 10,8 мкм соответственно. Поэтому в качестве рекомендаций при разработке технологии СПФ время нахождения заготовки в печи формообразования не должно превышать 70 мин для обеспечения условия сверхпластичности материала.

На основе экспериментальных данных были разработаны алгоритмы и программы для вычисления коэффициентов реологического уравнения по модели SP-среды, позволяющего с удовлетворительной точностью описывать реальное поведение сплава ВТ6 при СПД. Определена количественная связь между средним размером зерен, температурой и реологическими характеристиками этого сплава при СПД.

Оценка влияния размера зёрен на величину показателя скоростной чувствительности напряжения течения (m) показала, что во всем исследованном интервале скоростей деформации величина m больше у сплава с меньшим размером зёрен. При этом положение максимума m по оси напряжений слабо зависит от величины структурного параметра, т.е. наблюдается приблизительно при одинаковых напряжениях течения для сплава с различным размером зерна. При этом скорость деформации изменяется (увеличивается) в 3...5 раз. То есть, при уменьшении среднего размера зерна увеличивается максимум показателя скоростного упрочнения при смещении его в область более высоких скоростей деформации.

Проведенные исследования и разработанные алгоритмы и программы пересчета реологических параметров СПД на основе системы уравнений SP-среды позволили сформировать базы реологических данных для компьютерного моделирования и расчетов формоизменения при СПФ.

Глава 4. Моделирование процессов сверхпластической формовки

4.1. Задачи математического моделирования СПФ

Определение таких параметров формовки, как давление газа, длительность цикла, форма и размеры оболочки, распределение толщины по её контуру, имеет важное значение для разработки технологии СПФ. Традиционно эти параметры определяли методом технологических проб на основе экспериментов, которые занимали достаточно много времени и требовали высокой квалификации исполнителей. Кроме того, заранее очень трудно предсказать график регулирования давления, форму получаемой на каждом этапе оболочки и распределении толщины по контуру оболочки в процессе формовки для конкретного сплава, толщины и размеров листовой заготовки.

С появлением современных высокопроизводительных систем компьютерного моделирования (СКМ) для разработки технологий ОМД, основанных на методе конечных элементов (Ansys, Splen-O, SuperForm, Forge-3D, Deform-3D и др.), открылись возможности их использования для моделирования процесса СПФ.

Преимущества использования компьютерного моделирования при разработке технологических процессов СПФ заключаются в следующем [13, 79]:

- не требуется проведения множества систематических экспериментов, а достаточно лишь отдельных натурных тестов, цель которых выявить соответствие результатов компьютерного моделирования реальному процессу и уточнить параметры формовки;
- повышается эффективность исследования процессов СПФ и разработки технологий за счет сокращения капитальных затрат и времени на изготовление экспериментальной оснастки, приобретения прессового оборудования, аренды помещений и т.п. Компьютерные технологии дают широкие возможности для проведения модельных экспериментов;
- компьютерное моделирование позволяет «заглянуть» внутрь штампового блока и проследить, что происходит с оболочкой в любой момент времени формовки, а также проследить каждую стадию формовки, определить

оптимальную геометрию заготовки, проанализировать течение металла, распределение напряжений, степеней и скоростей деформации на каждой стадии, измерить толщину стенок, оценить структурный параметр и т.д.;

- имеется возможность прервать процесс моделирования в любой момент, изменить значения входных параметров, технологических режимов, а далее продолжить расчеты или пересчитать процесс заново;
- использование отработанной методики моделирования для одного процесса и для одного материала позволяет легко использовать эти результаты для другого материала или процесса, изменяя значения входных параметров, или пересчитывая другие варианты технологии;
- создание библиотек типовых моделей, к которым легко получить доступ и которые можно быстро адаптировать для других материалов.

Кроме того, штамповая оснастка, проектируемая под новую технологию на компьютере, должна отвечать требованиям по надежности, удобству обслуживания, рентабельности, технологичности в изготовлении и многим другим условиям, что достаточно просто реализуется с помощью компьютерных САПР или CAD/CAM/CAE систем проектирования, механической обработки и анализа жизненного цикла.

Поэтому в работе использовали компьютерное моделирование для исследования и анализа процессов СПФ оболочек на основе результатов количественного описания реологических свойств сплава ВТ6 как типичного «представителя» двухфазных титановых сплавов для определения рациональных технологических параметров и режимов формоизменения для всей группы этих сплавов с целью уменьшения времени на эксперимент, экономии затрат на исследования и получения представительной информации.

При компьютерном моделировании СПФ были поставлены и решены следующие задачи [5, 13]:

1. Разработка трехмерных геометрических 3D-моделей матрицы, заготовки и других элементов штамповой оснастки;

2. Компьютерное моделирование процесса свободной выдувки при СПФ оболочек в виде купола и процессов СПФ в матрице для получения оболочек с различным типом рельефов.

3. Определение напряженно-деформированного состояния, форму, размеры, разнотолщинности оболочек и построение зависимости относительной толщины и высоты от давления газа, времени формовки для разных режимов;

4. Определение рациональной конструкции штампового блока и оптимальных технологических параметров формовки для всех компьютерных моделей СПФ.

В настоящее время разработано достаточно большое количество различных вычислительных систем для моделирования течения металла в области ОМД. В данной работе выбрали компьютерную программу *Deform-3D version 6.1*, разработанную на основе МКЭ, для исследования СПФ. Она позволяет рассматривать деформацию материала в объеме 3D-модели. *Deform-3D* имеет очень удобный наглядный и высокоинформативный инструментарий для отображения результатов расчета в постпроцессоре. Препроцессор этой программы очень широкие возможности для ввода во встроенную базу данных значений входных параметров различных материалов, широкого спектра граничных и начальных условий.

Недостаток этой программы – высокие требования к вычислительной мощности компьютера, на котором производится моделирование и высокая квалификация пользователя, что несколько сдерживает широкое распространение этой программы.

Еще одним препятствием для использования *Deform-3D* для расчетов СПФ являлось то, что в ядре системы, поставляемой разработчиками, нет модуля для расчета формообразования в режиме сверхпластичности. Однако эта проблема была успешно преодолена путем ввода в базу данных рассчитанных реологических свойств материала при СПД, которые описаны в Главе 3.

Кроме компьютерной программы *Deform-3D* в работе использовали математическую модель процесса формовки эллиптической мембраны в

состоянии сверхпластичности для определения закономерности подачи давления газа при реверсивной формовке оболочек. Эта модель строилась в рамках основных предположений безмоментной теории оболочек и принятия гипотезы о подобии девиаторов напряжений и скоростей деформаций. Она позволяет удобно проанализировать основные характеристики процесса СПФ для крупногабаритных оболочек с простым профилем.

Процесс формообразования оболочек при СПФ условно делят на ряд стадий, различающихся напряженно-деформированным состоянием металла, условиями трения, энергетическими затратами и продолжительностью. Первая стадия формовки заключается в свободном выпучивании заготовки под действием избыточного давления газа в полость штампа и завершается при касании поверхностью оболочки рабочей поверхности штампа. На этой стадии формообразование оболочки происходит за счет утонения части заготовки свободной от контакта с поверхностью штампа. Стадия свободной формовки оболочки является общей для всех процессов СПФ независимо от формы получаемого изделия. Число последующих стадий может быть различным и определяется формой рабочей поверхности матрицы и наличием в её гравюре рельефа в виде рифтов, пуклевки и т.д. Основным отличием стадии свободной формовки от последующих является то, что первая стадия определяет общее соотношение размеров оболочки по высоте и в плане, тогда как на последующих стадиях происходит локальное формоизменение заготовки, определяемое максимальным давлением газа и ресурсом деформационной способности материала.

4.2. Моделирование процесса свободной выдувки при СПФ

Одним из основных процессов СПФ является свободная формовка. Наблюдение течения материала при свободной формовке позволяет оценить его способность к формообразованию в состоянии сверхпластичности. В этом разделе исследовали моделирование процесса свободной формовки оболочек в цилиндрическую матрицу на основе результатов количественного описания реологических свойств титанового сплава ВТ6 для определения рациональных

технологических параметров и режимов формоизменения. Расчетная схема процесса свободной формовки круглой заготовки с закрепленным фланцем показана на рис. 4.1

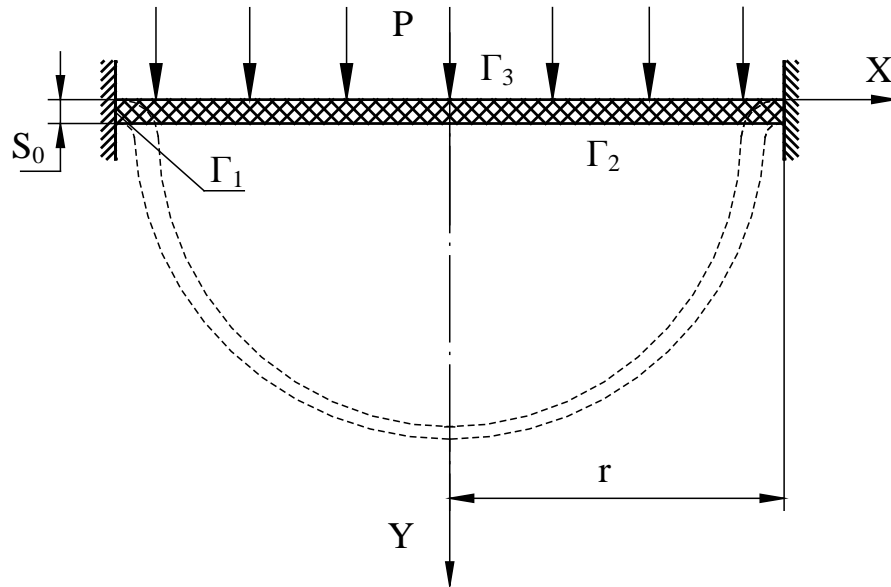


Рис. 4.1 - Расчетная схема процесса свободной формовки круглой заготовки с закрепленным фланцем

На участке границы Γ_1 задано условие прилипания, на участке Γ_2 – свободная поверхность, Γ_3 – задано давление P .

В качестве начальных условий для моделирования в препроцессоре задавали режим деформирования через отверстие матрицы диаметром $2r = 28$ мм под давлением газа $P = 1,2 \dots 2$ МПа при оптимальной температуре $T = 900^\circ$. Коэффициент трения по Амантону - Кулону задавали равным 0,3 [80]. Толщина исходных заготовок равна 1 мм.

В качестве входных геометрических данных в базе данных программы *Deform-3D* использованы трехмерные модели инструментов и сборки блока штампа, которые построены в ВС *SolidWorks*. Файл сборки экспортируется в препроцессор с расширением *stl*. Эти модели инструментов спроектированы на основе указанной выше расчетной модели процесса свободной формовки и практических условий проводимого испытания. Блок штампа, который вводили в базу данных программы *Deform-3D*, приведен на рис. 4.2.

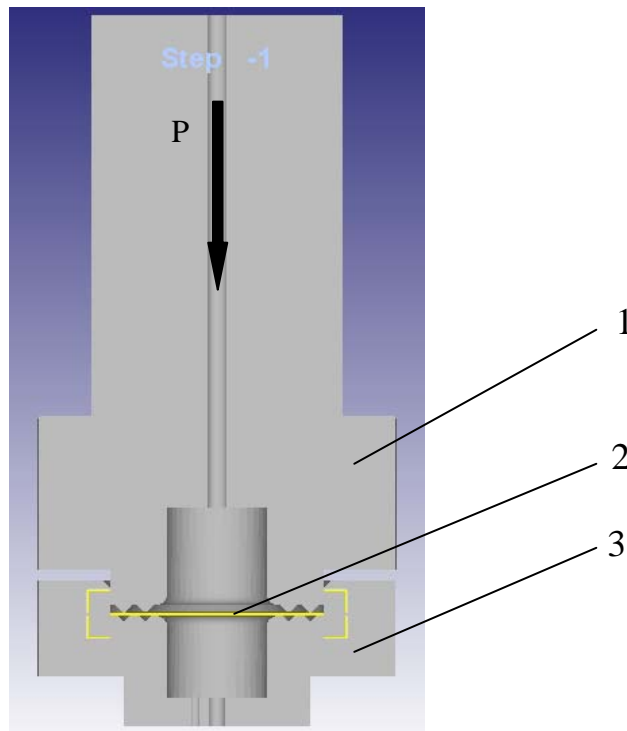


Рис. 4.2 - Модель блока штампа для моделирования СПФ купола

1 - верхний штамп; 2 - Заготовка; 3 - нижний штамп

Во всех случаях заготовка диаметром 60 мм и толщиной 1 мм была разбита на 90 000 конечных элемента в виде тетраэдра. При этом использовали конечные элементы с минимальным и максимальным размерами, равными 0,40 и 0,75 мм соответственно.

Для задания реологических свойств материала достаточно определить зависимости напряжения от степени деформации, эффективной скорости деформации при нескольких температурах. Эти данные для сплава ВТ6 были получены в результате расчетов, приведенных в главе 3 и заданы в виде табличной функции. Реологические данные вводили в таблицу и препроцессор программы *Deform-3D* самостоятельно построил графики соответствующих зависимостей. Вводились значения пяти различных скоростей деформации (*Strain Rate*) и пять различных значений степеней деформации (*Strain*) для трех рассматриваемых температур 850°C, 900°C, 920°C. На рис. 4.3 показаны зависимость напряжения течения от степени деформации при различной скорости деформации и температуре $T=900^{\circ}\text{C}$ (а), и зависимость напряжения течения от

степени деформации при различной температуре и скорости деформации $\xi = 10^{-2} \text{с}^{-1}$ (б) для сплава ВТ6.

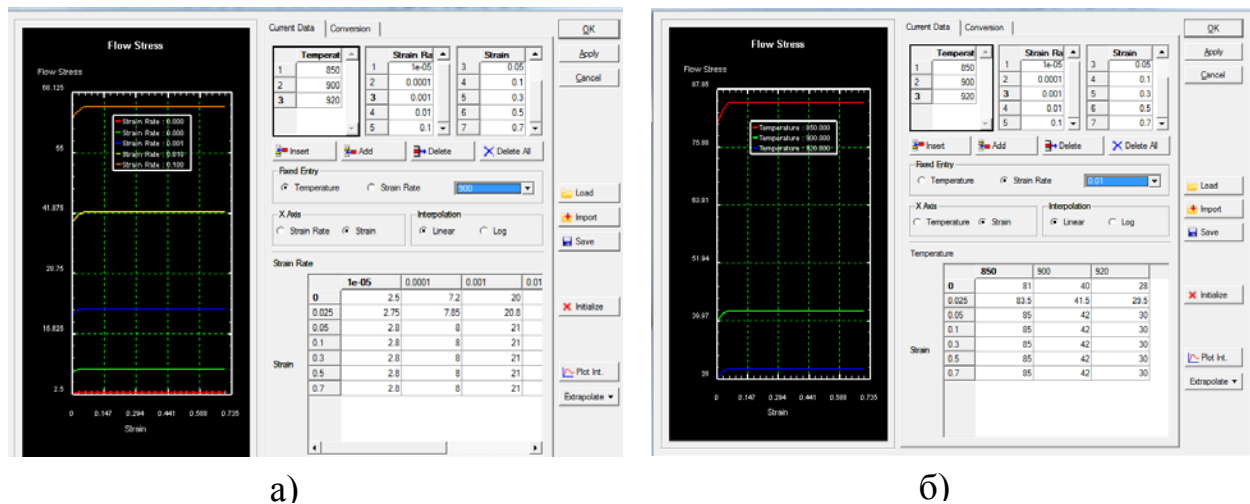


Рис. 5.3 - Графики реологических характеристик сверхпластичного сплава ВТ6, введенных в базу данных Deform-3D

Для исследования распределения толщины, степени деформации, скорости деформации использовали функцию «трассировки точек». Эта функция позволяет получить все данные для любых выбранных точек в объеме оболочки в любой момент времени. Эти данные записали в файл выходных данных и анализировали отдельно в электронных таблицах *Excel*.

Результат компьютерного моделирования процесса СПФ оболочки позволяет построить зависимость относительной высоты, накопленной деформации, интенсивности скорости деформации и напряжения от времени формовки в течение всего времени в одной точке – вершине купола при различном давлении газа [81]. Из этих зависимостей можно определить оптимальную величину давления газа при сравнении их с данными о реологических свойствах сплава ВТ6, рассчитанными в главе 3. На рис. 4.4 показаны зависимость относительной высоты купола $H=h/r_0$ (r_0 - радиус отверстия матрицы; h - высота вершины купола) от времени формовки (а) и зависимость эффективной скорости деформации в вершине купола от его относительной высоты (б) при давлении газа соответственно $P = 1,2; 1,4; 1,6; 1,8; 2 \text{ МПа}$ при температуре $T = 900^\circ \text{C}$.

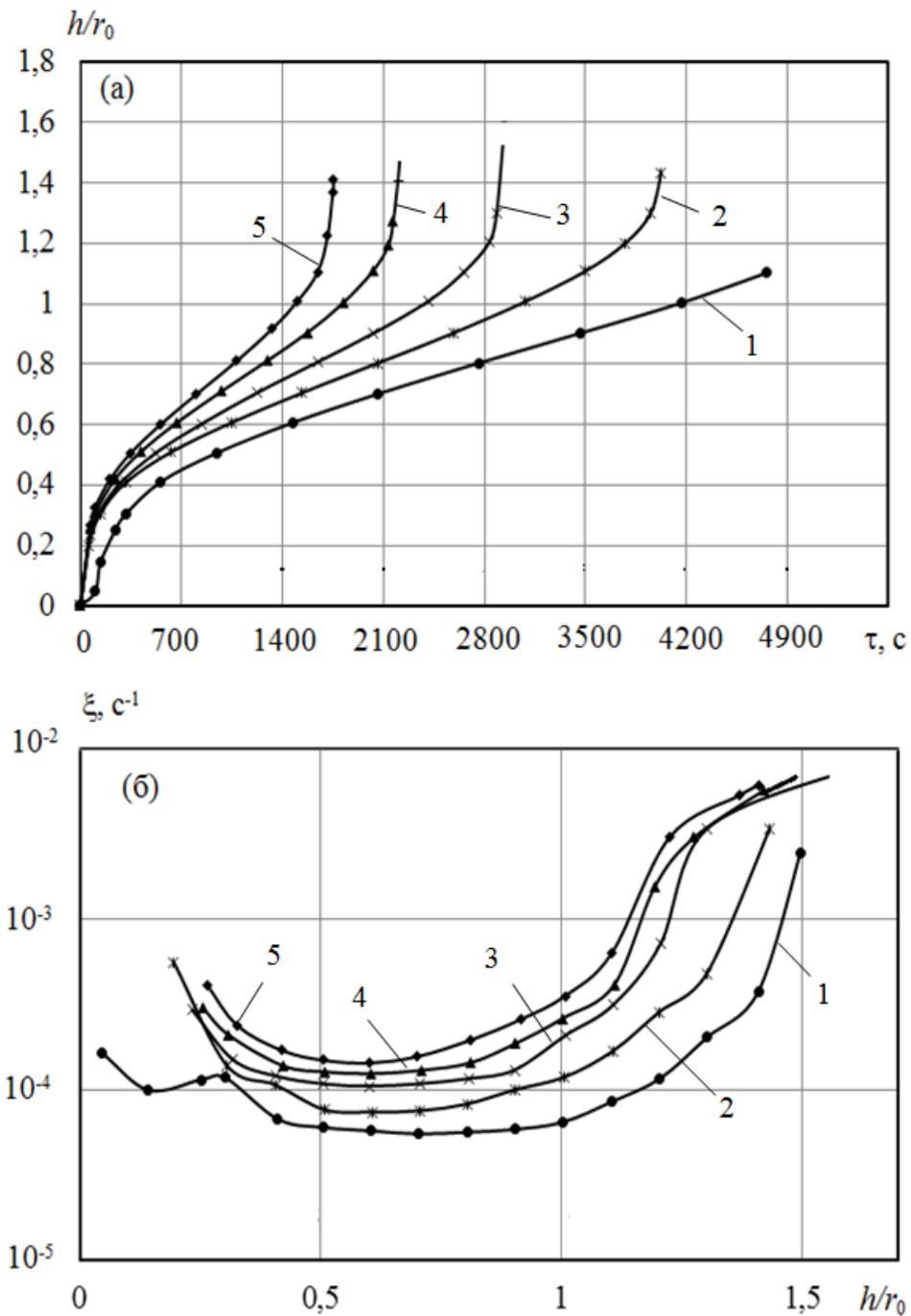


Рис. 4.4 – Зависимость относительной высоты купола от времени формовки (а) и скорости деформации в вершине купола от его относительной высоты (б) при давлении газа P , МПа: 1 - 1,2; 2 - 1,4; 3 - 1,6; 4 - 1,8; 5 - 2;

Из приведенных графиков видно, что при формовке с постоянным давлением скорость деформации в вершине купола изменяется на каждой стадии формообразования. Скорость деформации резко возрастает на начальной стадии и после достижения относительной высоты $H \sim 1,1$, она становится относительно

стабильной на промежуточной стадии. Это значит, что на стадии формирования полусферы легко выбрать давление газа для того, что бы скорость деформации находилась в интервале скоростей характерных для СПД. На основе исследования реологических свойств титанового сплава ВТ6 в состоянии сверхпластичности (глава 3) и результатов моделирования процесса СПФ с различными давлениями (рис. 4) определили давление газа $P = 1,6$ МПа, при котором скорость деформации близка к оптимальной скорости СПД, для предложенной модели. После получения полусферы с высотой $H = 1$, если продолжают подавать постоянное давление газа, формоизменение происходит быстро и скорость деформации значительно превышает максимально допустимую для реализации условий СПД, что приводит к потере устойчивости течения материала. Повышение скорости деформации на вершине купола объясняется касанием поверхности заготовки с боковой стороной матрицы, при этом в «полюсе», деформация протекает достаточно интенсивно. Поэтому для получения купола с относительной высотой $H > 1$ обязательно регулировать давление газа, обеспечивая скорость деформации в допустимом пределе.

В частности, как пример, на рис. 4.5 представлены четыре основных, наиболее характерных этапов СПФ оболочки из сплава ВТ6 в виде купол при давлении 1,6 МПа, которые соответствуют промежуткам времени формовки, указанным в табл. 4.1

Таблица 4.1 – Этапы моделирования СПФ оболочки в виде купола

№	№ шага расчета	Величина шага $\Delta\tau$, с	Высота купола h , мм	Время СПФ τ , мин
I	1	1	0.0	0
II	12	1	0.7	0,2
III	2400	1	14.0	40
IV	3193	1	21.0	53

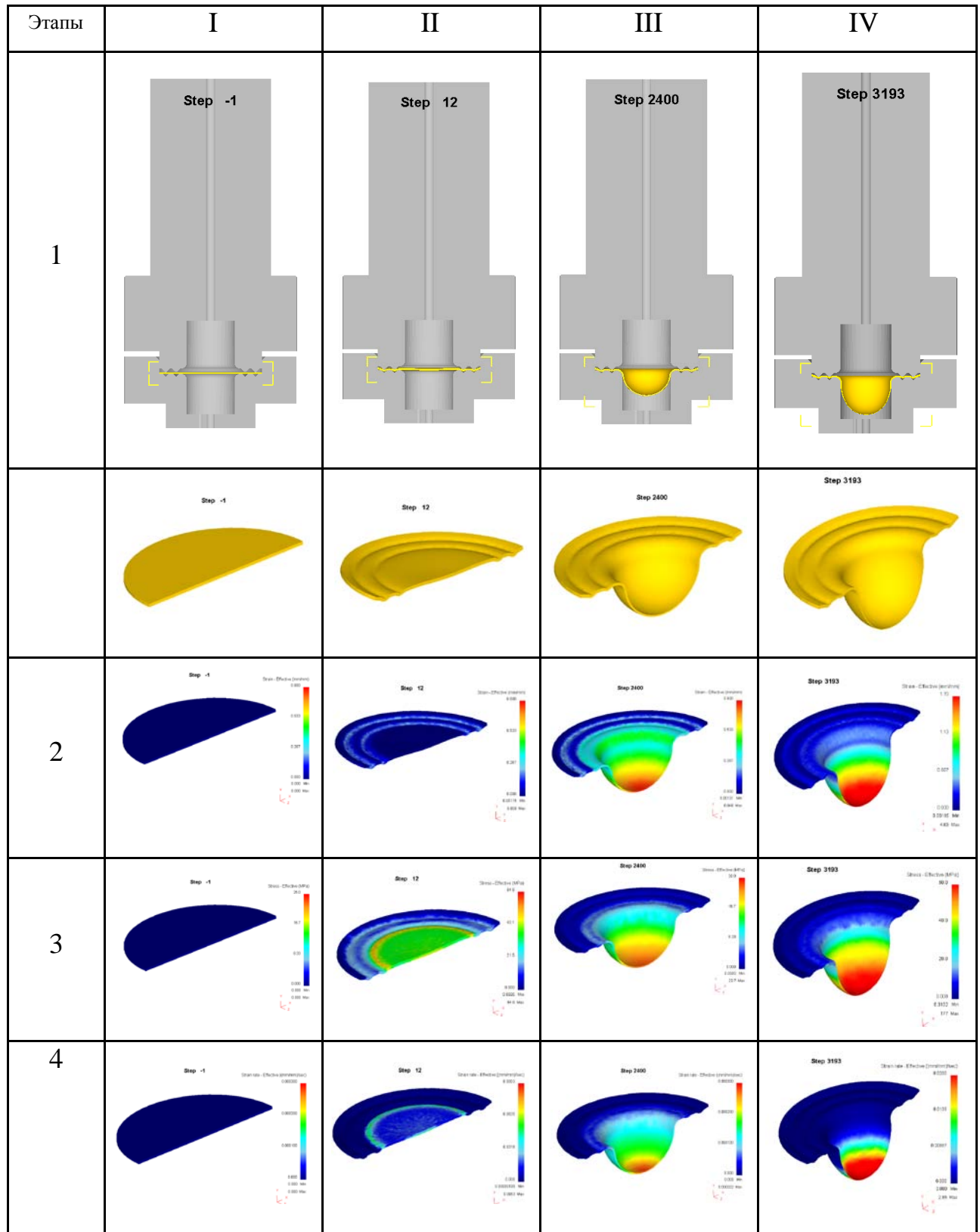


Рис. 4.5 - Моделирование СПФ купола (четыре стадии формовки):

1 - разрез штампа, 2- стадии формовки, 3 - распределение степени деформации, 4 - распределение напряжений течения, 5- распределение скорости деформации

На рис. 4.5 показаны процесс формирования оболочки, степень заполнения материала в пространстве штампа, форма оболочки, а также распределение интенсивности напряжения, степени и скорости деформации в полуфабрикате на различных стадиях СПФ. Видно, что в начальный период ($H = h/r_0 < 1$ – перед формированием полусферы) деформирование материала идет по всему сечению заготовки, после формирования полусферы ($H > 1$) деформация происходит только в участках, не прикасающихся к штампу. На всех стадиях формоизменения степень деформации существенно неоднородна в различных участках заготовки. Наибольшее значение степени деформации достигается в области, прилегающей к вершине формируемого купола, что приводит к неравномерному утонению деформируемой мембраны и вызывает разнотолщинность стенок полученного купола. Превышение предельного значения накопленной степени деформации сопровождается разрывом материала на вершине купола. Аналогичная картина наблюдается при распределении скоростей деформации и напряжений при СПФ оболочки.

Исследование особенности деформации в наиболее опасном с точки зрения разрушения участке – вершине купола, позволяет оценить способность формирования оболочек в процессе СПФ. На рис. 4.6, 4.7 и 4.8 приведены зависимость степени деформации и интенсивности напряжения течения в вершине купола от времени СПФ, и изменение толщины стенок в вершине купола в зависимости от относительной высоты его при давлении газа $P = 1,6$ и 2 МПа.

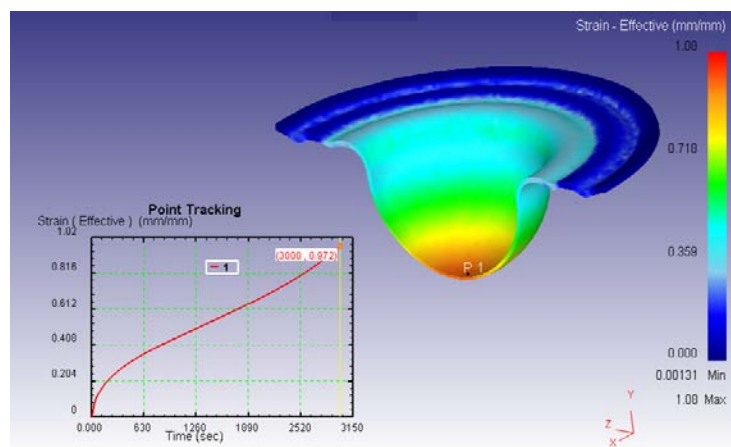


Рис. 4.6 - Зависимость степени деформации в вершине купола от времени формовки

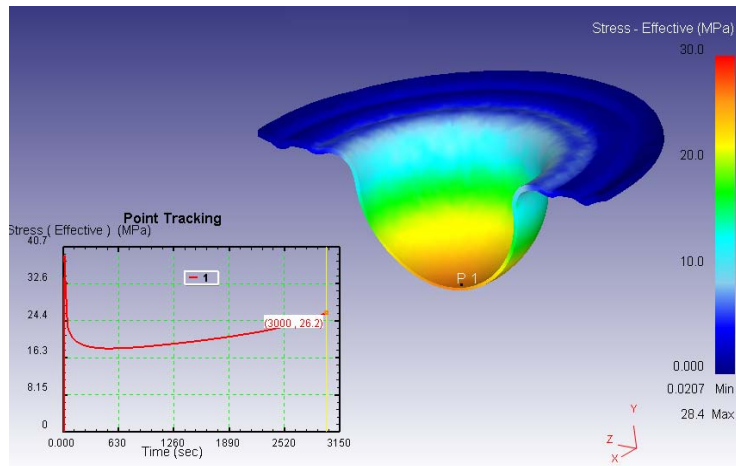


Рис. 4.7 - Зависимость интенсивности напряжения в вершине купола от времени формовки

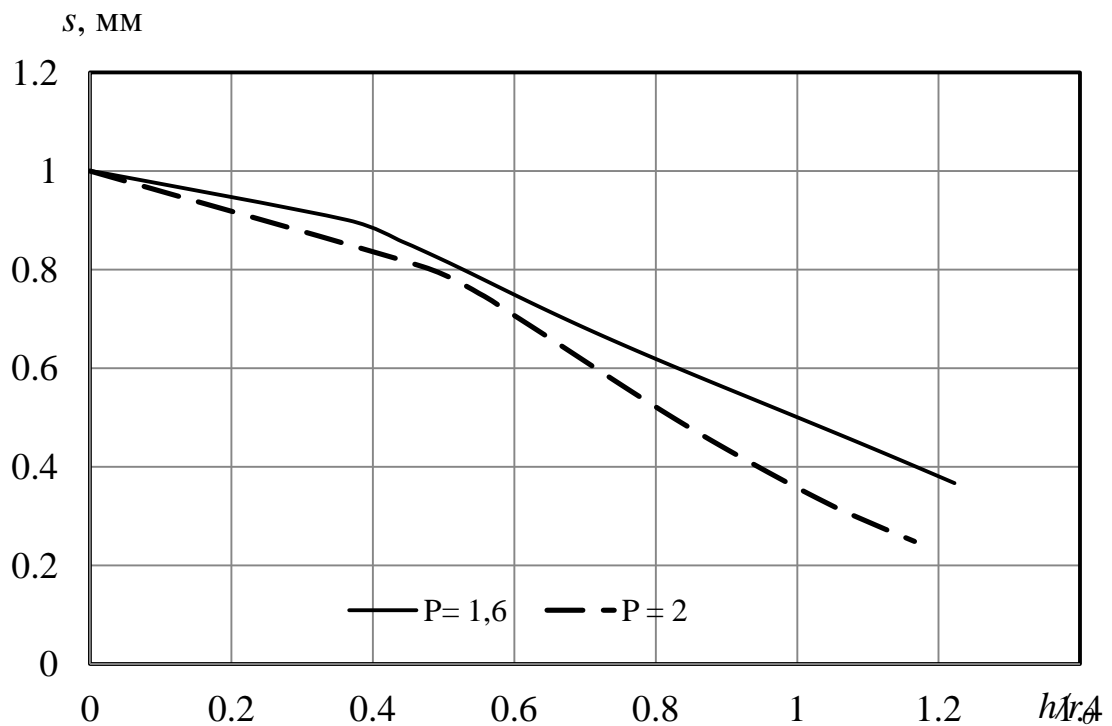


Рис. 4.8 - Зависимость толщины стенок (s) в вершине купола от его относительной высоты ($H = h/r_0$) при давлении газа $P = 1,6$ и 2 МПа

Из вышесказанного видно, что с ростом высоты купола (или времени СПФ) интенсивно возрастают степень деформации, интенсивность напряжения, а также скорость деформация в вершине купола. Толщина стенки в вершине купола непрерывно уменьшается с увеличением его высоты. Кроме того, изменение толщины стенок зависит от давления газа, чем больше давление (увеличение скорости деформации), тем сильнее утонение в вершине купола, т. е. тем более

неравномерность толщины стенок полученных оболочек. Результат моделирования СПФ показали, неравномерность толщины полусферы (при $H = 1$), полученной при свободной выдувке с давлением $P = 1,6$ МПа и времени $\tau = 39$ мин, составляет 50,7%, а при свободной выдувке с давлением $P = 2$ МПа и времени $\tau = 28$ мин – 62,4 %. Кроме этого давление газа влияет на форму оболочек, с увеличения давления газа профиль купола переходит от сферического к параболоидальному. На рис. 4.9 приведена форма куполов, полученных при СПФ с давлением газа $P = 1,6$ МПа (а) и $P = 2$ МПа (б).

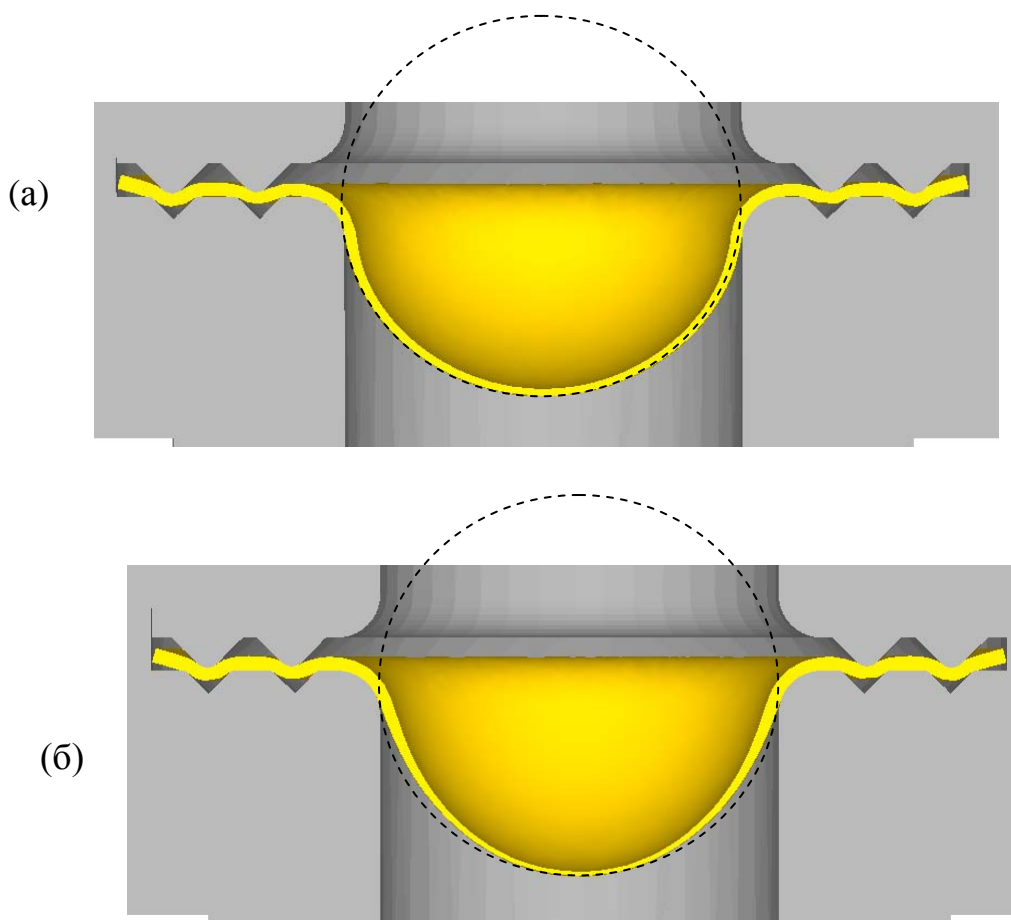


Рис. 4.9 - Профиль куполов изменяется от сферического (а) к параболоидальному (б) при давлении газа соответственно
а – $P = 1,6$ МПа; б – $P = 2$ МПа

Результат моделирования СПФ оболочек в виде купола при различных технологических режимах для сплава ВТ6 указаны в табл. 4.2.

Таким образом, в результате исследований процесса СПФ оболочек с помощью компьютерного моделирования методом конечных-элементов показано, что можно полностью получить и количественно описать основные стадии формоизменения, кинематические и геометрические параметры, а также напряженно-деформационное состояние в объеме формируемых оболочек.

Таблица 4.2. - Результат моделирования СПФ оболочек в виде купола при различных технологических режимов

Толщина заготовок (мм)	Давление газа (МПа)	Температура, (°C)	Время (мин)	Высота конуса, (мм)
1	1,2	900	81	15,4
1	1,4	900	65	19,6
1	1,6	900	49	22,4
1	1,8	900	36	20,2
1	2	900	32	19,6
1	1,6	920	55	22,1
1	1,6	850	85	16,5

4.3. Моделирование процессов СПФ в матрицу

На основе результатов моделирования свободной формовки оболочки в виде купола разработали компьютерные модели СПФ оболочек в матрицах с целью определения технологических параметров для проведения последующих уточняющих натурных экспериментов.

Для оценки показателей формируемости двухфазных титановых сплавов и в частности сплава ВТ6 при проведении микроформовки заготовок толщиной 1 мм моделировали СПФ несколько видов оболочек с микрорельефом, в частности, оболочки с продольными рифтами различного сечения и оболочки с различным типом рельефов. На рис. 4.10 показаны матрицы, использованные при

моделирования процесса СПФ оболочек с микрорельефом. При моделировании помещали матрицы в полость нижнего штампа, как показано на рис. 4.11. Технологические режимы компьютерного моделирования микроформовки представлены в таблице 4.3.

Во всех случаях заготовки были разбиты на 22 000 конечных элемента в виде тетраэдра. При этом использовали конечные элементы с минимальным и максимальным размерами, равными 0,28 мм и 0,56 мм соответственно, что позволяет повысить точность расчета и дает возможность моделировать формирование рельефов не большего размера.

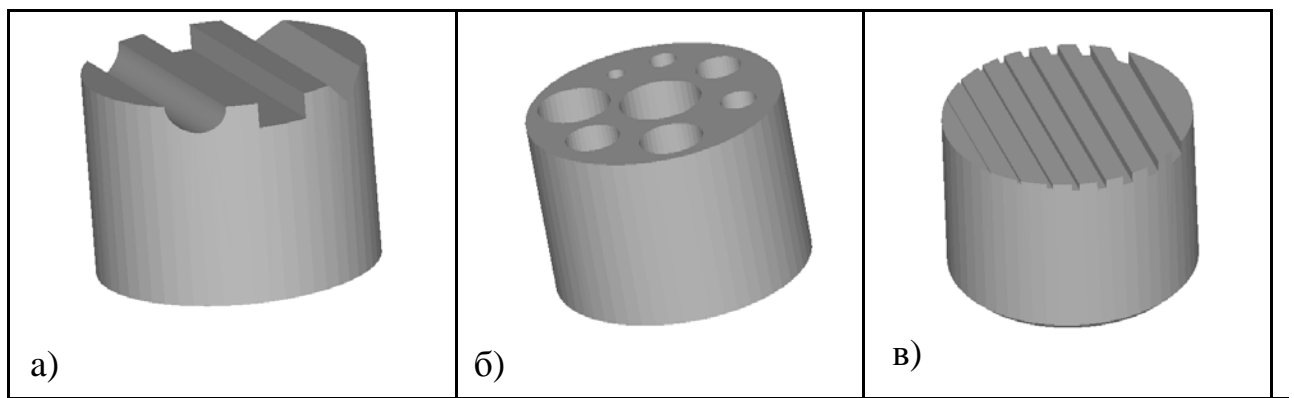


Рис. 4.10 – Матрицы для моделирования СПФ

а- матрица с продольными рифтами разного сечения; б- матрица с отверстиями разного диаметра; в – матрица с продольными рифтами разной ширины

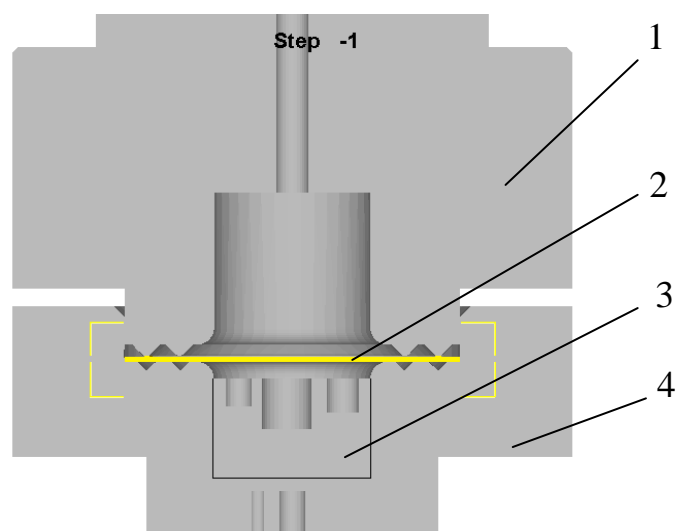


Рис . 4.11 - Блока штампа для моделирования СПФ оболочек с микрорельефом

1- верхний штамп; 2 - Заготовка; 3 – матрица; 4 – нижний штамп

Таблица 4.3 - Режимы моделирования микроформовки

Тип оболочки с микрорельефом	Размеры заготовки, мм		Давление (МПа)	Время (мин)
	диаметр	толщина		
Оболочка с куполами разного диаметра	60	1,0	2,5	50
Оболочка с продольными рифтами разного сечения	60	1,0	2,5	50
Оболочка с продольными рифтами разной ширины	60	1,0	2,5	50

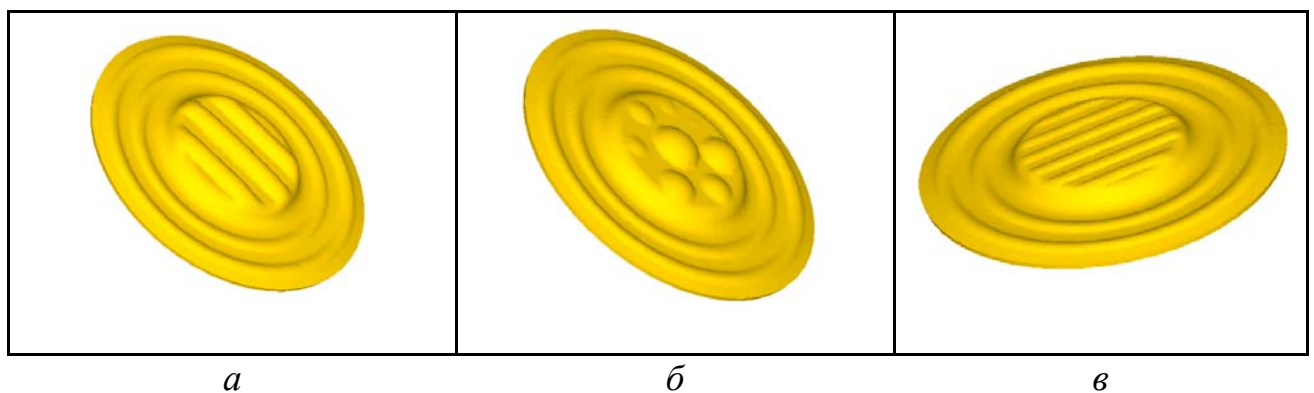


Рис. 4.12 – Вид оболочек с продольными рифтами разного сечения (*а*), с куполов разного диаметра (*б*) и с продольными рифтами разной ширины (*в*), полученных при моделировании микроформовки из листов сплава ВТ6

На рис. 4.12 приведены виды оболочки с различных видов рельефов, полученные при моделирования СПФ с соответствующими матрицами. Сопоставление моделирования макро- и микроформовки показало, что микроформовка осуществляется за более длительный период времени и при более высоком давлении газа. Формирование рельефов зависит от формы и размера элементов гравюры на поверхности матрицы.

На рис. 4.13 приведено распределение степени деформации при СПФ оболочек с продольными рифтами разного сечения. Как следует из полученных данных, при СПФ оболочек с продольными рифтами разного сечения материал заполняет каналы матрицы в виде треугольника труднее, чем в виде квадрата и

круга. Степень деформации в областях, которые соприкасаются с краями рифтов матрицы (жёлтый участок) больше, чем в остальных участках.

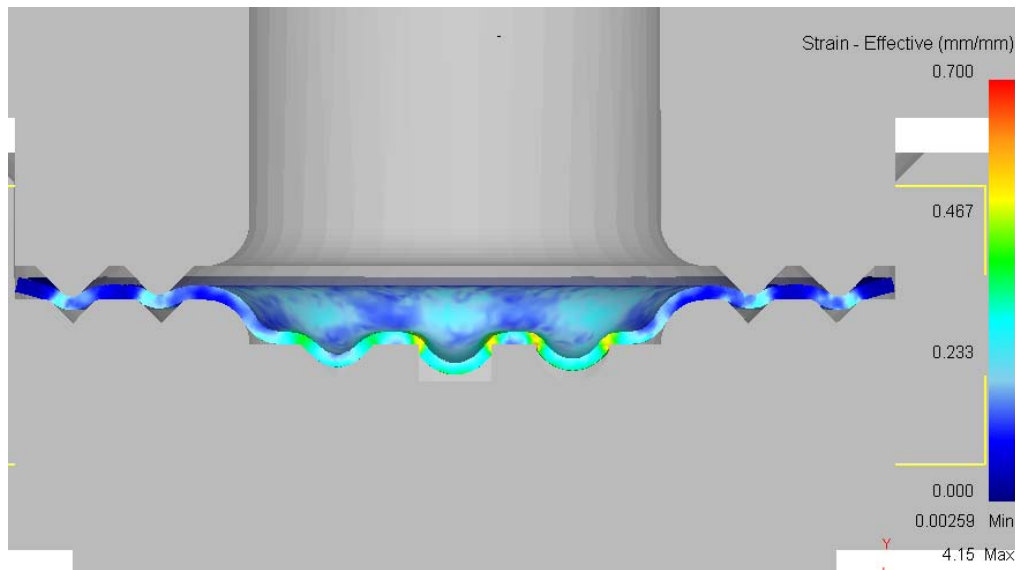


Рис. 4.13 - Распределение степени деформации при СПФ оболочек с продольными рифтами разного сечения



Рис. 4.14- Графики зависимости высоты куполов (h) от диаметра отверстия матрицы (d)

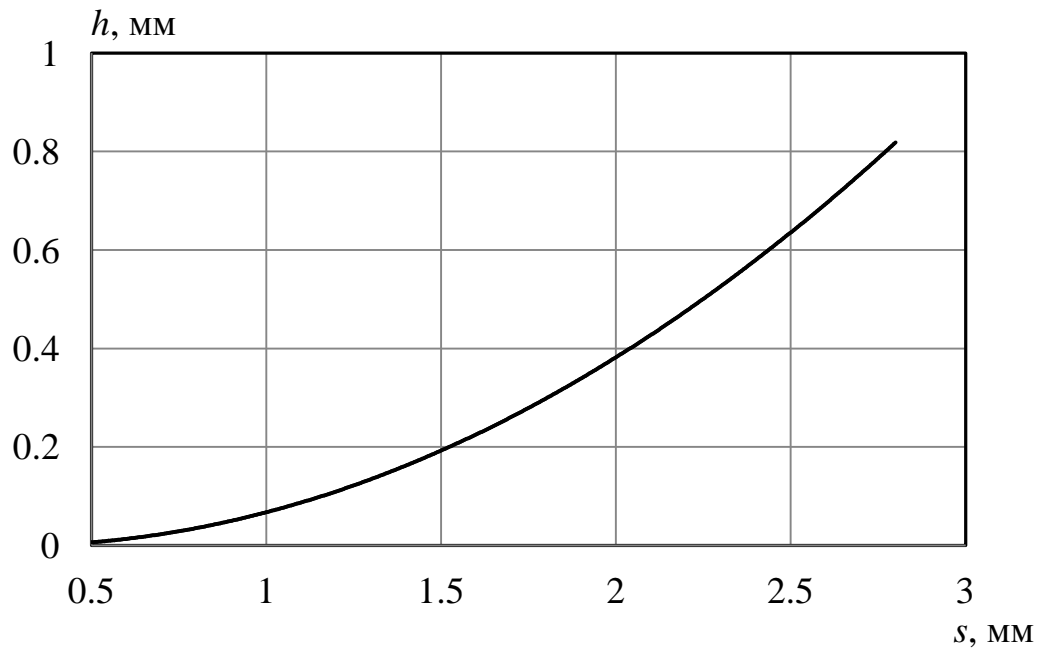


Рис. 4.15 - Зависимости высоты рельефов (h) от ширины канавки между рифтами (s)

На рис. 4.14, 4.15 показана зависимость высоты рельефов от размера элементов гравюра матрицы в виде отверстий различного диаметра и каналов различной ширины. Видно, что высота рельефов сильно зависит от размера гравюры на поверхности матрицы. Материал не заполняет элементы гравюры матрицы, ширина которой меньше половины толщины исходного листа. Увеличение времени и давления газа равнозначно способствует увеличению степени воспроизведения рельефа.

4.4. Расчет оптимального давления газа при СПФ

Было установлено, что скорость деформации является одним из важнейших характеристик СПД, обуславливающих способность к формообразованию материала, а также качество полученных изделий при СПФ. При СПФ с постоянным давлением скорость деформации изменяется и она может выходить из скоростного интервала, обеспечивающего условия проявления сверхпластичности. Для обеспечения скорости деформации, которая постоянна или изменяется в допустимых пределах, требуется регулирование давления газ по определенной закономерности в процессе СПФ. Определение закономерность давления газа является одним из основных задачах при разработке технологии

СПФ. К сожалению, в программе Deform-3D отсутствует модуль для решения этой задачи.

В работе использовалась методика расчета режима СПФ эллиптической мембраны [82] для определения закономерности давления газа, при котором скорость деформации в рассматриваемых участках полуфабриката не изменяется в процессе СПФ.

Модель расчета режима СПФ эллиптической мембраны показана на рис 4.16. Оболочка жестко закреплена по замкнутому эллиптическому контуру. На стадии свободной формовки проекции срединной поверхности представляют собой окружности радиусов ρ_a , ρ_b соответственно.

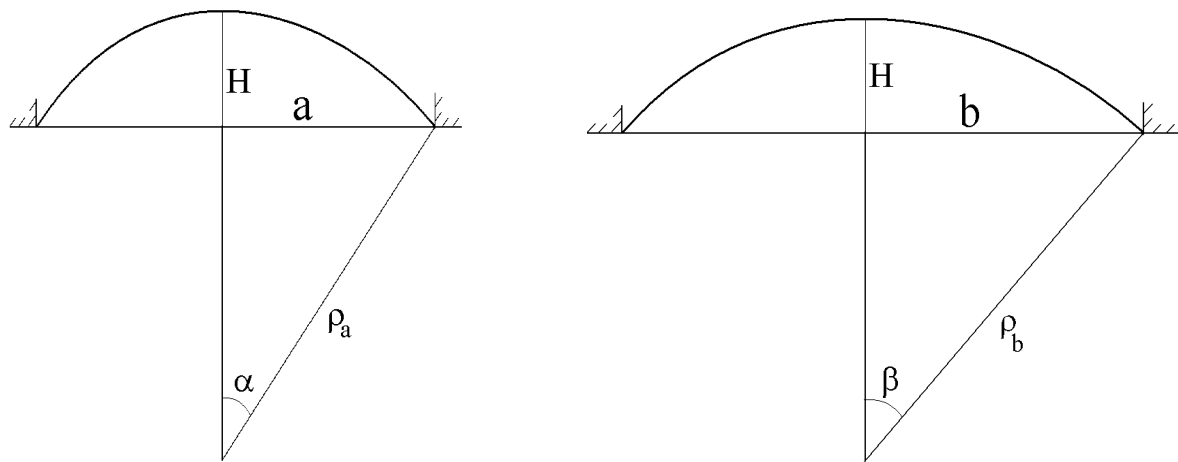


Рис. 4.16 – Схема для расчета процесса свободной формовки эллиптической мембраны: a, b – главные полуоси, ρ_a, ρ_b – главные радиусы кривизны оболочки, H – текущая высота купола.

Исходя из предпосылок, что материал изотропен и несжимаем, скорости деформации и ускорения малы, толщина листовых заготовок достаточно мала и др, пользоваться основными уравнениями безмоментной теории оболочек для построения уравнений в параметрическом виде (4.1, 4.2) для описания зависимости давления газа от времени СПФ, обеспечивающей деформирование мембраны с постоянной интенсивностью скоростей деформаций в наиболее опасном с точки зрения разрушения участке – вершине купола.

$$p(\alpha) = \frac{s_0}{a} \sigma_{\text{opt}} \cdot \frac{\sin \alpha}{\alpha} \cdot \frac{\sin \beta}{\beta} \cdot \frac{\sin \alpha + \eta(a/b) \cdot \sin \beta}{\sqrt{1 + \eta^2 - \eta}} \quad (4.1)$$

$$\xi_{\text{opt}} t = F(\alpha) = \frac{2}{\sqrt{3}} \int_0^{\alpha} \left(\frac{1}{x} - \text{ctg} x \right) \sqrt{1 + \frac{a}{b\psi} + \frac{a^2}{b^2\psi^2}} dx = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{1 + \frac{a}{b\psi} + \frac{a^2}{b^2\psi^2}} \ln \frac{\alpha}{\sin \alpha} \quad (4.2)$$

$$\text{Где:} \quad \psi = \frac{\cos^2(\alpha/2)}{\cos^2(\beta/2)} \cdot \frac{(1/\alpha - \text{ctg} \alpha)}{(1/\beta - \text{ctg} \beta)}; \quad \eta = \frac{2a + b\psi}{a + 2b\psi}.$$

a , b – главные полуоси эллиптической мембраны; σ_{opt} – напряжение соответствующее оптимальной скорости деформирования ξ_{opt} , определенной на основе реологического поведения исследуемого материала в состоянии сверхпластичности.

В работе приведен расчет оптимального давления газа при СПФ для определения закономерности давления газа на различных стадиях реверсивной формовки оболочек в цилиндрическую матрицу с помощью модели СПФ эллиптической мембраны. Расчет проводился на основе количественного описания реологических свойств титанового сплава ВТ6, изложенного в главе 3. При температуре $T_{\text{sp}} = 900^{\circ}\text{C}$ и размере зерен $L = 7-8$ мкм получили оптимальную скорость $\xi_{\text{opt}} = 4 \cdot 10^{-4}$ и напряжение $\sigma_{\text{opt}} = 20$ МПа.

Реверсивная формовка является одним из методов, позволяющих устранить неравномерность толщины стенок изделия при свободной выдувке листовых заготовок в состоянии сверхпластичности. Схема процесса реверсивной формовки представлена на рис. 4.17. Стадии процесса СПФ по этой схеме изложили в разделе 1.5.3 в этой работе.

При реверсивной формовке на первой стадии краевым участком заготовки является деформируемая часть, рассматриваемая как эллиптическая мембрана, длинная ось которой равна периметру окружности, проходящей через середину деформируемых участков на плоскости разъема инструмента, и короткая ось которой равна половине ширины деформируемых участков заготовки.

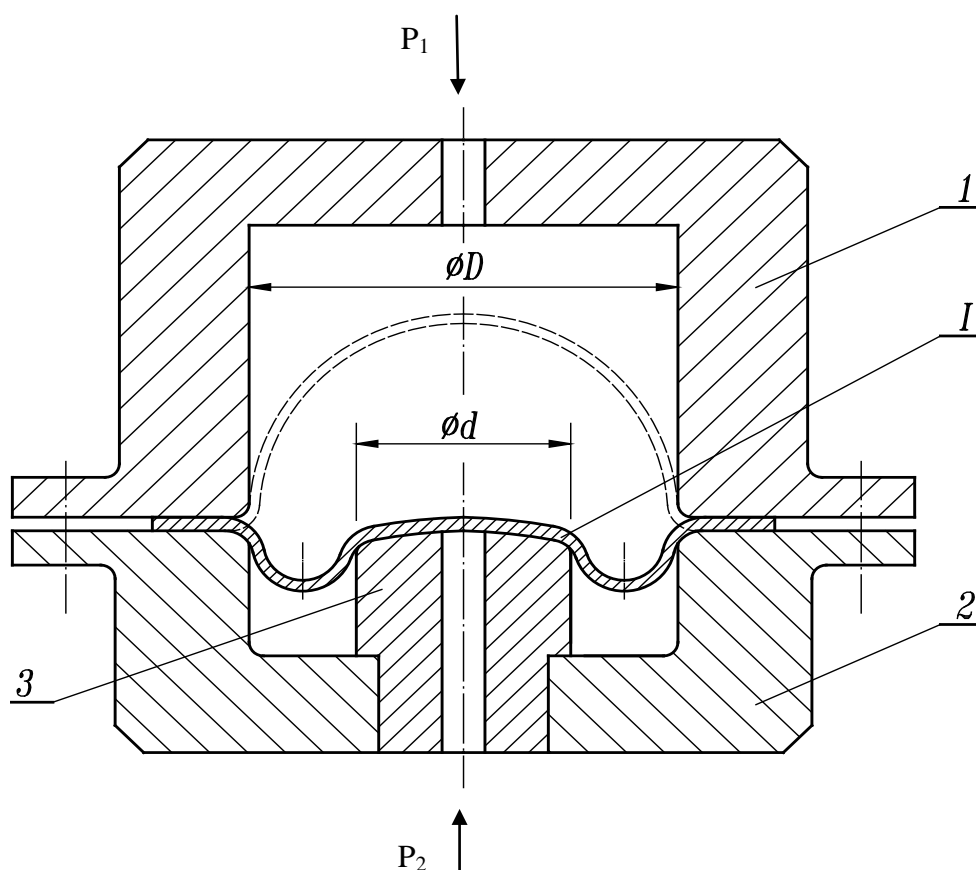


Рис. 4.17- Схема процесса реверсивной формовки

Длинная ось эквивалентной эллиптической мембраны:

$$b = \frac{\pi(D+d)}{4} \quad (4.3)$$

Короткая ось эквивалентной эллиптической мембраны:

$$a = \frac{D-d}{4} \quad (4.4)$$

Вторая стадия реверсивной формовки является частным случаем процесса СПФ эллиптической мембраны, тогда деформируемый участок является всей заготовкой, имеющей круглую форму с радиусом $r = D/2$. Поэтому заготовка эквивалентна эллиптической мембране с параметрами $a = b = D/2$.

Из результатов, вычисленных по уравнениям (4.1; 4.2) были построены графики зависимости давления газа от времени деформации (рис 18.) при $D = 574\text{мм}$; $d = 230\text{мм}$; $s_0 = 3,6\text{мм}$ [83, 84].

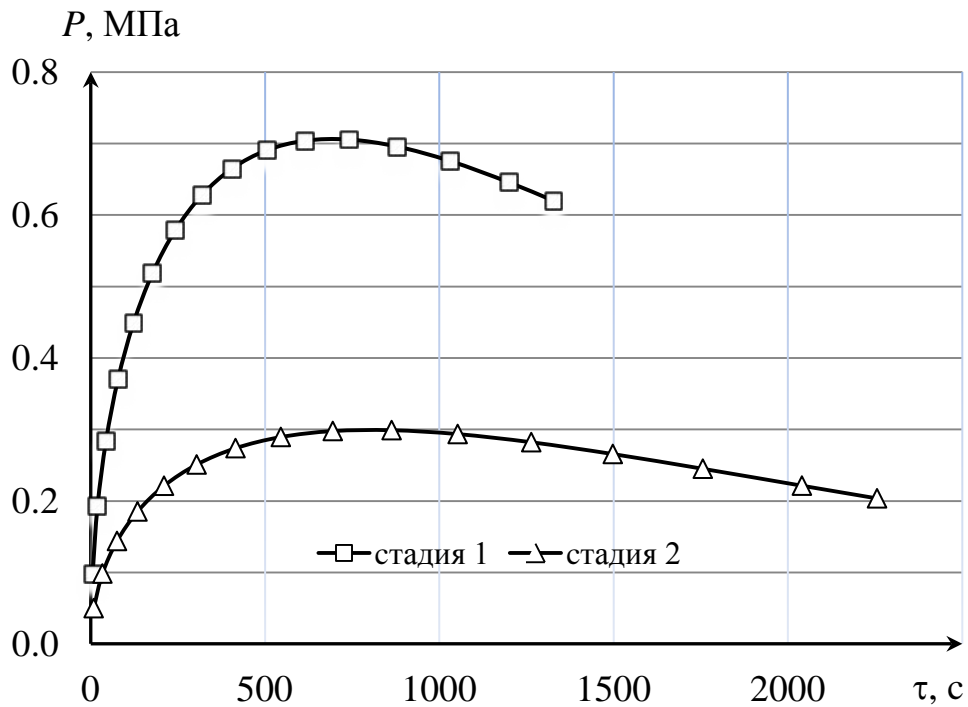


Рис. 4.18 - Зависимость давления газа от времени СПФ

Видно, что графики зависимости давления газа имеют характерный немонотонный вид с максимумом в некоторой промежуточной конфигурации детали. Величина максимального давления, подающегося в верхнюю матрицу штампа больше, чем величина максимального давления, подающегося в нижнюю матрицу штампа, примерно в 2 раза. Полученные закономерности давления газа были использованы для компьютерного моделирования с помощью программы *Deform-3D* и теми же условиями состояния материала, размерами заготовки и матриц, и также методами закрепления заготовки и др. Зависимости высоты детали от времени на разных стадиях, полученные после компьютерного моделирования, показаны на рис 4.19. Штриховые линии представляют собой численные результаты, полученные по методике эллиптической мембраны.

Видно, что параметры изменения высоты оболочек, полученные при компьютерном моделировании, относительно совпадают с параметрами, вычисленными по методике эллиптической мембраны на всех стадиях формовки. Таким образом, вычисленные параметры давления газа верны и методика

эллиптической мембраны позволяет рассчитать оптимальное давление сжатого газа при реверсивной формовке двухфазных титановых сплавов.

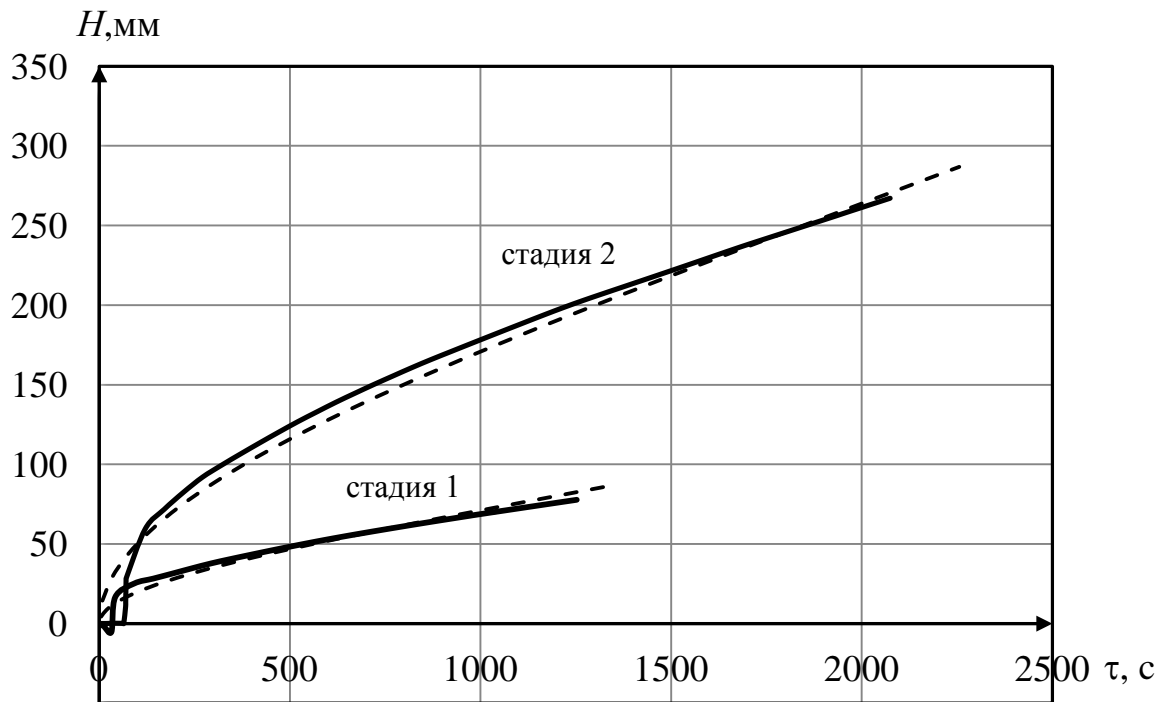


Рис. 4.19 - Зависимость высоты оболочек от времени формовки после компьютерного моделирования (штриховые линии – это результаты расчета по методике эллиптической мембраны).

Полученные результаты являются предпосылкой для расчета рационального режима нагружения заготовки за счет регулирования давления формовки, например по схеме ступенчатого регулирования в пределах скоростного интервала СПД. Для всей группы сплавов аналогичных ВТ6 при этом процесс деформации разбивают на этапы, в каждом из которых прилагаемое давление является постоянным и выбирается таким образом, чтобы скорость деформации изменялась в строго определенных пределах, соответствующих условиям сверхпластичности.

Таким образом, в результате исследований процесса реверсивной формовки оболочек с помощью методики эллиптической мембраны показано, что она позволяет не только получить закономерности подачи газа и геометрические параметры формуемых оболочек, но и контролировать скоростной и силовой режимы формовки в условиях сверхпластичности при формоизменения заготовки.

4.5. Заключение по главе 4

На основе предложенной методики компьютерных технологий были разработаны типовые компьютерные модели СПФ полых оболочек. Расчеты на этих моделях позволили установить основные закономерности формоизменения оболочек при рациональных режимах по температуре и скорости деформации.

Из анализа расчетных данных, полученных при компьютерном моделировании свободной формовки купола, следует, что они отражают известные экспериментальные и теоретические закономерности высокотемпературной ползучести оболочки при двухосном растяжении.

Результаты моделирования свободной формовки куполов показали, что для предложенной моделей при давлении газа $P=1,6$ МПа скорость деформации близка к оптимальной. Наибольшее значение степени деформации достигается в области, прилегающей к вершине формуемого купола. При свободной формовке с постоянным давлением, скорость деформации в вершине купола изменяется и может выходить из скоростного интервала СП. Поэтому для получения высокого купола необходимо регулировать давление газа, обеспечивая скорость деформации в интервале СПД, что позволяет уменьшать разнотолщинность стенок и увеличивает округлость полученной полусферы.

Микроформовка осуществляется за более длительный период времени и при более высоком давлении газа, чем макроформовка. Формирование рельефов зависит от формы и размера элементов гравюры на поверхности матрицы, а также от давления газа и времени формовки.

Метод расчета режима СПФ эллиптической мембраны позволяет определить закономерности изменения давления газа при реверсивной формовке оболочек из титановых сплавов для обеспечения условий СП в всех стадиях формовки.

Глава 5. Исследование способности к формообразованию листовых заготовок из двухфазных титанового сплавов при СПФ

5.1. Задачи экспериментальных исследований СПФ

На основе результатов исследования реологического поведения титанового сплава ВТ6 в состоянии сверхпластичности (глава 3) и из данных расчетов основных технологических параметров процессов СПФ, полученных при компьютерном моделировании (глава 4), исследовали формообразования листовых заготовок из титанового сплава марки ВТ6 в сверхпластическом состоянии для нахождения закономерностей в процессе макро- и микроформовки и определения оптимальных параметров технологического процесса.

При проведения экспериментов по СПФ были поставлены следующие цели и задачи:

1. разработка установки, штампового блока, и инструментов для СПФ,
2. оценка формуемости тонколистовых материалов в зависимости от направления прокатки листа исходных заготовок при получении оболочек различных геометрических форм, нахождение закономерностей заполнения различных элементов рельефов,
3. определение оптимальных технологических режимов формовки, необходимых и достаточных для получения качественных полусфер и рельефных оболочек (полностью заполненная гравюра матрицы, отсутствие разрывов и т.д.),
4. оценить влияние технологических режимов СПФ на геометрические параметры отформованных оболочек,
5. определить зависимость распределения толщин стенок и степени деформации в различных сечениях оболочек от направления прокатки заготовок и технологических режимов СПФ,
6. провести анализ микроструктуры исследуемого сплава после СПД по различным режимам.

Основными показателями СПФ, определяющими целесообразность ее применения, являются производительность, которая напрямую зависит от

времени нагрева и выдержки под давлением, предельно допустимое значение рабочего давления газа, которое для замкнутых ёмкостей ограничивается законодательством об охране труда и органами Ростехнадзора. Большое значение также имеет деформационная способность материала заготовки при СПФ, так как она определяет форму и размеры получаемой оболочки.

5.2. Разработка установки для экспериментов по СПФ

Для экспериментальных исследований СПФ титановых сплавов наиболее удобным является конструкция штампового блока, работающего на установке с прессом. Это обусловлено следующими причинами:

- Позволяет обеспечивать длительные усилия прижима для заготовки с помощью гидравлического пресса, что обеспечивает надежную герметизацию полостей штампа, в которых создается деформирующее давление, в процессе СПФ.
- Образование герметизирующих рифтов осуществляется вместе с процессом закрепления заготовки за одну операцию. Это позволяет сократить длительность рабочего цикла и затраты на изготовление технологических оснастки для этой операции. Причем сокращение времени выдержки заготовок при высокой температуре с помощью этой операции имеет важное значение для роста зерен, приводящего к уменьшению способности к СПД материала.

В настоящей работе была решена задача проектирования и изготовления специальной установки и инструментов для экспериментального исследования процесса СПФ оболочек.

Проектирование экспериментальной установки было выполнено в компьютерной программе AutoCAD 2009 и SolidWorks 2010. Схема установки для экспериментов по СПФ и фотография установки в работе, показаны на рис. 5.1.

Установка состоит из гидравлического пресса усилием 10 тонн с ходом плунжера вверх 03, баллона с аргоном 01, редуктора для регулирования давления газа 02, системы трубопроводов для охлаждения водой плунжера гидравлического цилиндра 04, термпары 05, шкафа управления печью, печи

электросопротивления 07, штампового блока для СПФ 08, системы специального выталкивателя для доставания пресс-формы из печи 09 и трубок для подачи аргона 10.

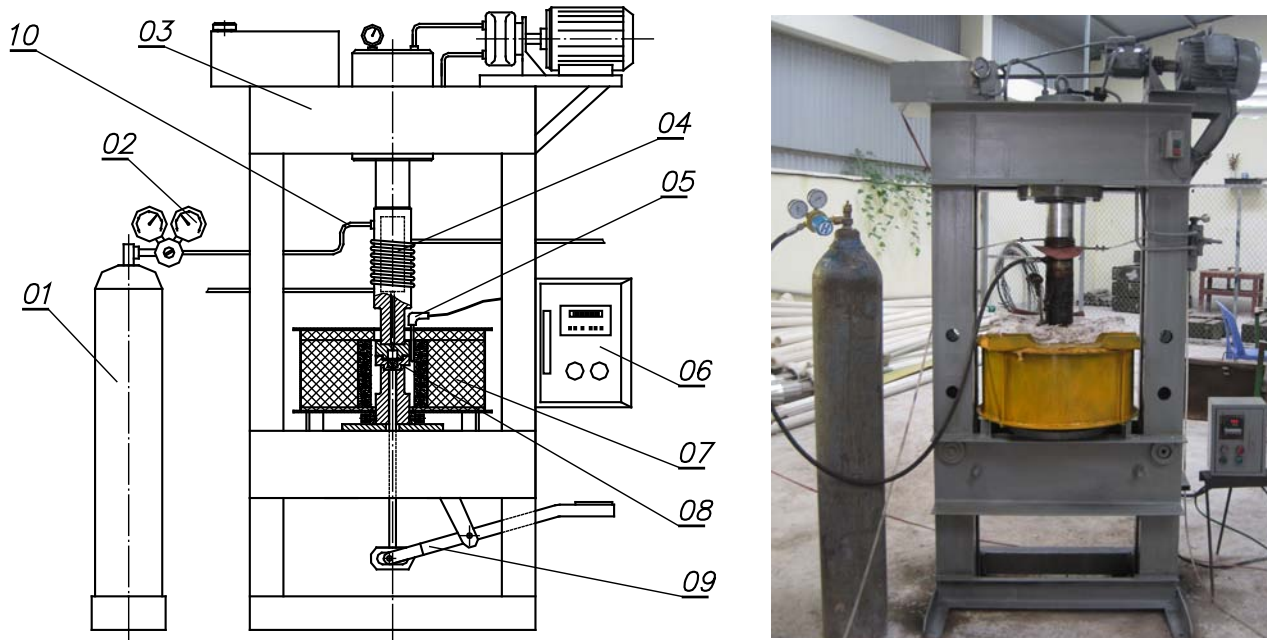


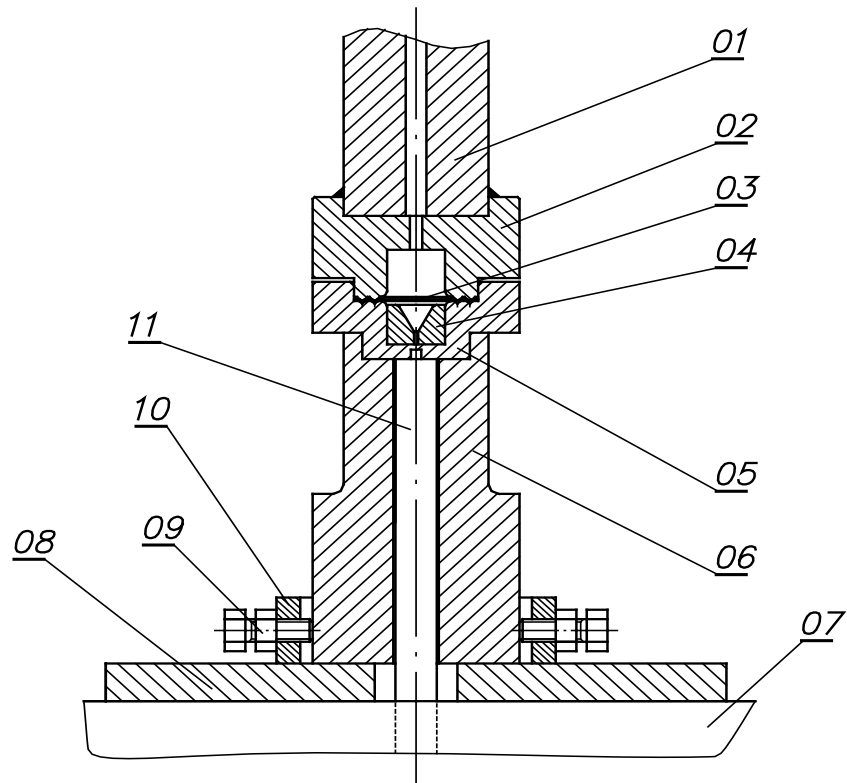
Рис. 5.1 - Установка для эксперимента по СПФ

01- баллон газа, 02- редуктор, 03- гидравлический пресс, 04- система водоохлаждения, 05- термометр, 06- шкаф электроаппаратуры, 07- электропечь, 08- штамповый блок, 09- система выталкивателя. 10- газопровод

На рис. 5.2 представлены чертеж штампового блока в сборе (а) и фотографии пресс-формы и матриц (б).

Габариты штампового блока выбирали в соответствии с размерами матриц, а также величиной рабочего пространства камеры электропечи. Толщина стенок пресс-формы и крышки штампа была выбрана заведомо большей, что было обусловлено конструктивной прочностью штампа, а так же для увеличения теплоемкости и сокращения потерь тепла в то время, когда штамп находится вне печи для извлечения образца и установки новой заготовки. В качестве заготовки для СПФ использовали вырезанную из стандартного листа сплава ВТ6 плоскую мембрану в виде диска диаметром 60 мм, толщиной 1.0 мм.

а)



б)



Рис. 5.2 - Схема штампового блока (а) и пресс-форма, матрицы (б)

01-промежуточная труба, 02- крышка, 03- заготовка, 04 – матрица

05 – пресс-форма, 06 – промежуточная стойка, 07 – стол пресса,

08 – накладка, 09 – винт, 10 – фиксирующее кольцо, 11- выталкиватель

Спроектированный штамповый блок имеет две секции: верхнюю и нижнюю. Нижняя секция, монтирующаяся на неподвижном столе пресса 07, состоит из пресс-формы 05, промежуточной стойки 06, накладки 08, фиксирующего кольца 10 и винтов для устранения отклонения от оси двух частей штампа. Верхняя секция, передвигающаяся вместе с плунжером пресса, содержит крышку 02 с элементами герметизации в виде кольцевого выступа треугольного сечения, расположенного над соответствующей по диаметру кольцевой канавкой, выполненной на опорной плоскости пресс-формы 05, и промежуточную трубу 01, непосредственно монтируемую на плунжере пресса и на которой установятся система водоохлаждения 04 и газопроводные трубки 10 (рис. 5.1).

Кроме этого на рисунке 2 показаны заготовка 03 и матрица 04, помещающиеся в полости пресс-формы 05, и выталкиватель 11 для обеспечения доступа к пресс-форме с матрицей и деталью из печи после СПФ.

В нижней части пресс-формы предусмотрены отверстия для удаления воздуха из внутренних полостей матриц и штампа, а также выталкивания матрицы вместе с изделием после СПФ специальными штыревыми выталкивателями.

Учитывая условия работы штампового блока в процессе СПФ (длительное время выдержки при высокой температуре и большое давление) в качестве материала для изготовления матриц, пресс-формы и крышки штампа использовалась жаропрочная сталь марки 20Х23Н18 (ГОСТ 5632-72), характеристики которой были показаны в главе 3. Остальные детали, относящиеся к штамповому блоку, изготовлены из стали марки 45 (ГОСТ 8479-70).

5.3. Проведение экспериментов по сверхпластической формовке оболочек

Исходя из перспектив использования технологии СПФ для производства тонкостенных оболочек, в частности, таких как крышки, кожухи, емкости, корпусные детали, на которых могут быть рифты или рельефы для жесткости, теплоотвода или декорации, были определены исследовательские задачи, они

состояли в исследовании закономерностей формоизменения оболочек, способности заполнения материала в гравюру матрицы, и влияния структуры исходной заготовки на полученное при сверхпластической формовке изделие. Кроме этого рассмотрены закономерности изменения структуры материала при различных технологических режимах. Поэтому при определении типов экспериментальных образцов оболочек исходили из принципа рационального разнообразия, достаточного для того, чтобы сделать верные выводы о возможности воспроизведения достаточно простых макро- и микро-элементов формуемого изделия при реальном формоизменении тонкой заготовки в процессе СПФ. В связи с изложенным, в настоящем разделе эксперименты проводили для следующих типов оболочек и схем формовки (рис. 5.3):

- купол (свободная формовка).
- оболочки с продольными рифтами.
- оболочки с различным типом рельефов .

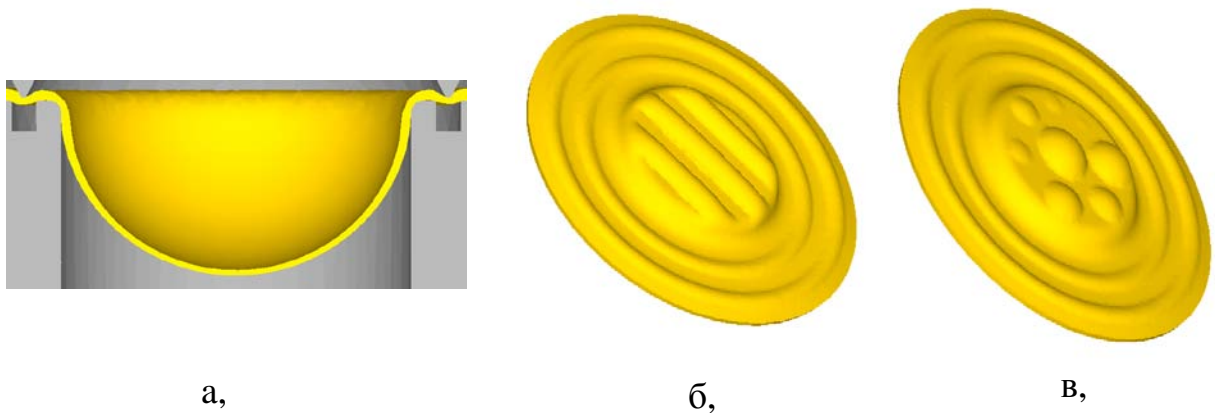


Рис. 5.3 - Типы изделия, получаемого при СПФ

а- купол; б- оболочки с продольными рифтами; в- оболочки с различным типом рельефов

На установке, показанной на рис. 5.1 автором были проведены эксперименты по СПФ оболочек из листа толщиной 1мм сплава ВТ6 с горячекатанной структурой. Из листов этого были подготовлены заготовки диаметром 60мм. Эксперименты проводили следующим образом (основные этапы эксперимента приведены на рис. 5.4):

*а**б**в**г**д**ж*

Рис. 5.4 - Основные этапы проведения экспериментов по СПФ

а – вырубка заготовки, б – укладка заготовки в пресс-форму, в- помещение пресс-формы в изотермический блок, г - процесс нагрева и формовки, д – извлечение пресс-формы после СПФ, ж – пресс-форма с образцом после СПФ

Вырубленную в размер заготовку укладывали в предварительно нагретую пресс-форму 05 с соответствующей матрицей. Специальным держателем помещали пресс-форму в штамповый блок, находившийся в нагретой электропечи. В время восстановления температуры печи до установленного уровня СПД осуществляли под-прессовку штампового блока гидравлическим прессом с целью образования герметизирующих рифтов.

Далее, после достижения заготовкой температуры СПФ, не снимая усилия пресса, подавали сжатый газ в пространство между крышкой штампового блока и заготовкой, фиксировали время начала СПФ и отслеживали заданную продолжительность формовки. После этого газовое давление внутри штампа сбрасывали, с помощью специального выталкивателя доставали штамповый блок из печи и извлекали готовую оболочку из штампа.

Давление P формующей среды аргона предварительно определяли по результатам моделирования с помощью компьютерной программы *Deform-3D* (глава 4).

По результатам экспериментов были построены эпюры распределения толщин стенок оболочек, исходными данными для которых послужили результаты замеров на микроскопе *Axio Observer Dlm*, технические параметры которого показаны в главе 2.

С помощью компьютерных программ (глава 2) обрабатывали полученные данные эксперимента и строили нужные графики для анализа и оценки способности формообразования, и также эволюции микроструктуры материала при СПФ.

5.4. Исследование СПФ листов из сплава ВТ6 при различных технологических параметрах.

5.4.1 Свободная формовка куполов

Одной из основных стадий СПФ оболочек является свободная формовка. При этом формовка заключается в свободном выдувании заготовки под действием избыточного давления газа в полость матрицы и завершается при касании

поверхностью оболочки рабочей поверхности гравюры матрицы. Наблюдение характера течения материалов при свободной формовке при разных условиях СПД позволяет оценить их способность к формовке в состоянии сверхпластичности.

При свободной формовке формообразование осуществляется без оформления гравюры матрицы. Заготовка формовалась через отверстие пресс-формы диаметром 28 мм ($r_0 = 14$ мм) при различном давлении газа. При этом в пресс-форме матрица отсутствовала. Высота получаемого купола определяется деформационной способностью материала при этих условиях.

На основе результатов моделирования, выполненного в главе 4, проводили испытание СПФ с давлением газа 1,2; 1,6; 2 МПа для определения оптимальной величины значения давления газа при оптимальной температуре 900°C , показанной в главе 3, для титанового сплава ВТ6. Заготовки вырезали из листов толщиной 1 мм диаметром 60 мм.

Зависимость относительной высоты H купола от времени формовки τ при различном давлении газа показана на рис. 5.5 [85].

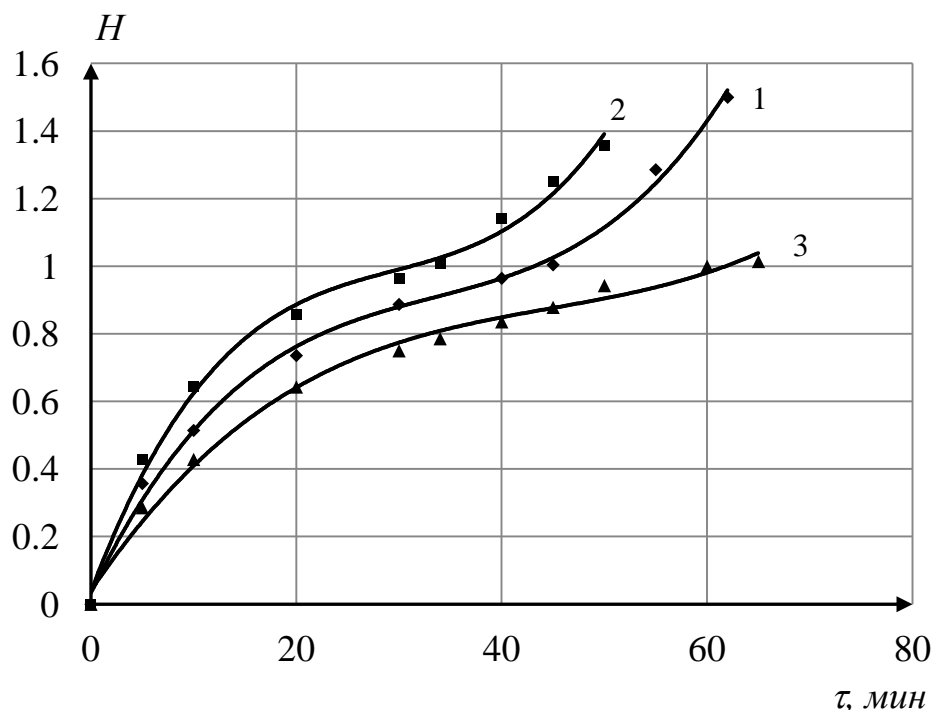


Рис. 5.5 - Зависимость относительной высоты H от времени формовки τ при различных давлениях газа P : 1 - 1,6 МПа; 2 – 2 МПа; 3 - 1,2 МПа

Результаты исследования показали, что при давлении равном 1,2 МПа процесс формовки проходил достаточно медленно (в течение 65 мин) и купол оформился не полностью. При давлении 2 МПа формовка проходила быстрее (50 минут), но после формовки образовался разрыв в вершине оболочки. Наиболее качественный образец был получен при давлении 1,6 МПа. При этом максимальная относительная высота купола $H = h/r_o$ (h - высота купола) составила 1,5 при технологически приемлемом времени формовки 62 мин. Стадии формовки оболочки при давлении 1,6 МПа показаны на рис. 5.6.



Рис. 5.6 – Процесс формообразования оболочек при СПФ сплава ВТ6,

$$T = 900^0\text{C и } P = 1,6 \text{ МПа.}$$

На основе замеров для образцов, полученных после СПФ с разной длительностью, и по результатам расчетов, приведенному в таблице 5.1, были построены графики скорости деформации и утонения толщины стенок оболочек при оптимальном давлении газа.

При свободной формовке с постоянным давлением, скорость деформации в вершине купола (ξ_e) меняется. На рисунке 5.7 приведена зависимость скорости деформации в вершине от относительной высоты купола H , полученного при оптимальных параметрах формовки ($\tau = 62$ мин, $T = 900^0\text{C}$, $P = 1,6$ МПа). При этом эффективная скорость деформации ξ_e изменяется от $1,0 \cdot 10^{-4} \text{c}^{-1}$ до $2,2 \cdot 10^{-3} \text{c}^{-1}$, что соответствует диапазону с достаточно высокими показателями скоростной чувствительности $m > 0,3$ [11].

Относительная толщина в вершине купола s/s_o (s_o и s - начальная и текущая толщина оболочки соответственно) при $P = 1,6$ МПа и времени формовки 62 мин монотонно убывает в зависимости от H , достигая при $H = 1,5$ величины $s/s_o = 0,1$, что соответствует эффективной степени деформации по толщине стенки $\varepsilon = 2,3$

или относительной $e_s = (s_o - s_k)/s_o = 90\%$. На рисунке 5.8 представлены зависимости относительной толщины стенок (а) и эффективной степени деформации (б) в вершине купола от относительной высоты.

Таблица 5.1 – Высота и толщина на вершине куполов после свободной формовки с давлением $P = 1,6$ МПа и температурой $T = 900^\circ\text{C}$

номер	Время τ , мин		Высота купола	Толщина на вершине (s)	$s_o - s$	Степень деформации по логарифму (e_s)	Степень деформации по проценту e_s , %
	Нагрев	СПФ					
11	17	5	5	0,93	0,07	-0,07	7
10	16	10	7,2	0,91	0,09	-0,09	9
9	16	20	10,3	0,74	0,26	-0,30	26
8	17	30	12,42	0,66	0,34	-0,42	34
7	16	40	13,5	0,58	0,42	-0,54	42
6	16	45	14,06	0,54	0,46	-0,62	46
26	16	55	18	0,3	0,7	-1,20	70
12	17	62	21	0,1	0,9	-2,30	90

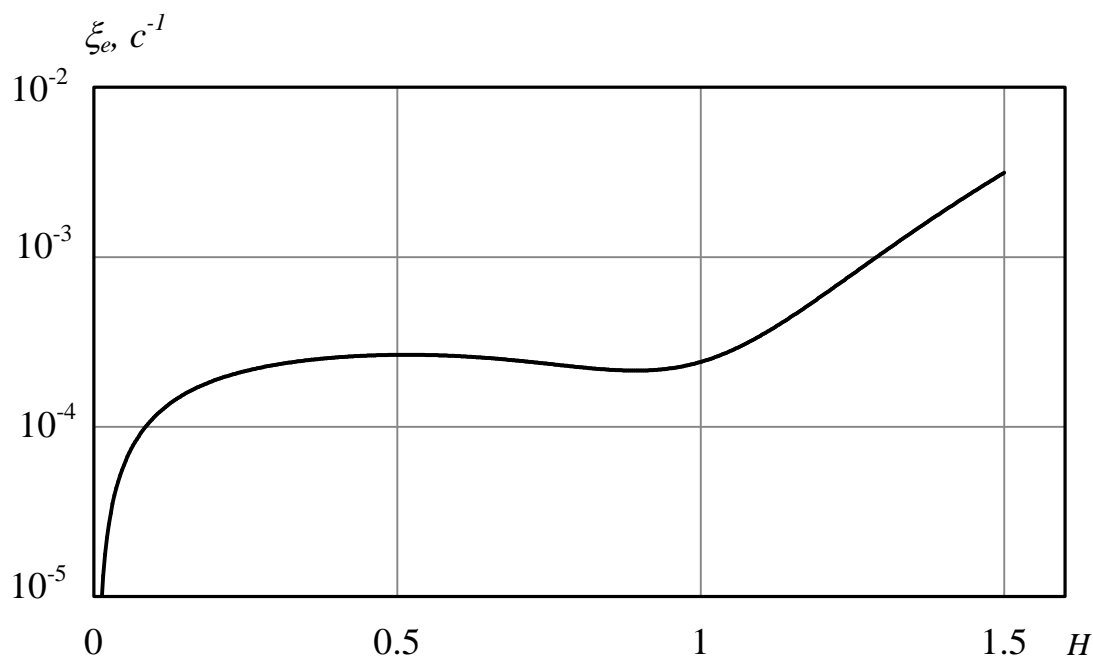


Рис. 5.7 - Скорости деформации ξ_e от относительной высоты H при $P = 1,6$ МПа.

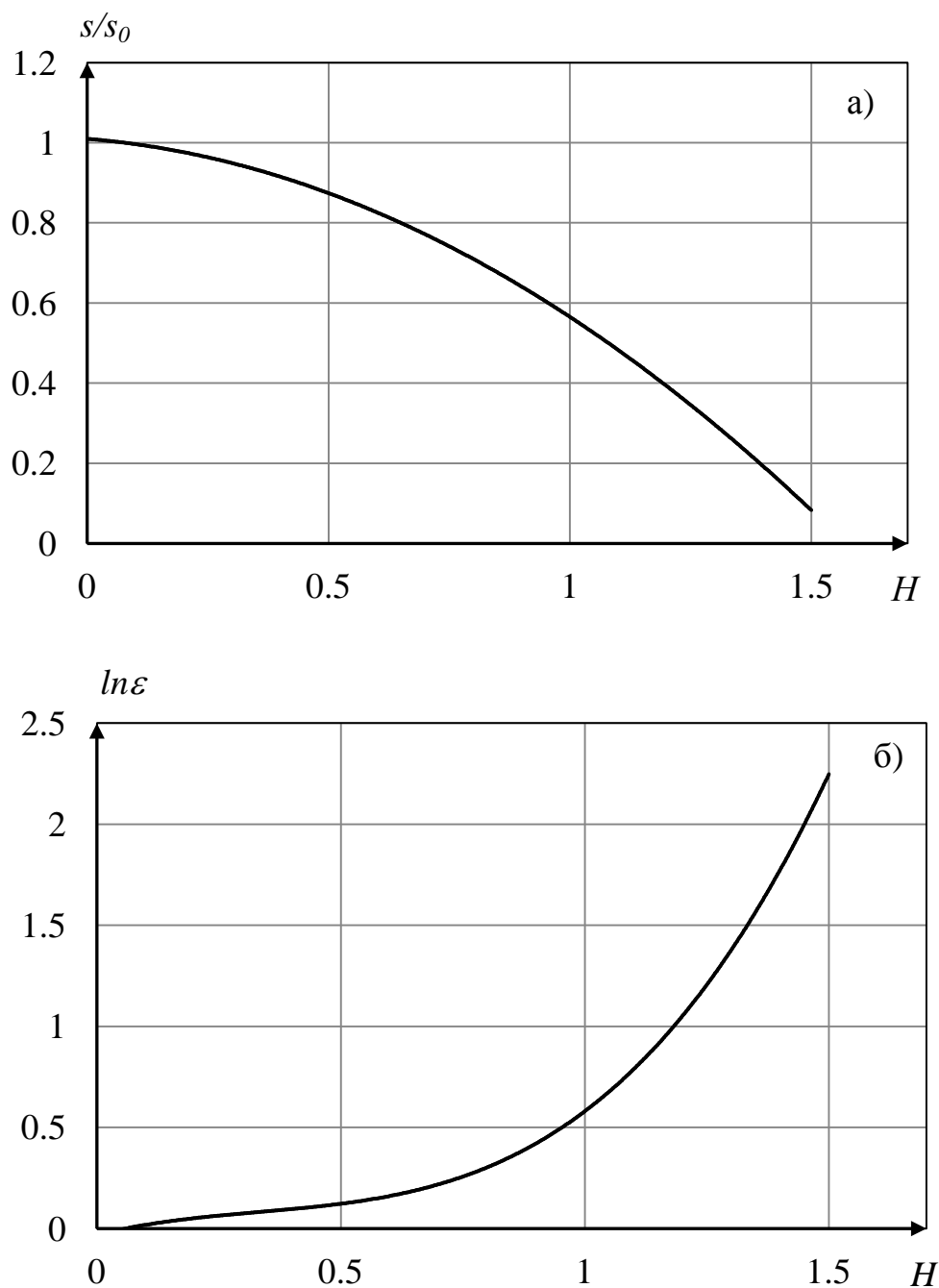


Рис. 5.8 - Зависимость относительной толщины (а) и эффективной степени деформации (б) в вершине купола от относительной высоты H при давлении газа $P = 1,6$ МПа

Как показали результаты технологически проб по формовке оболочек в виде купола из листов сплава ВТ6 толщиной 1,0 мм с размером зерна 7-8 мкм, оптимальными являются давление $1,6 \pm 0,5$ МПа, а скорость деформации $1,1 \cdot 10^{-4} \div 2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Для исследования неравномерности утонений стенок и факторов, влияющих на нее, были измерены толщины стенок отформованных оболочек по её контуру, полученных после СПФ по различному технологическому режиму. Схема измерения толщины стенок и результаты замера размеров, вычисления степени деформации по профилю полусферы ($H = 1$) на образцах, вырезанных в продольном (Д) и поперечном (П) направлении прокатки полусферы №1, в случайном направлении полусферы №2, представлены на рис. 5.9, в таб. 5.2 и 5.3 (полусфера №1 получилась после СПФ оптимальным давлением 1,6 МПа, времени 45 мин и полусфера №2 давлением 2 МПа, времени 34 мин).

Таблица 5.2 – Толщины стенки полусферы по контуру полусферы.

(Д - Вдоль направления прокатки; П - поперечное направление прокатки)

Точки	образец №1				образец №2	
	S_d , мм (Д)	$S_0 - S_d$	S_p , мм (П)	$S_0 - S_p$	S , мм	$S_0 - S$
1	0,98	0,02	0,98	0,02	0,98	0,02
2	0,80	0,20	0,76	0,24	0,68	0,32
3	0,85	0,15	0,81	0,19	0,89	0,11
4	0,78	0,22	0,73	0,28	0,83	0,17
5	0,71	0,30	0,68	0,32	0,76	0,24
6	0,64	0,36	0,63	0,37	0,68	0,32
7	0,61	0,39	0,60	0,40	0,62	0,38
8	0,58	0,42	0,57	0,43	0,57	0,43
9	0,56	0,44	0,55	0,45	0,52	0,48
10	0,55	0,45	0,55	0,45	0,47	0,53
11	0,54	0,46	0,54	0,46	0,44	0,56
12	0,55	0,45	0,55	0,45	0,47	0,53
13	0,56	0,44	0,55	0,45	0,52	0,48
14	0,58	0,42	0,57	0,43	0,57	0,43
15	0,61	0,39	0,60	0,40	0,62	0,38
16	0,64	0,36	0,63	0,37	0,68	0,32
17	0,71	0,30	0,68	0,32	0,76	0,24
18	0,78	0,22	0,73	0,28	0,83	0,17
19	0,85	0,15	0,81	0,19	0,89	0,11
20	0,80	0,20	0,76	0,24	0,68	0,32
21	0,98	0,02	0,98	0,02	0,98	0,02

Таблица 5.3– Степень и скорость деформации по контуру полусферы.

(Д - Вдоль направления прокатки; П - поперечное направление прокатки)

Точки	образец №1						образец №2		
	ϵ_d (ln)	ϵ_d (%)	ξ_d (1/c)	ϵ_p (ln)	ϵ_p (%)	ξ_d (1/c)	ϵ (ln)	ϵ (%)	ξ (1/c)
1	-0,02	2	7,5E-06	-0,02	2	7,5E-06	-0,02	2	9,6E-06
2	-0,22	20	8,3E-05	-0,27	24	0,0001	-0,39	32	0,00018
3	-0,16	15	6E-05	-0,21	19	7,8E-05	-0,12	11	5,5E-05
4	-0,25	22	9,2E-05	-0,32	27,5	0,00012	-0,19	17	8,9E-05
5	-0,35	29,5	0,00013	-0,38	31,8	0,00014	-0,27	24	0,00013
6	-0,44	35,6	0,00016	-0,46	37,1	0,00017	-0,39	32	0,00018
7	-0,5	39,3	0,00018	-0,51	40,2	0,00019	-0,48	38	0,00023
8	-0,54	42	0,0002	-0,56	42,8	0,00021	-0,56	43	0,00027
9	-0,58	44	0,00021	-0,59	44,6	0,00022	-0,65	48	0,00031
10	-0,6	45	0,00022	-0,61	45,4	0,00022	-0,76	53	0,00036
11	-0,62	46	0,00023	-0,62	46	0,00023	-0,82	56	0,00039
12	-0,6	45	0,00022	-0,61	45,4	0,00022	-0,76	53	0,00036
13	-0,58	44	0,00021	-0,59	44,6	0,00022	-0,65	48	0,00031
14	-0,54	42	0,0002	-0,56	42,8	0,00021	-0,56	43	0,00027
15	-0,5	39,3	0,00018	-0,51	40,2	0,00019	-0,48	38	0,00023
16	-0,44	35,6	0,00016	-0,46	37,1	0,00017	-0,39	32	0,00018
17	-0,35	29,5	0,00013	-0,38	31,8	0,00014	-0,27	24	0,00013
18	-0,25	22	9,2E-05	-0,32	27,5	0,00012	-0,19	17	8,9E-05
19	-0,16	15	6E-05	-0,21	19	7,8E-05	-0,12	11	5,5E-05
20	-0,22	20	8,3E-05	-0,27	24	0,0001	-0,39	32	0,00018
21	-0,02	2	7,5E-06	-0,02	2	7,5E-06	-0,02	2	9,6E-06

Исходя из полученных данных были построены соответствующие графики распределения толщины стенок и степени деформации по контуру полусфер.

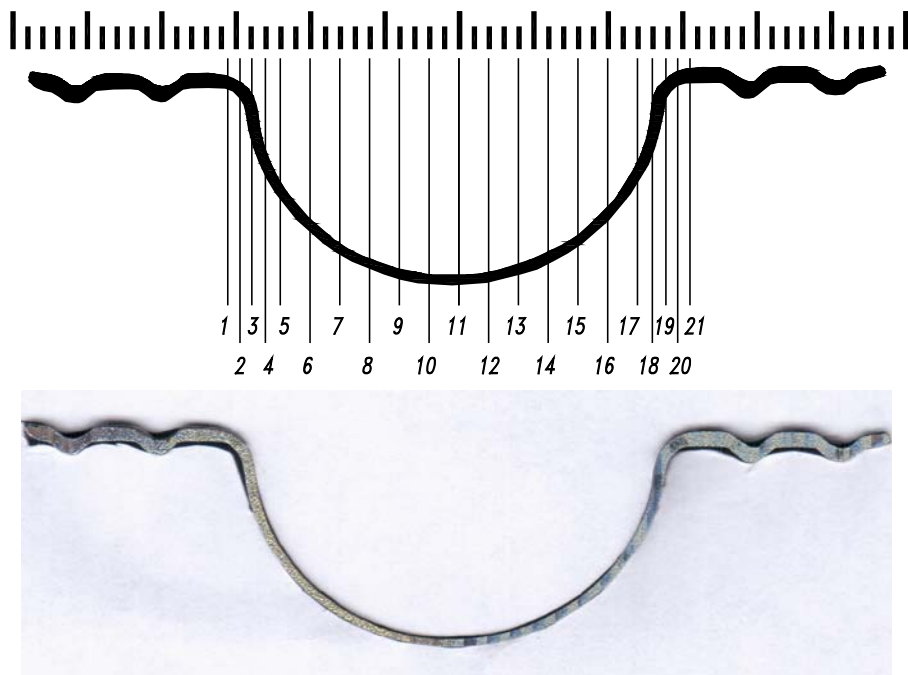


Рис. 5.9 - Схема измерения толщины стенок полусферы

На рис. 5.10 приведены графики распределения толщины и степени деформации по контуру полусферы №1 на сечениях, вырезанных в продольном (Д) и поперечном (П) направлении прокатки [86]. Неравномерность деформации по образующей оболочки, неизбежно возникающая при свободной формовке оболочек, приводит к неравномерному утонению деформируемой мембраны. Средняя разнотолщинность $\frac{s_{max} - s_{min}}{s_{max}} 100\%$ возрастает с ростом относительной высоты H и для данной полусферы составляет 36%.

Кроме абсолютного минимума толщины изделия в вершине купола также наблюдается локальный минимум в основании купола. Различие по толщине стенок полусфер и степени деформации по радиусу в куполе, измеренное в двух сечениях, соответствующих продольному (Д) и поперечному (П) направлению прокатки, не велико. Максимальное отличие в утонении стенок между двумя сечениями полусферы наблюдается в основании купола, но и оно не превышает 4%. Что объясняется равноосностью и однородностью микроструктуры материала в продольном и поперечном направлениях, как до, так и после процесса СПФ.

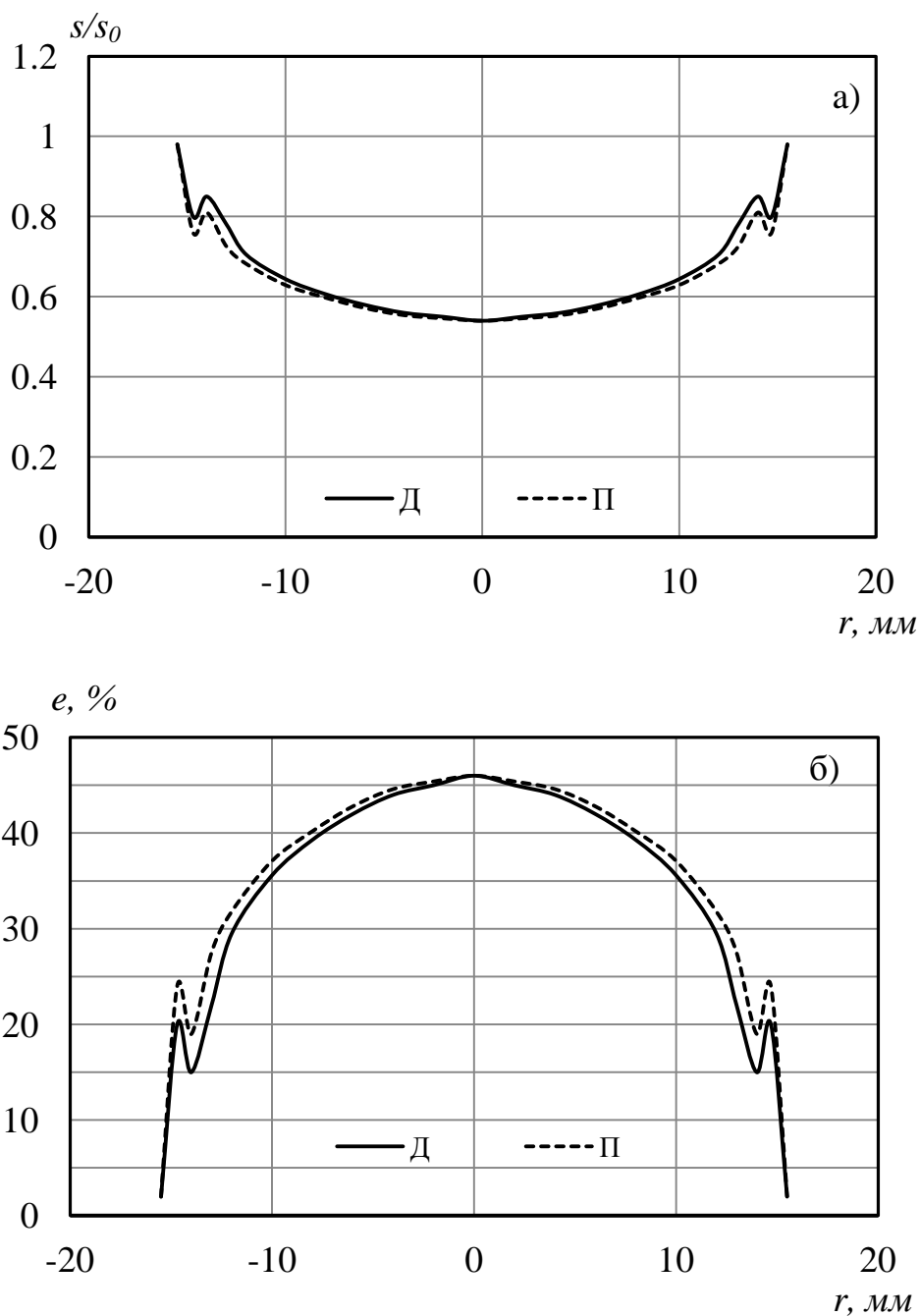


Рис. 5.10 - распределение толщины стенок (а) и степени деформации (б) по радиусу полусферы при $P = 1,6$ МПа; $T = 900^{\circ}\text{C}$

Д – Вдоль направления прокатки; П- поперек направления прокатки

На рисунке 5.11 проведены фотографии микроструктуры и графики распределения размеров зерен по продольному (Д) и поперечному (П) направлению прокатки в разных местах полусферы, полученной при СПФ давлением $P = 1,6$ МПа и температурой $T = 900^{\circ}$.

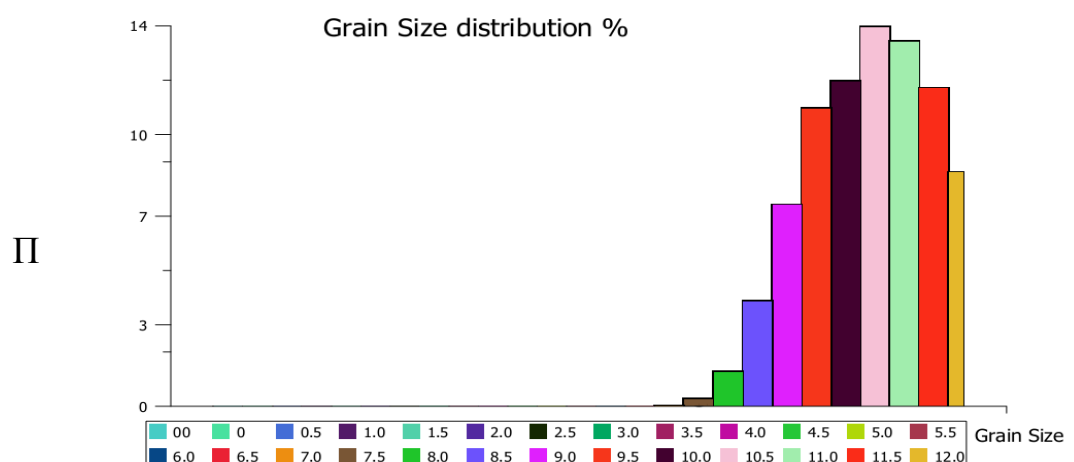
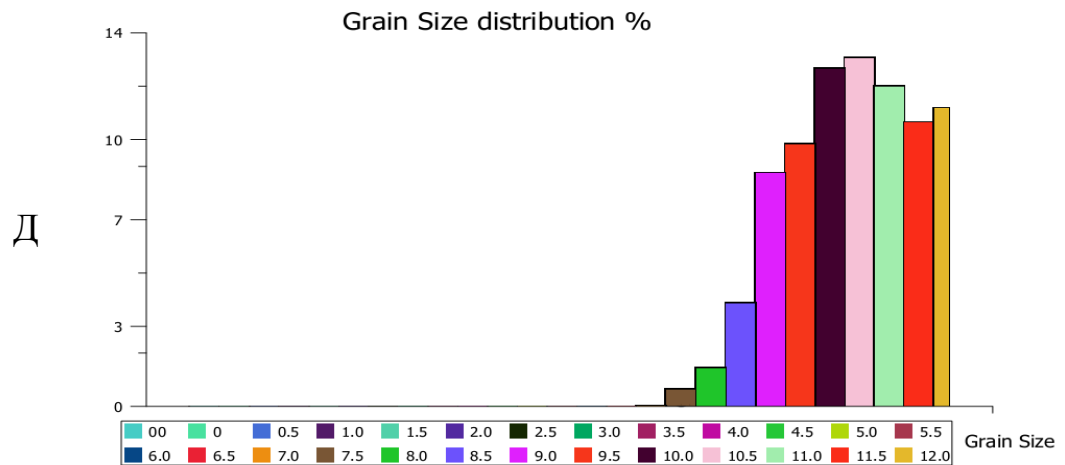
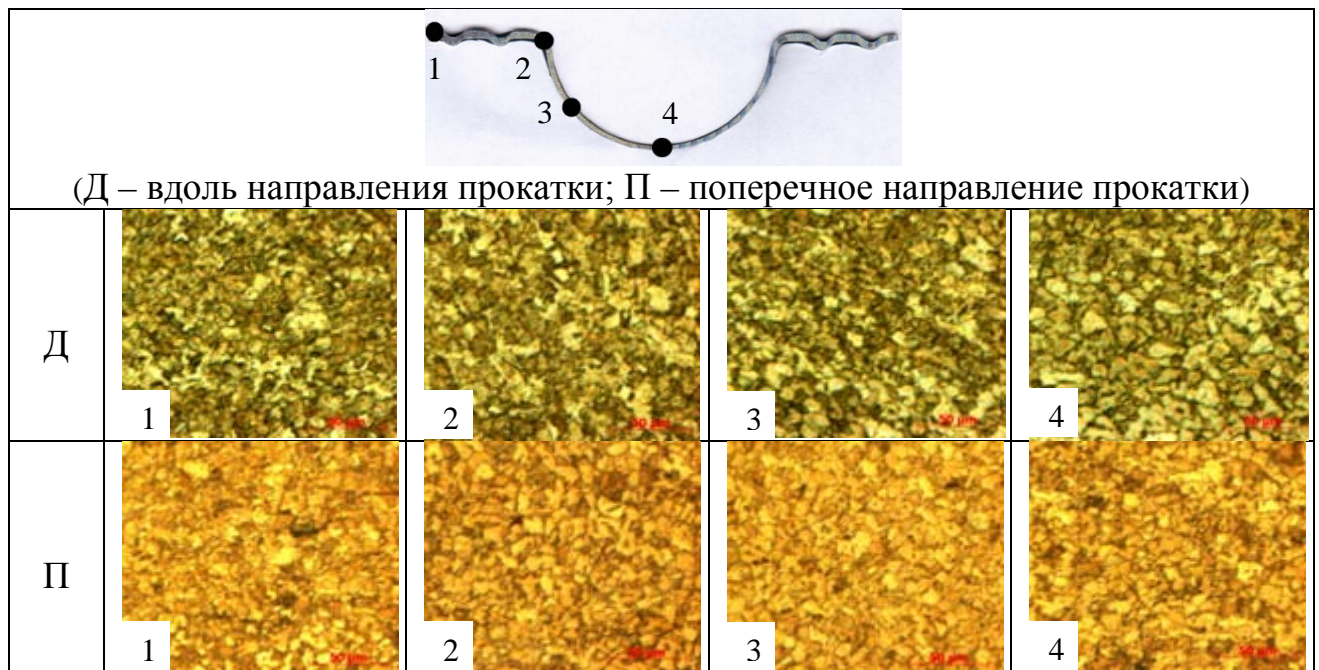


Рис. 5.11 – Фотографии микроструктуры увеличения $\times 200$ и графики распределения размеров зерен полусферы (участок №3) после СПФ $P = 1,6$ МПа, $T = 900^{\circ}\text{C}$.

Видно, что их микроструктура одинакова в соответствующих местах и средний размер зерен примерно составляет 9,3 мкм. Однако на начальной стадии формообразования, когда проходит деформация вблизи основания полусферы, доля вытянутых зерен на образцах, вырезанных вдоль направления прокатки больше, чем в поперечном. Видимо, процессы динамической рекристаллизации, проходящей при СПД, еще не привели к устранению текстур, существующие в исходном листе. Поэтому на этой стадии способность материала к деформации вдоль направления прокатки (Д) идет без образования шейки в отличие от поперечного (П) в основании полусфер. Это причина приводит к разнице толщины стенок между различными участками образцов. В дальнейшем влияние направления прокатки нивелируется в результате динамической рекристаллизации при СПФ.

Для оценки влияния скорости деформации на способность материала к формообразованию и процесс изменения микроструктуры проводили свободную выдувку заготовок с разным давлением $P = 1,6$ МПа и 2 МПа, но при одной температуре. На основе результатов, показанных в таблице 5.3, были построены графики распределения толщины стенок и степени деформации по радиусу полусфер №1 и №2, приведенные на рис. 5.12.

Скорость деформации возрастает при увеличении давления газа, необходимое время для получения полусферы уменьшилось до 34 мин при $P = 2$ МПа. Однако при этом разнотолщинность по сечению полусферы резко возросла на 50,1%, степень деформации в области вершины полусферы увеличивается и достигает 56%. Неоднородность деформации, которая приводит к неравномерному утонению деформируемой заготовки в этом случае, объясняется тем, что коэффициент скоростной чувствительности m заметно уменьшается при увеличении скорости деформации. При приближении формы купола к сферической наблюдается возрастание скорости деформации в вершине, скорость деформации значительно превышает значение подходящее для реализации условий СПД, этим и объясняется образование разрывов в вершине купола.

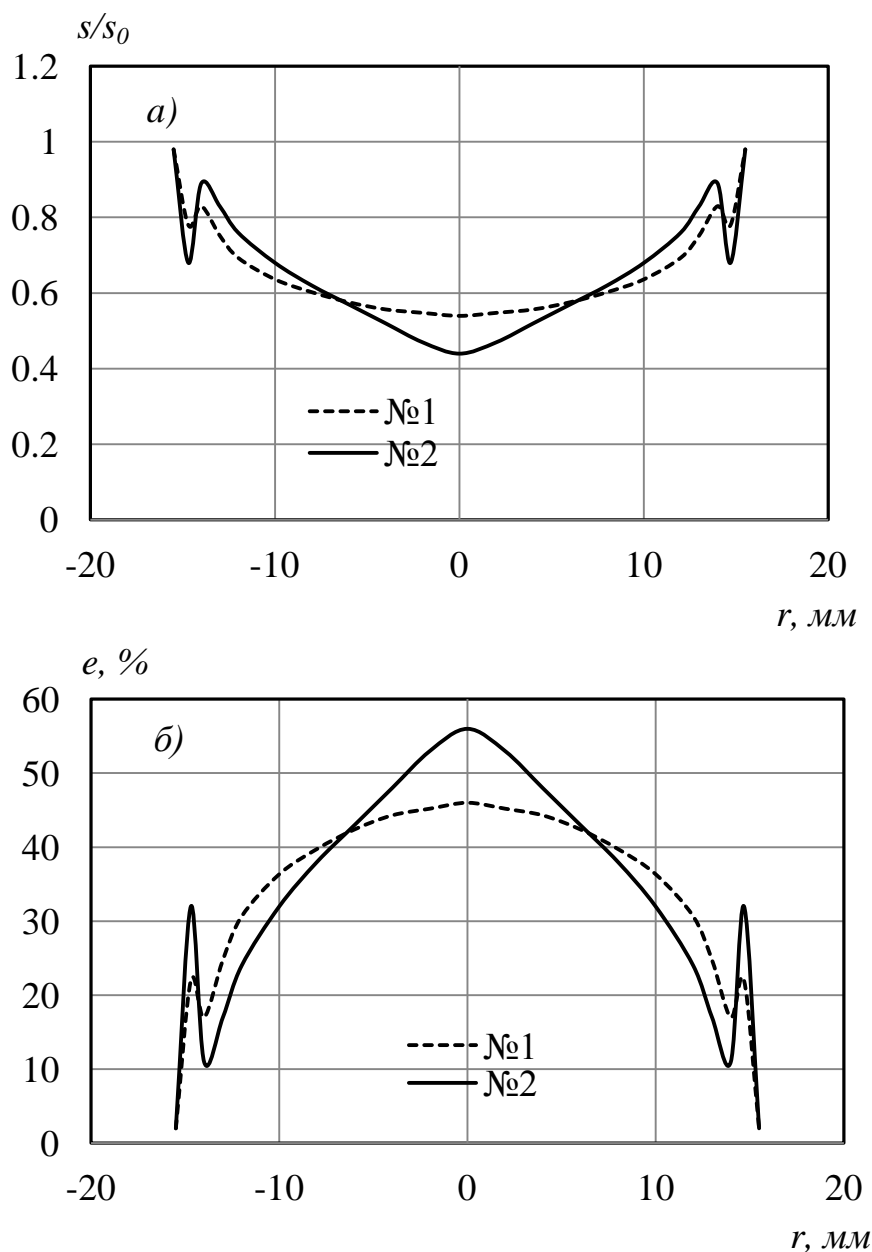


Рис. 5.12 - Распределение толщины стенок (а) и степени деформации (б) по радиусу полусферы при $P = 1,6$ МПа (№1) и $P = 2$ МПа (№2).

Результат исследования микроструктуры для образцов, полученных после СПФ по различным технологическим режимам показал, что по сечению оболочки размер зерна изменяется неравномерно. На рисунке 5.13 представлены микроструктура и зависимость средних размеров зерен от степени деформации для двух образцов №1 и №2 в разных участках полусферы М1, М2, М3, М4.

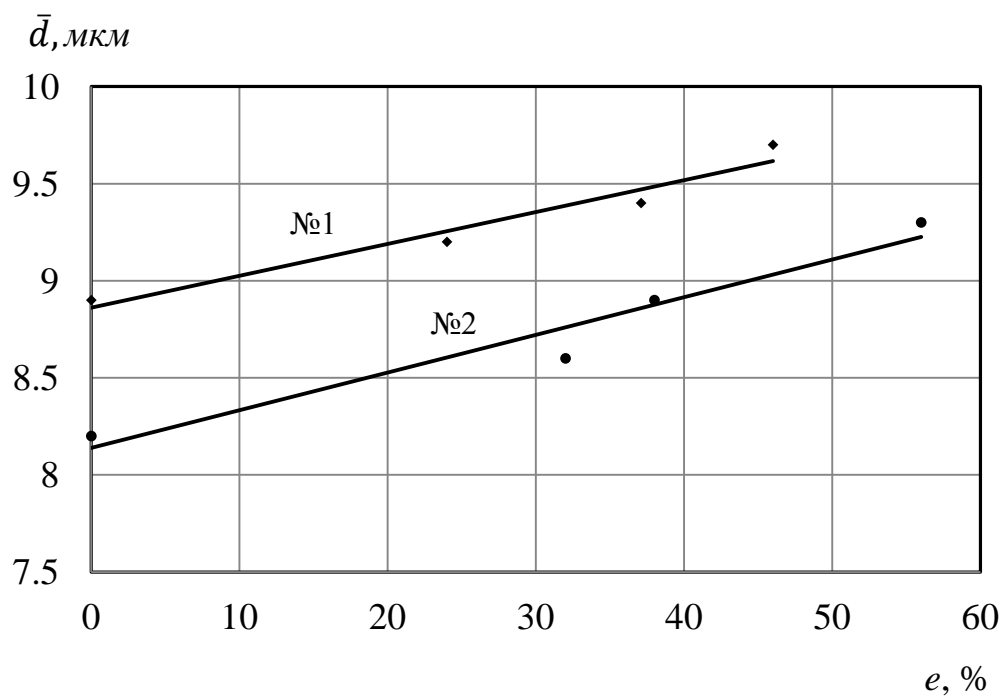
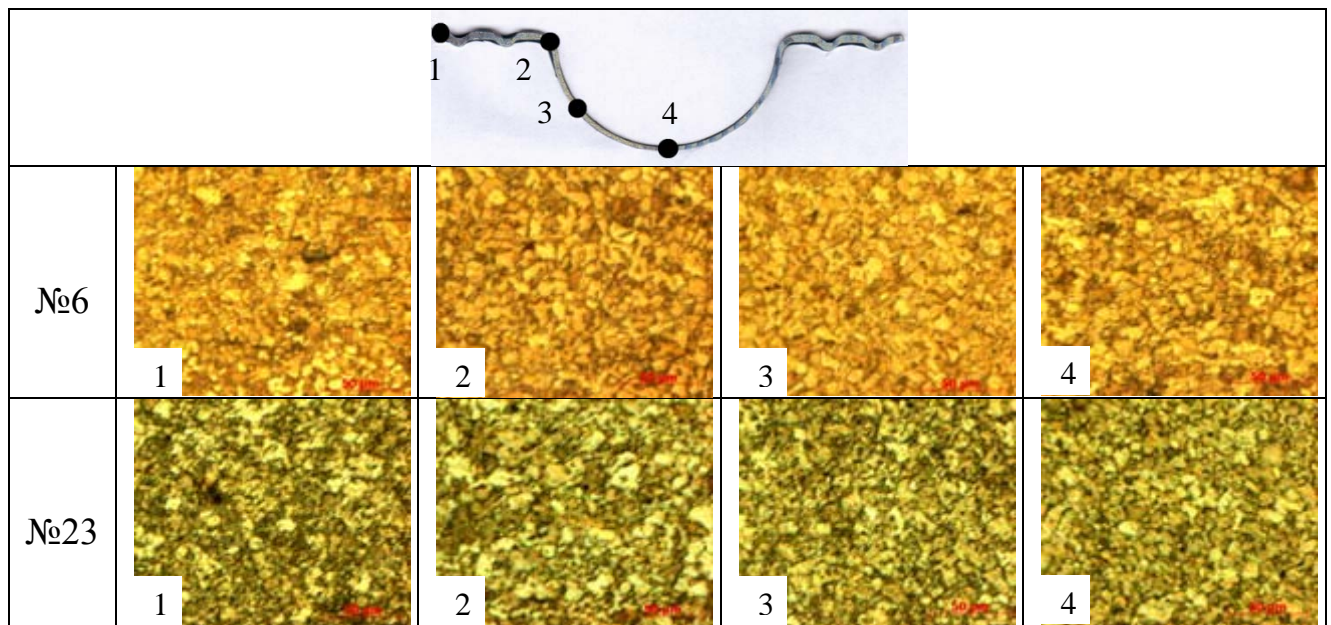


Рис. 5.13 - микроструктура увеличения $\times 200$ и графики зависимости среднего размера зерен от степени деформации после СПФ следующим режимом:

Образец №1: $P = 1,6 \text{ МПа}$, $T = 900^{\circ}\text{C}$, $\tau = 45 \text{ мин}$

Образец №2: $P = 2 \text{ МПа}$, $T = 900^{\circ}\text{C}$, $\tau = 34 \text{ мин}$.

Видно, что несмотря на то, что при СПД зерна, относящие к участкам с большой деформацией, растут несколько сильнее, чем зерно участков с меньшей деформацией или при отжиге (М1), но главной причиной для роста размеров зерен и соответственно уменьшения способности материала к СПД являются процесс нагрева заготовки перед СПФ и время выдержки при СПФ. Образец №2, полученный после СПФ в течении 34 мин, имеет средний размер зерен 8,75 мкм, образец №1, полученный после СПФ в течении 45 мин, - 9,3 мкм. Если продолжать увеличивать время выдержки СПФ, тогда средний размер зерен превысит 10 мкм, материал потеряет способность к СПД и начнется пластическая деформация с образованием “шейки”, что приведет к образованию разрывов стенки в вершине оболочки. На рисунке 5.14 приведены графики распределения размеров зерен в вершине полусфер, в котором происходит самая сильная деформация. В этом участке средний размер зерен достигает 9,3 мкм для образца №2 и 9,7 мкм для образца №1.

Для исследования влияния температуры на способность формообразования материала проводили испытания по СПФ по различным технологическим режимам, результаты которых приведены в таб. 5.4.

Таблица 5.4 – Результаты экспериментов свободной формовки куполов по различным технологическим режимам

Об.	Тем. (°C)	Давление (МПа)	Время τ , мин		Высота купола	Толщина на вершине	Степень деформации по проценту (ϵ_s , %)
			Нагрев	СПФ			
№3	930	1,6	17	10	7,27	0,91	9
№4	930	1,6	16	52	14,1	0,50	50
№1	900	1,6	16	45	14,06	0,54	46
№5	850	1,6	17	30	7,8	0,90	10
№6	850	1,6	17	55	10,56	0,73	27

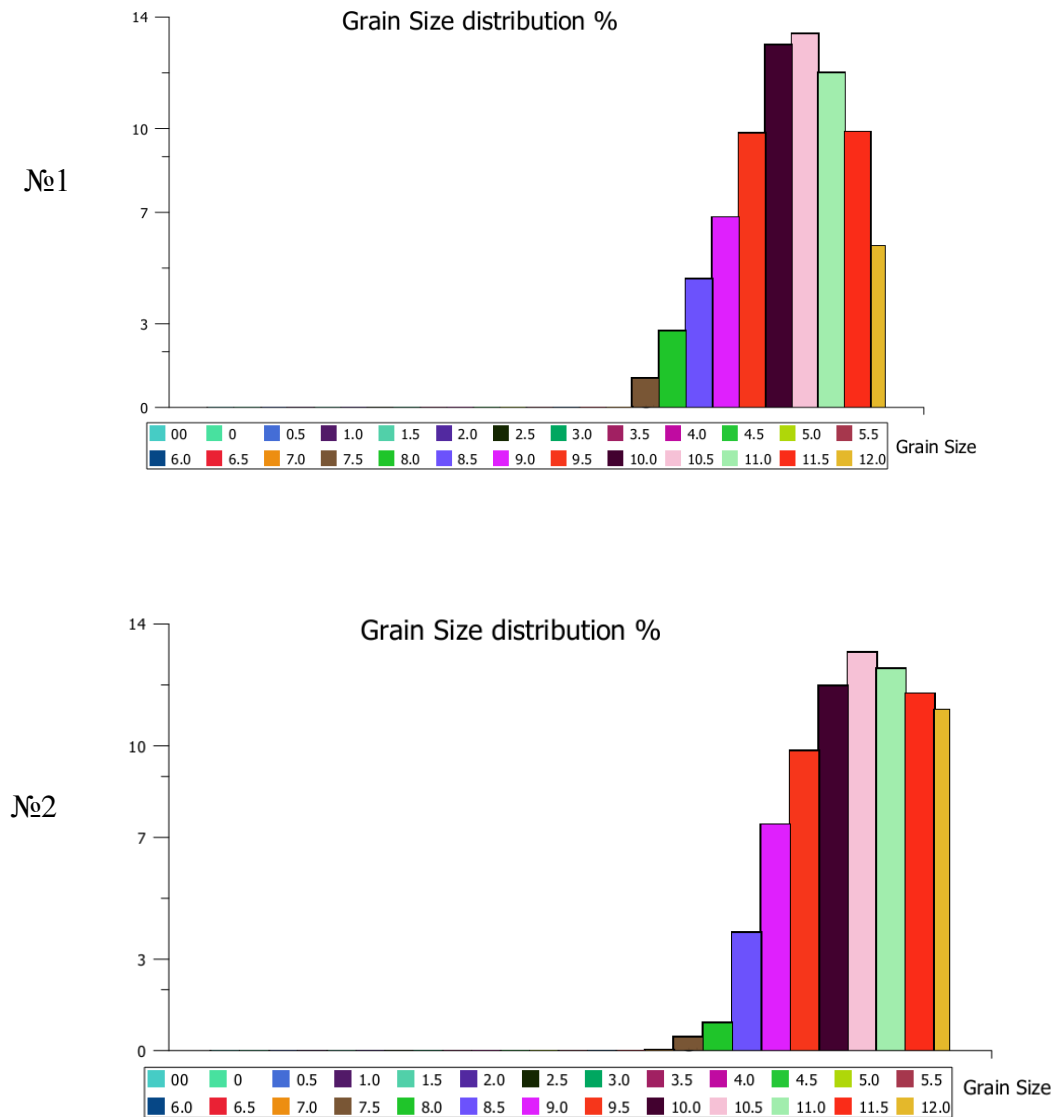


Рис. 5.14 - Распределения размеров зерен в вершине полусферы
(участок М4) для двух образцов

№1: $P = 1,6$ МПа, $\tau = 45$ мин и №2: $P = 2$ МПа, $\tau = 34$ мин

Результаты опытов показали, что при температуре, отличающейся от оптимальной, процесс формовки для получения полусферы совершался медленно в течение 52 мин при температуре равном $T = 930^{\circ}\text{C}$, полусфера оформилась не полностью при температуре равном $T = 850^{\circ}\text{C}$ и времени 55 мин. Купол не оформления объясняется зависимостью микроструктуры сверхпластичных материалов от температуры. При увеличении температуры до температур начала собирательной рекристаллизации происходит интенсивный рост зерен. В связи с

этом деформационная способность материала в условиях СПД уменьшается. Известно, что максимальный эффект сверхпластичности у двухфазных сплавов с мелкозернистой структурой наблюдается при температуре равенства объемного соотношения фаз (оптимальной температуре сверхпластичности). Поэтому отклонение температуры от оптимальной приводит к изменению объемного соотношения фаз и способности к СПД, что проявляется в уменьшении значения показателя скоростной чувствительности m , и как следствие уменьшения возможности формообразования при СПФ.

5.4.2. СПФ оболочек с продольными рифтами

В работе проводили эксперименты по СПФ сложных оболочек в виде продольных рифтов различного сечения из сплава ВТ6. Формовали оболочки с прямолинейными рифтами, форма и размеры сечений которых показаны на рис. 5.15.

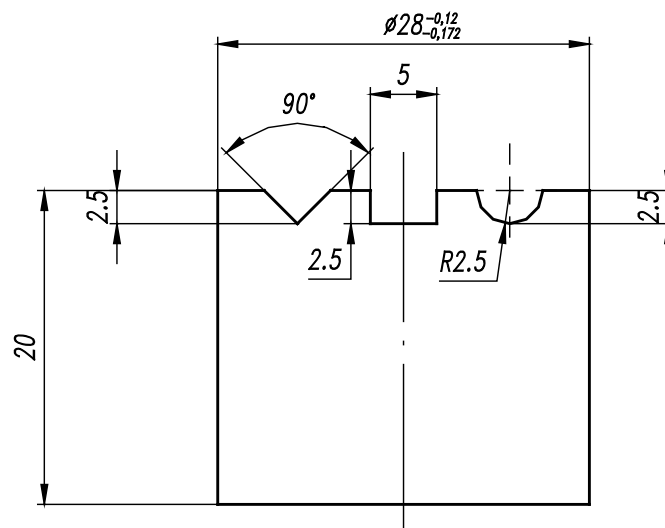


Рис. 5.15 - Матрица и полученное после СПФ изделие.

Испытание по СПФ проводили для двух образцов №7 и №8 по одинаковым режимам: температура $T = 900^{\circ}\text{C}$, давление $P = 2,3 \text{ МПа}$ и время выдержки $\tau = 55$ мин. Образец №7 укладывался в пресс-форме так, чтобы направление прокатки заготовки было параллельно рифтам матрицы, а у образца №8, перпендикулярно к рифту матрицы. В таблице 5.5 приведены результаты замера толщины на участках с максимальной степенью деформации, а именно на участках перегибов листа при образовании рифтов по схеме измерения, показанной на рис. 16.

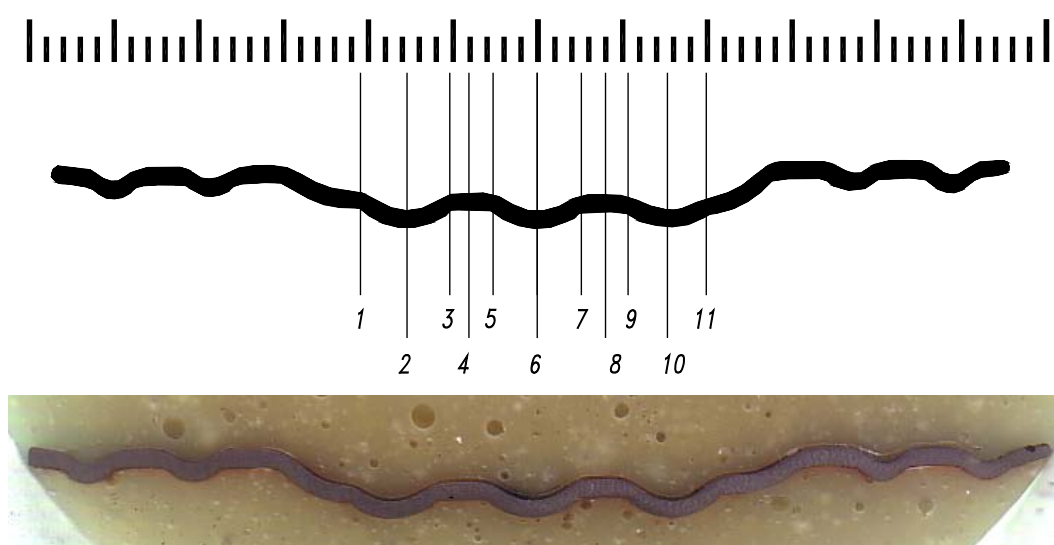


Рис. 5.16 - Схема измерение толщины продольных рифтов.

Таблица. 5.5 – Результаты измерения толщины сечения рифтов.

Точки	толщина (№15) s_{15} , мм	$s_0 - s_{15}$	степень деформации e , %	толщина (№14) s_{14} , мм	$s_0 - s_{14}$	степень деформации e , %
1	0,86	0,14	14	0,85	0,15	15
2	0,92	0,08	8	0,92	0,08	8
3	0,85	0,15	15	0,85	0,15	15
4	0,99	0,01	1	0,99	0,01	1
5	0,84	0,16	16	0,83	0,17	17
6	0,9	0,1	10	0,88	0,12	12
7	0,85	0,15	15	0,84	0,16	16
8	0,98	0,02	2	0,98	0,02	2
9	0,85	0,15	15	0,84	0,16	16
10	0,91	0,09	9	0,9	0,1	10
11	0,86	0,14	14	0,86	0,14	14

Исходя из полученных данных были построены графики распределения степени деформации по местам измерения образцов №7 и №8 (показано на рис. 5.17).

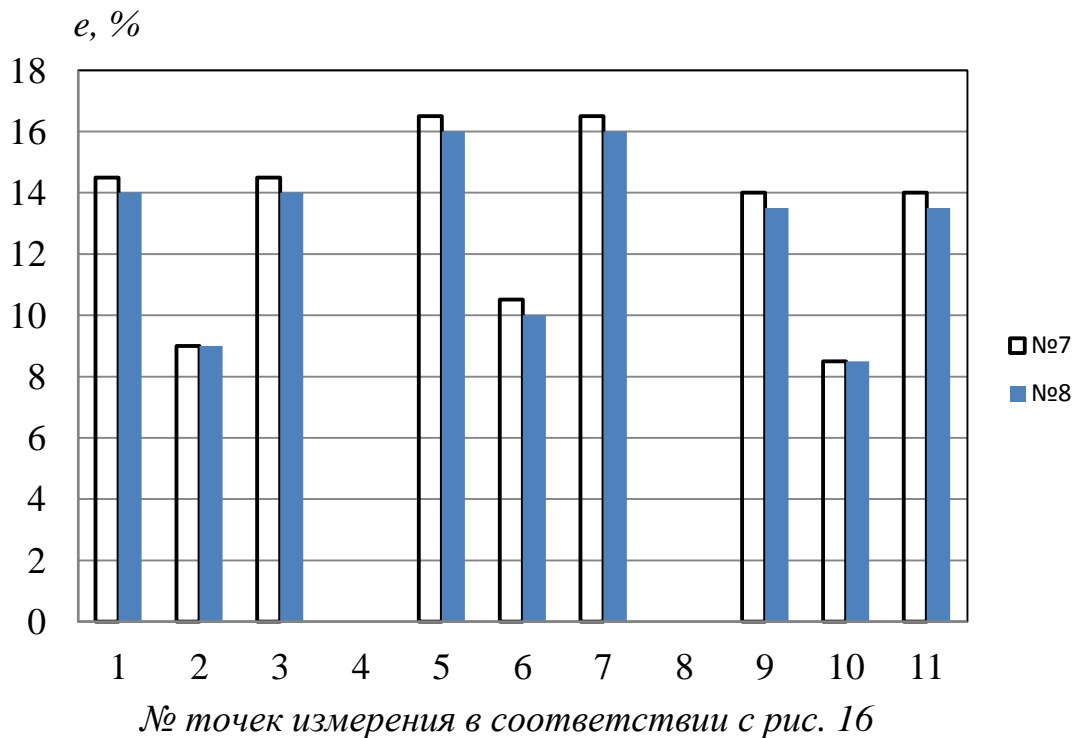


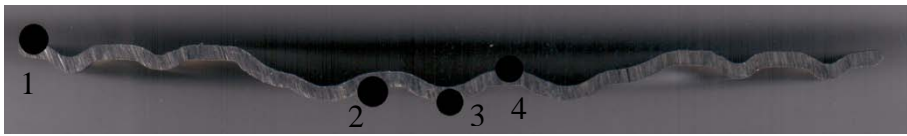

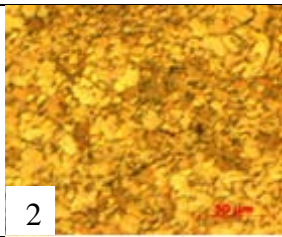
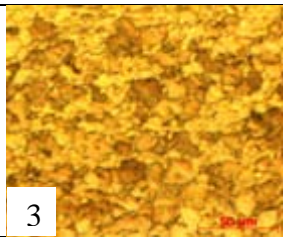
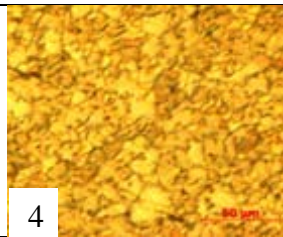
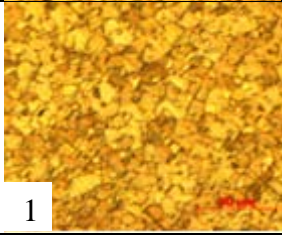
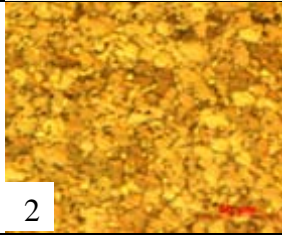
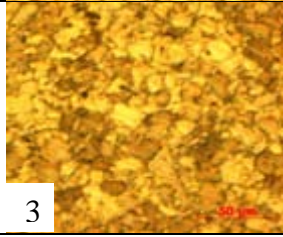
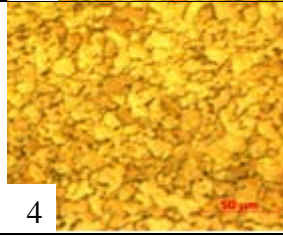
Рис. 5.17 - Распределение степени деформации по местам замера

- №7: рифты параллельны направлению прокатки заготовки

- №8: рифты перпендикулярно к направлению прокатки заготовки

При исследовании профиля сечений двух образцов №7 и №8 видно, что хотя давление газа достигает максимального допустимого значения (2,3 МПа) и формообразование длится достаточно долго (55 мин), материал не полностью заполняется в гравюру штампа. Различие по всему сечению в обоих образцах не велико. Максимальное отличие в утонении стенок между двумя образцов не превышает 0,5%. Однако степень деформации в областях, которые соприкасаются с рифтами матрицы больше, чем в остальных участках. Металлографические исследования показали, что форма и размер зерен в обоих направлениях прокатки примерно одинаковы. Равномерность и одноосность их микроструктуры является результатом динамической рекристаллизации в процессе СПФ, когда образуется большое число грубых зерен. На рис. 5.18 приведены фотографии микроструктуры из разных областей образцов и распределение размеров зерен

(участок МЗ). Средний размер зерен достигает 10,8 мкм и превышает допустимое значение для проявления сверхпластичности материала. Поэтому при этом материал не склонен к СПФ.

Об.	 <p>Технологический режим: $T = 900^{\circ}$, $P = 2,3$ МПа, $t = 55$ мин</p>			
№7				
№8				

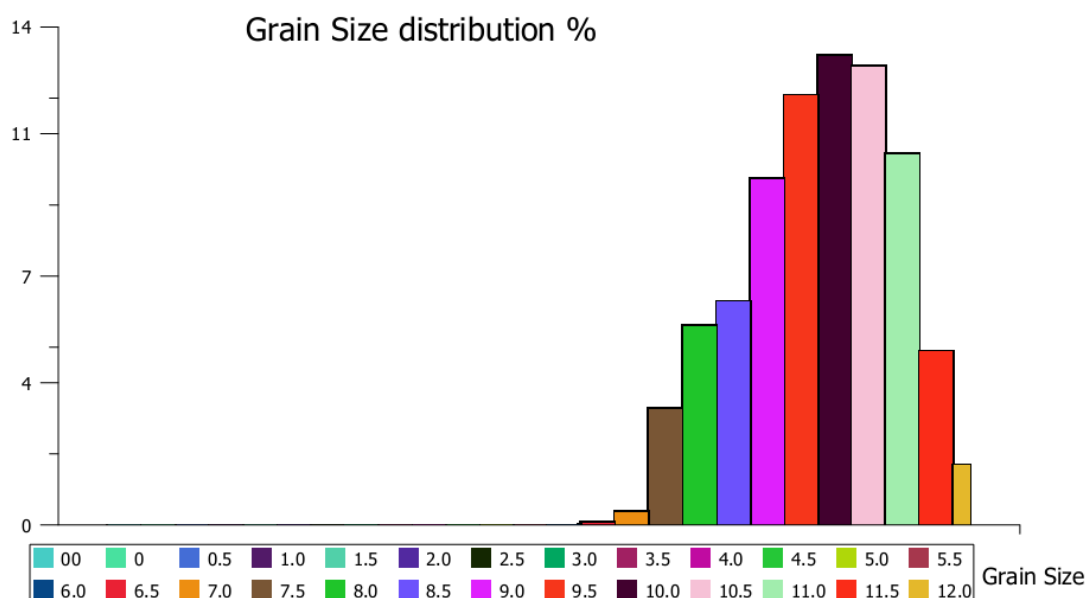


Рис. 5.18 – Микроструктуры в разных точках изделий вдоль (№7) и поперек (№8) направления прокатки и распределение размеров зерна (участок МЗ)

Таким образом, можно сделать заключение о том, что при формовке рифтов заполнение материала в гравюру штампа затруднено происходит и решающую роль играет величина рабочего давления СПФ, которое при необходимости может быть повышено до допустимых по нормам Гостехнадзора значений.

5.4.3. Микроформовка в состоянии сверхпластичности

Микроформовкой называется процесс формообразования для получения рельефа на наружной поверхности стенок оболочек наподобие тиснения или чеканки.

Для оценки склонности титанового листа из сплава ВТ6 к микроформовке использовали газостатическую формовку в плоскую матрицу диаметром 28мм, на которой были вырезаны канавки квадратного профиля с шириной, увеличивающейся от канавки к канавке в геометрической прогрессии от 0,2 до 2,4 мм. Оболочки с рельефом титанового листа из сплава ВТ6 толщиной 1 мм формовали с максимальным давлением $P = 2,3$ МПа, выдержкой $\tau = 60$ мин при оптимальной температуре $T = 900^{\circ}\text{C}$. На рис. 5.19 представлены фотографии матриц и изделий, полученных после СПФ. Из результатов измерений высоты рельефов, приведенных в таблице 5.6 был построен график зависимости высоты рельефов от ширины канавки матриц (рис. 5.20).

Таблица 5.6 – Зависимость высоты рельефов при формовке в матрицу, имеющую продольные рифты различной ширины.

Ширина рифта s , мм	Высота рельефа h , мм	Ширина рифта s , мм	Высота рельефа h , мм
0,4	0,00	1,60	0,1
0,6	0,014	1,80	0,15
0,8	0,017	2,00	0,25
1,0	0,022	2,20	0,37
1,2	0,035	2,40	0,52
1,4	0,06		



Рис. 5.19 – матрицы и полученные после СПФ изделия

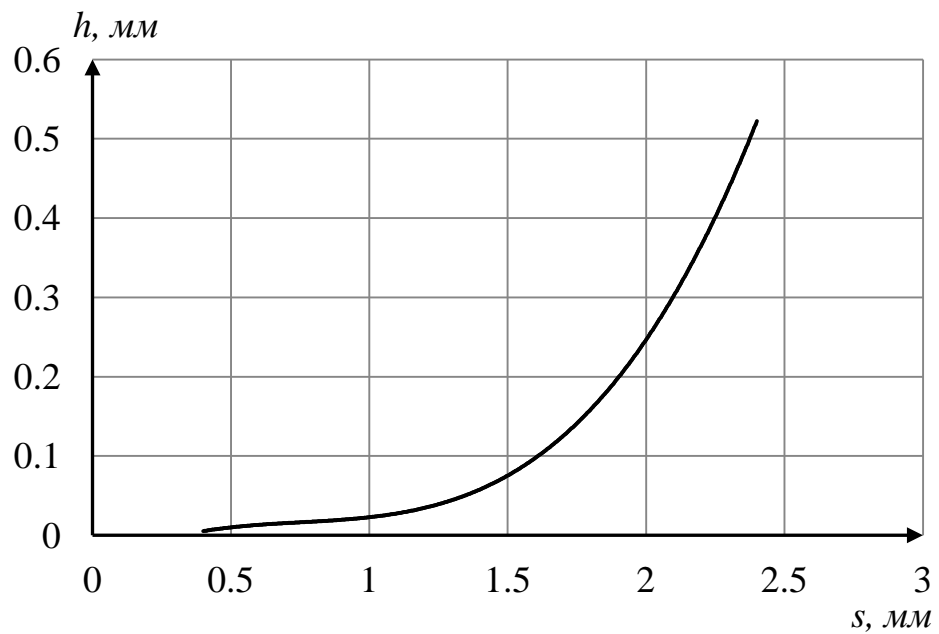


Рис. 5.20 - Зависимость высоты рельефов от ширины канавки между рифтами

Результаты эксперимента показали, что сверхпластической формовкой могут быть получены изделия с четким рельефом высотой до 0,01 мм при давлении формовки 2,3 МПа. При меньших значениях высоты микропрофиля гравюры

матрицы рельеф не оформляется даже при экстремально высокой давлении более 2,5 МПа. Высота рельефов сильно зависит от ширины канавок и быстро растет с увеличением ширины канавок, начиная с 1 мм. Кроме того, опыты, ранее выполненные для алюминиевых сплавов в работе Смирнова О.М и его сотрудников установлено, что четкость рельефов прямопропорционально увеличивается уменьшению толщины исходных заготовок.

Другим типом рельефов, широко используемых в конструкциях, являются куполы малого размера. Для исследования способности материала к образованию этих элементов проводили СПФ в матрицу с увеличивающимся диаметром отверстий в геометрической прогрессии от 2 мм до 8 мм. СПФ осуществлялась с давлением газа $P = 2,3$ МПа, время выдержки $\tau = 50$ мин и 60 мин при оптимальной температуре $T = 900^{\circ}\text{C}$. В таблице 5.11 приведены результаты измерений полученных куполов для двух образцов №9 и №10.

Таблица 5.7 – Результаты измерения высоты куполов оболочек при формовке в матрицу, имеющую отверстия различных диаметров

- Образец №9: $T = 900^{\circ}\text{C}$; $P = 2,3$ МПа; $t = 50$ мин.

- Образец №10: $T = 900^{\circ}\text{C}$; $P = 2,3$ МПа; $t = 60$ мин

Образец №9		Образец №10	
диаметр отверстий матрицы d (мм)	высота куполов h (мм)	диаметр отверстий матрицы d (мм)	высота куполов h (мм)
2	0,11	2	0,12
3	0,31	3	0,32
4	0,39	4	0,42
5	0,54	5	0,58
6	0,77	6	0,83
7	1,05	7	1,15
8	1,39	8	1,50

На основе полученных данных построили графики зависимости высоты куполов от диаметра отверстия матрицы, приведены на рис. 5.21.

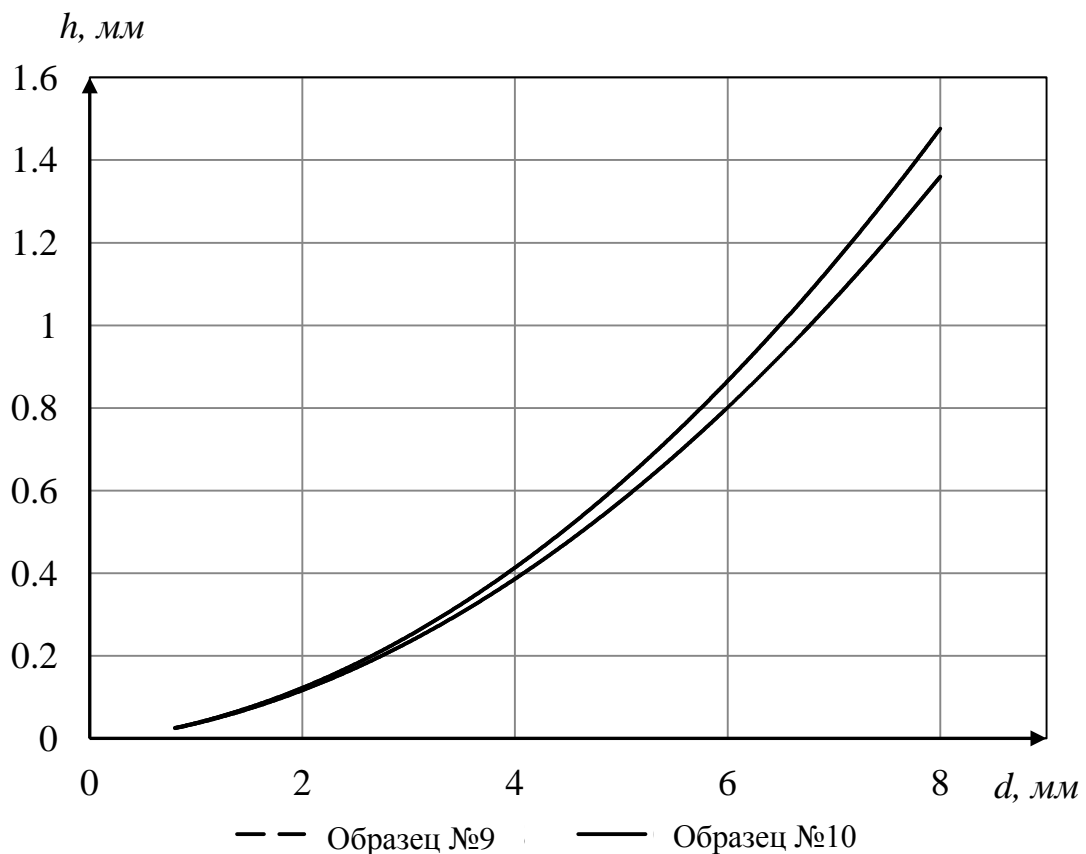


Рис. 5.21 - Полученное изделие, матрица и графики зависимости высоты куполов от диаметра отверстия матрицы

Таким образом, высота рельефов сильно зависит от размера гравюры и существуют также ограничения по минимальному размеру гравюры матрицы для адекватного воспроизведения рельефов. Для гравюры матрицы в виде каналов, ширина которых меньше половины толщины, и в виде отверстий, диаметр которых меньше толщины исходного листа, при давлении газа меньше 2,3 МПа рельеф полностью не оформляется. При увеличении времени выдержки при СПФ высота куполов немного возрастает и эта зависимость четко прослеживается для

гравюр большего размера. Для повышения качества изделия требуется тщательная обработка внутренней поверхности матрицы, контактирующей с заготовкой.

5.5. Разработка рекомендаций для использования результатов работы при СПФ полых оболочек, разработки технологии и инструмента.

Исходя из сравнения результатов, полученных при проведении натуральных экспериментов и компьютерном моделировании (глава 4) сделали вывод о том, что технологические режимы (давление, температура, время выдержки, условия трения по контактной поверхности), использованные нами при моделировании СПФ двухфазных титановых сплавов, обеспечивают хорошее совпадение закономерностей формоизменения и воспроизводимость результатов по времени и зависимостям распределения толщин стенок по контуру реально отформованных оболочек.

На основе результатов исследований в работе была предложена комплексная методика определения технологических режимов и параметров СПФ для процессов изготовления оболочек с рельефом из двухфазных титановых листов.

Также были разработаны рекомендации по температурно-скоростным, силовым и временным режимам СПФ титановых оболочек:

- Для двухфазных титановых сплавов оптимальная температура при СПФ находится в $(\sigma+\beta)$ -области и на $50^{\circ} \div 100^{\circ}\text{C}$ ниже температуры полного полиморфного превращения, в частности, для сплава ВТ6 температурный интервал СПФ составляет $890^{\circ}\dots 910^{\circ}\text{C}$;
- скорость деформации при СПФ в оптимальном температурном интервале изменяется от $1\cdot 10^{-4}$ до $2\cdot 10^{-3}\text{c}^{-1}$, соответствующем показателю скоростной чувствительности $m > 0,3$;
- для заготовки из листов двухфазных титановых сплавов толщиной $0,5\dots 1,5$ мм с ультрамелким зерном до 10 мкм в зависимости от схемы СПФ и формы оболочек можно задавать давление газа от 1,2 до 2,3 МПа;

- Для промышленных листов двухфазных титановых сплавов время выдержки СПФ не должно превышать 65 мин для обеспечения условий СП по микроструктуре.

Разработаны рекомендации для проектирования оснастки и применяемой технологии СПФ рельефных оболочек из двухфазных титановых сплавов, которые включают следующие основные этапы:

1. анализ и выбор номенклатуры изделий, разработка эскизов деталей с учетом требований технических условий для изготовления деталей способом СПФ;
2. на основании эскизов деталей с помощью компьютерных программ строят твердотельные, объемные модели будущего изделия, изготовление которого проводится с помощью СПФ;
3. проектирование геометрических 3D-моделей матриц с гравюрой штампа исходя из особенностей деталей, получаемых СПФ.
4. проектирование технологического штампового блока для СПФ. Спроектированная 3D-модель матрицы устанавливается в модель корпуса технологического блока и дооснащается необходимыми конструктивными элементами;
5. компьютерное моделирование процесса СПФ оболочек с рельефом из двухфазных титановых листов;
6. анализ результатов моделирования и выбор рациональных технологических параметров формовки;
7. выбор способа изготовления элементов технологической оснастки;
8. изготовление матриц и штампового блока в металле по разработанным моделям и чертежам;
9. проведение СПФ опытных образцов оболочек из двухфазных титановых листов с УМЗ структурой;
10. анализ точности размеров и геометрических характеристик оболочек, структуры и свойств металла после СПФ для сравнения с техническим условием;

11. выбор финишной обработки, отделочных операций и технологии сборки изделия;
12. составление технологической карты производства и промышленное освоение.

При конструировании штамповой оснастки для СПФ оболочек из двухфазных титановых сплавов необходимо выполнить определенные требования, которые обусловлены условиями формоизменения в процессе формовки, и также особенностями поведения материала в состоянии сверхпластичности. Данные требования относятся к вопросам: выбора материала штампа и формирующей среды, обеспечения теплоизоляции штампового блока, осуществления прижима заготовки и конструктивных элементов штампа с целью герметизации рабочей зоны матрицы и т.д.

При разработке инструмента для обработки давлением в состоянии сверхпластичности, в особенности при выборе материала для штампов, следует учитывать, что штамп при СПФ титановых сплавов подвергается значительно меньшим, чем при обычной изотермической штамповке, контактным давлением. Однако он работает в условиях высокой температуры, большего давления и длительного времени выдержки, что вызывает сильное окисление материала штампа и уменьшает его ресурс службы, а также качество полученных изделий.

Как при обычной изотермической штамповке, выбор штамповых материалов для СПФ осуществляется на основе сравнения температурной зависимости пределов текучести штампового и деформируемого материалов, определенных по стандартной методике испытаний, как правило, на растяжение и, в редких случаях, на сжатие. Ранее проведенные исследования показали, что микроструктура заготовки для формовки является одним из важнейших факторов, определяющих давление на штамповый инструмент при СПФ. Поэтому используя заготовки с ультрамелким зерном, можно повышать стойкости штампа, так же, как и варьируя температуру или скорость деформации. При выборе материала штампов для СПФ помимо величины напряжения течения деформируемого

материала необходимо учитывать геометрические характеристики получаемой детали, а также условия контакта стенок оболочек и штампа.

Учитывая отмеченные выше условия работы штампа в процессе СПФ в качестве материала для изготовления деталей штампа при СПФ оболочек из двухфазных титановых сплавов лучше используются жаропрочные стали, например марки 20Х23Н18.

Необходимость осуществления деформации в узком температурном диапазоне обуславливает применение для нагрева инструмента нагревательных устройств, обеспечивающих быстрый нагрев и поддержание температуры в заданном интервале. В качестве теплоизоляции могут применяться все виды асбестовых материалов, стекловата, а также плиты, вата и ткань на основе кремнезема. Для уменьшения потери тепла в окружающую среду и для поддержания на поверхности кожуха температуру в пределах $40\div 60^{\circ}\text{C}$ при формовке можно выполнять водоохлаждаемые кожухи.

Одним из условий качественной формовки является надежная герметизация полости инструмента, где создается деформирующее давление. В качестве зажимных устройств можно использовать винтовые, клиновые и гидравлические устройства. Для СПФ оболочек из двухфазных титановых сплавов лучше применяется конструкция штампового блока, работающего на установке с гидравлическим прессом, что обеспечивает надежную герметизацию полостей штампа в процессе формообразования. Надежным способом достижения условий герметичности при СПФ, является использование 2-х слойной заготовки, сваренной по контуру с патрубком для подачи формующей среды во внутреннюю полость такой заготовки.

С целью предотвращения обратного выпучивания изделий в процессе формовки в замкнутых полостях инструмента или его углублениях, где возникает противодействие, необходимо предусматривать дренажное отверстие для выхода воздуха, диаметр этого отверстия не должен превышать толщины стенки формируемой заготовки. Превышение размера отверстия толщины заготовки приводит к затеканию в него материала при формовке, т.е. появлению на

поверхности детали “отростков”, не предусмотренных чертежом, что искажает геометрию детали и затрудняет ее извлечение из штампа.

Чистота поверхности детали определяется чистотой поверхности пуансонов и матриц (инструмента) и снижается по сравнению с ними на 1-2 класса. Поэтому чем выше класс чистоты инструмента, тем выше класс чистоты детали. Матрицы штампов в местах соприкосновения с периферийными участками заготовки должны иметь радиусы скругления, величина которых колеблется в пределах 2-4-х толщин исходной заготовки, что необходимо для уменьшения резкого перегиба заготовки на кромке изделия и предотвращает отрыв фланца.

В качестве формующей среды для слабо окисляющих при взаимодействии с воздухом титановых сплавов используются инертный газы (аргон, азот, гелий) из баллонов с избыточным давлением 15 МПа. При формообразовании крупногабаритных тонкостенных изделий в качестве пуансона можно использовать атмосферное давление. В этом случае необходимо вакуумировать внутреннюю полость матрицы штампа.

5.6. Практическое применение методики комплексной оценки формуемости листов из двухфазных титановых сплавов для изготовления полусфер из сплава ВТ23.

Предложенная в работе методика использовалась в рамках разработки технологии СПФ крупногабаритных полусфер для получения полусфер из промышленного сплава ВТ23.

Для разработки технологии формовки требовалось провести расчет давления газа на разных этапах изготовления полусфер методом реверсивной СПФ и провести комплекс работ для проверки адекватности предложенной методики

Сплав ВТ23 является среднелегированным двухфазным титановым сплавом мартенситного класса. В виду довольно большого содержания β -стабилизаторов он отличается высокой технологической пластичностью при обработке давлением и значительным эффектом старения. Сплав ВТ23 применяется в отожженном и термически упрочненном состоянии. Он широко используется для изготовления

силовых конструкций аэрокосмической техники, таких, как лонжероны, шпангоуты, обшивка, баллоны.

Химический состав, механические свойства и температура полиморфного превращения сплава ВТ23 приведены в табл.1.4 и 1.5.

Для исследования реологических характеристик сплава ВТ23 в состоянии СП проведены испытания на сжатие при различных температурах 800⁰С, 840⁰С, 860⁰С и 880⁰С. Испытание осуществлялось на системе термических и механических испытаний «Gleeble-3500» компанией DSI (*Dynamic Systems Inc.*). При температуре 800⁰С выполнялись испытания на сжатие цилиндрических образцов с размером $\phi 10 \times 15$ мм с ступенчатым понижением скорости деформации в порядке: $3 \cdot 10^{-2}$; $3 \cdot 10^{-3}$; $3 \cdot 10^{-4}$; $3 \cdot 10^{-5}$; $3 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$, и при каждой остальной температуре - в порядке: $3 \cdot 10^{-2}$; $1,7 \cdot 10^{-2}$; $3 \cdot 10^{-3}$; $1,7 \cdot 10^{-3}$; $3 \cdot 10^{-4}$; $1,7 \cdot 10^{-4}$; $3 \cdot 10^{-5}$; $1,7 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$. После завершения каждого испытания результаты автоматически загружаются в программу «Origin» и с помощью этой программы построены соответствующие графики. На рис. 5.22 представлены результаты испытания на сжатие образцов из сплава ВТ23 при различных температурах.

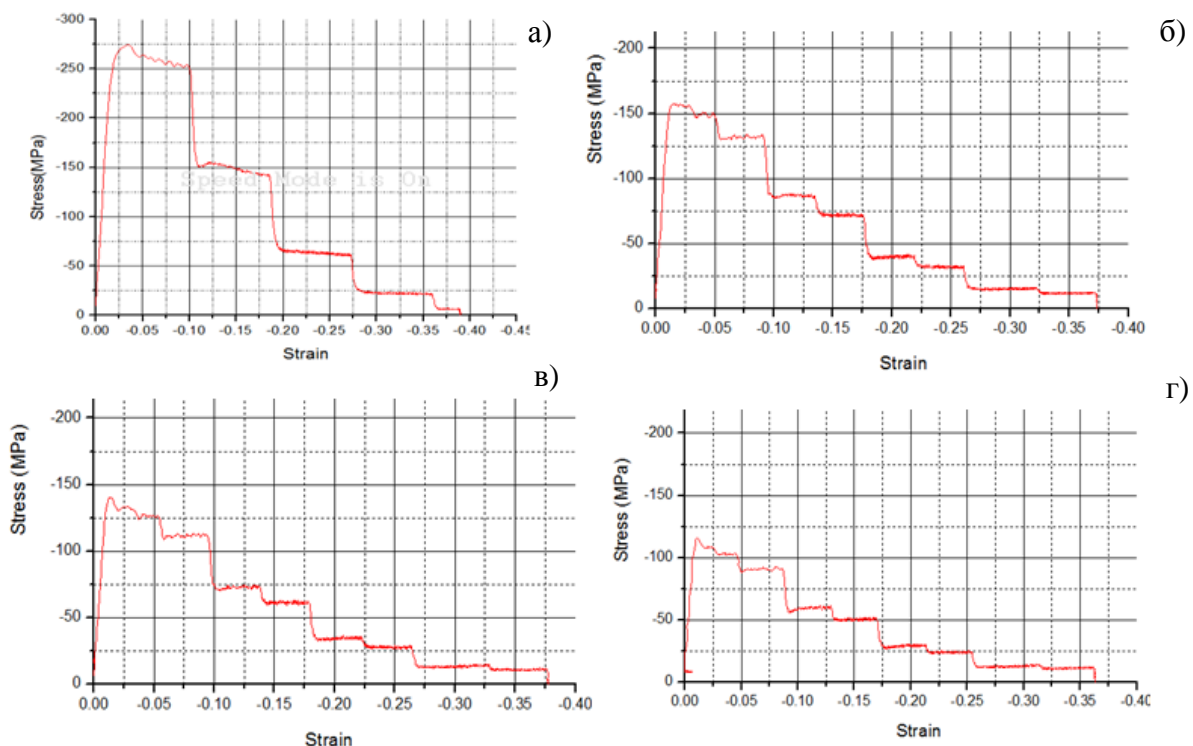


Рис. 5.22 – Зависимость напряжения течения от степени деформации при температуре Т⁰С: а-800; б-840; в-860; г-880

Из полученных данных эксперимента определялись коэффициенты реологического уравнения выбранной модели по методу наименьших квадратов. Реологическое уравнение, соответствующее модели SP-среды, имеет вид (1.3):

$$\sigma_e = \sigma_s \frac{\sigma_0 + K_v \xi_e^{m_v}}{\sigma_s + K_v \xi_e^{m_v}}$$

Результат расчета коэффициентов реологического уравнения при различных температурах показан в таблице 5.8.

Таблица. 5.8 - Коэффициенты реологического уравнения сплава ВТ23

T, °C	σ_0 , МПа	σ_s , МПа	K, МПа. c^{m_v}	m_v ,
800	5,5	304	1304	0,44
840	3,0	234	813	0,53
860	2,8	202	648	0,52
880	2,6	190	444	0,50

На основе полученных результатов построены графики основных характеристик сплава ВТ23 в состоянии СП, показанные на рис. 5.23.

Указанные выше графики отражают известные закономерности влияния температуры на скоростной и силовые режимы СПД и показали, что при температурах в интервале $800^0 \div 880^0\text{C}$ сплав ВТ23 проявляет все признаки СП в скоростном интервале деформации $1 \cdot 10^{-4} \div 3 \cdot 10^{-2} \text{c}^{-1}$. Оптимальная температура для проявления эффекта СП составляет 840^0C . При этом скоростной интервал СПД расширяется от $8 \cdot 10^{-5} \text{c}^{-1}$ до $3 \cdot 10^{-2} \text{c}^{-1}$ и показатель скоростной чувствительности достигает максимальной величины ($m=0,42$) при скорости деформации $1,5 \cdot 10^{-3} \text{c}^{-1}$.

На основе указанного выше количественного описания реологических свойств проводились расчеты технологических параметров и геометрических характеристик полуфабриката в разных стадиях реверсивной СПФ для получения полусфер с минимальной разнотолщиной стенок из сплава ВТ23 с помощью модели СПФ эллиптической мембраны, изложенной в главе 4.

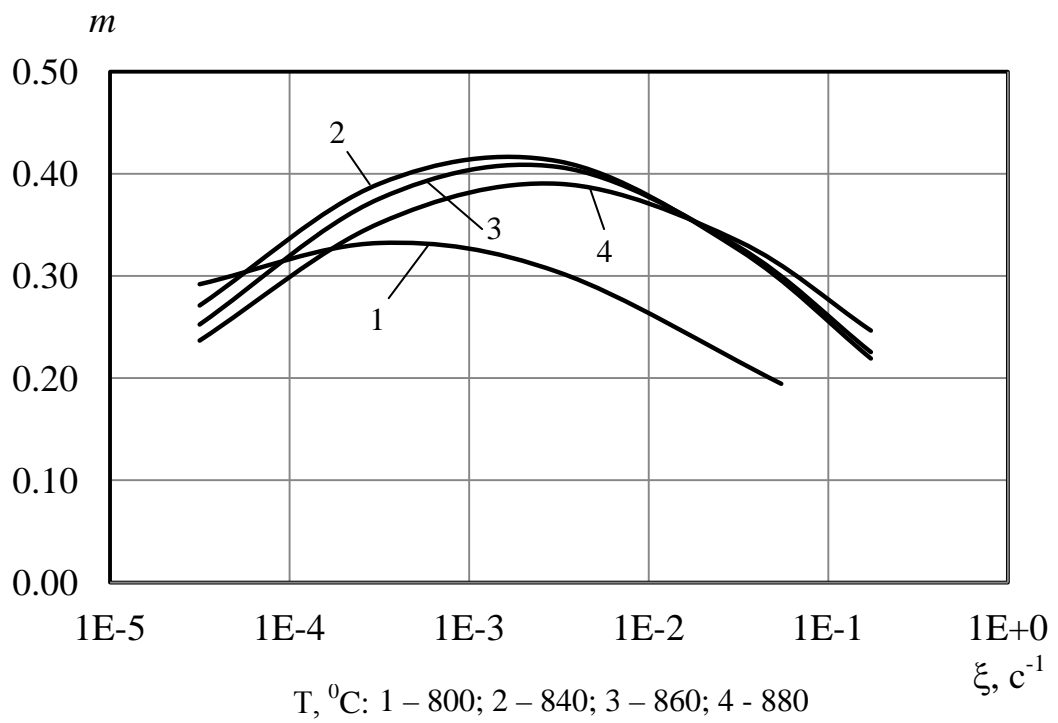
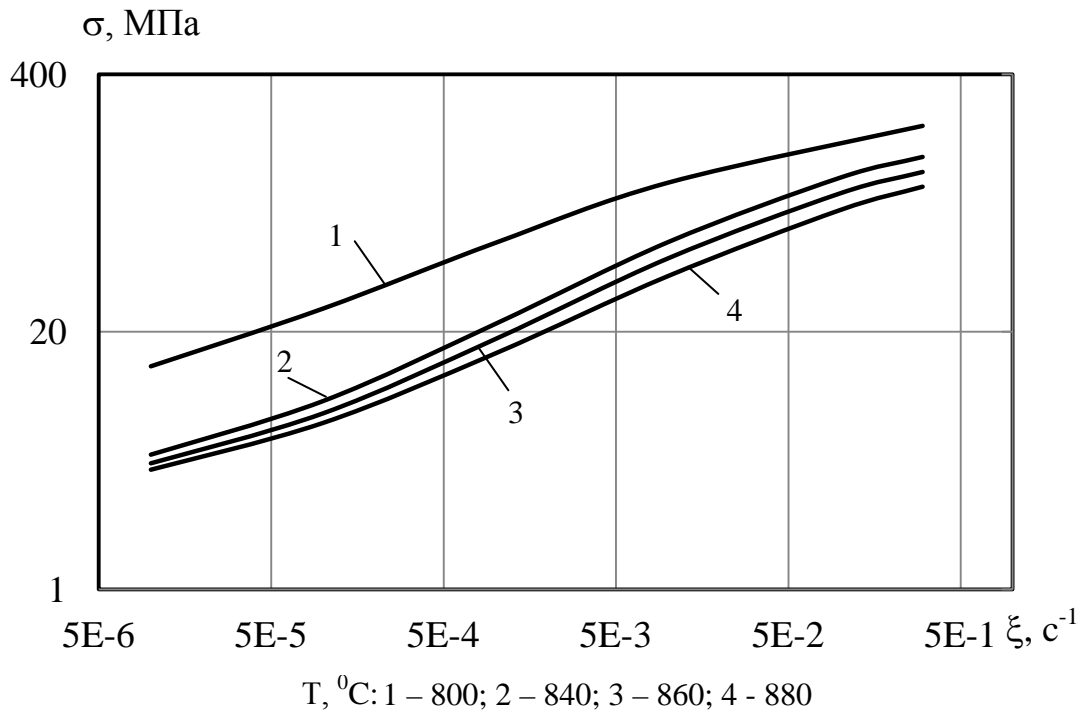


Рис. 5.23 - Зависимость напряжения течения (σ) и коэффициент скоростной чувствительности (m) от скорости деформации (ξ) при различных температурах

Исходя полученных результатов была построена зависимость давления газа и размера промежуточного профиля полусферы от времени формовки на различных

стадиях реверсивной формовки оболочек из сплава ВТ23, показанная на рис. 5.24 и 5.25.

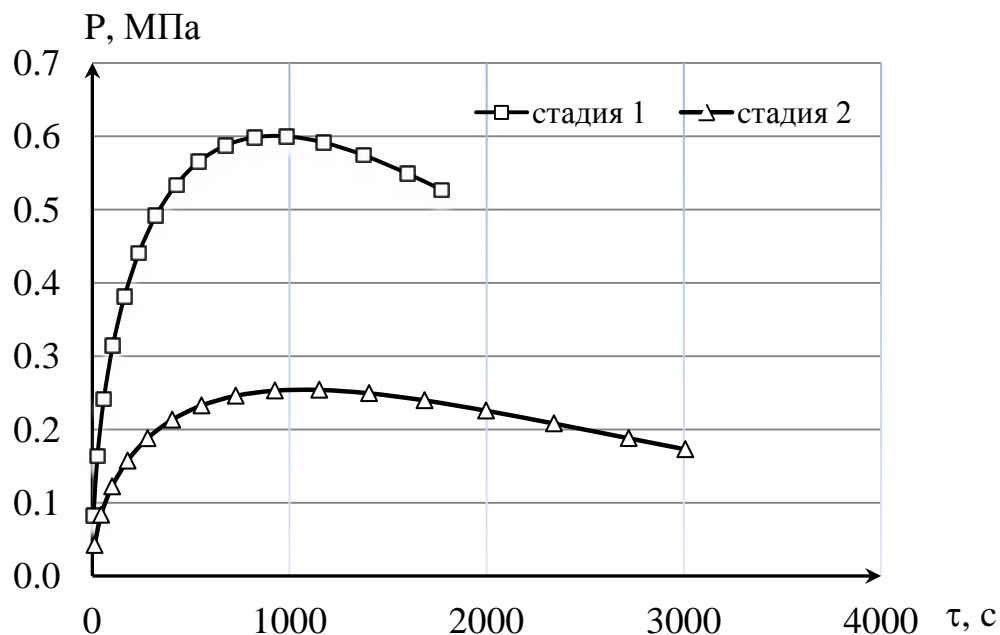


Рис. 5.24 - Зависимость давления газа от времени формовки

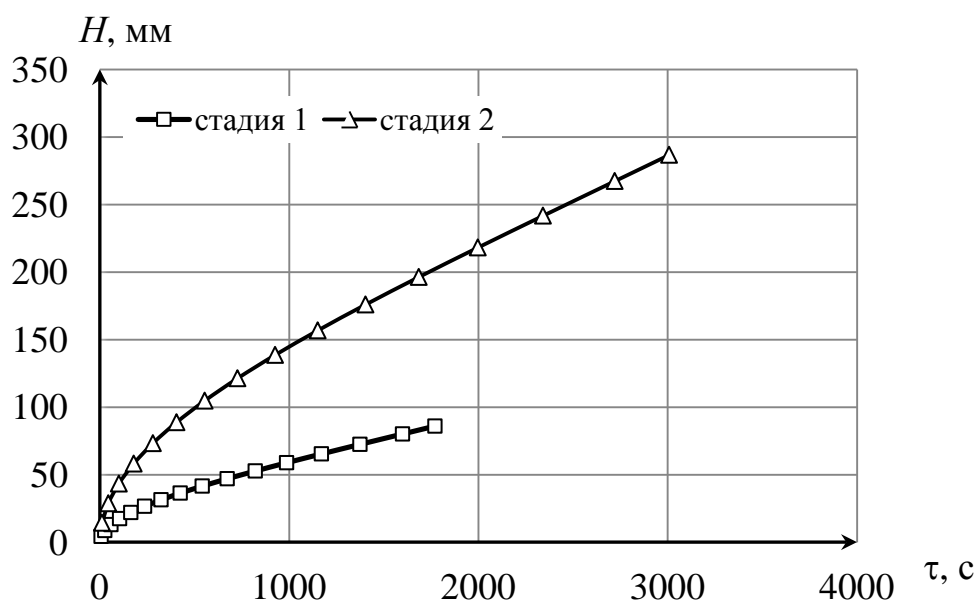


Рис. 5.25 - Зависимость высоты оболочек от времени формовки

Полученные с помощью методики сверхпластической реверсивной формовки результаты используются в настоящее время при производстве полусфер из листов титанового сплава ВТ23 в промышленности. Была разработана установка для СПФ показанная на рис. 5.26.



Рис. 5.26 - Общий вид установки для СПФ

На рис. 5.27 показаны результаты реверсивной формовки на первой стадии получения полусферы (а) и готовое изделие (б). Результат измерения размеров и геометрической формы изделия на разных стадиях реверсивной формовки представлен на рис. 5.28.

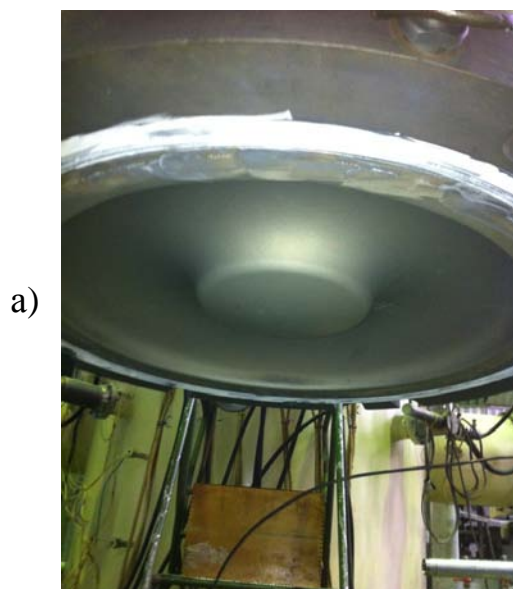


Рис. 5.27 - Первая стадия формовки (а) и готовое изделие (б)

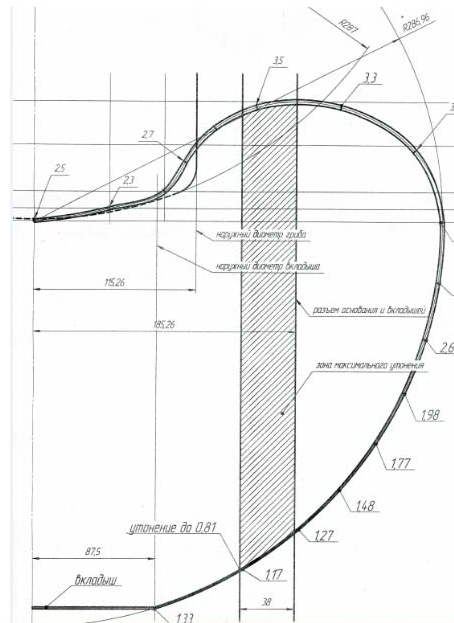


Рис. 5.28 - Результаты замера толщины стенок изделия на стадиях формоки

Таким образом, результаты СПФ оболочек сплава ВТ23 соответствуют расчетным, и подтверждают адекватность предложенной методики и данных полученных при исследовании СПФ сплава ВТ6. Это свидетельствует о том, что метод исследования СПФ оболочек, предложенный в работе и проведенный на примере сплава ВТ6, позволяет оценить способность к формоизменению, а также возможность применения технологии СПФ для всех двухфазных титановых сплавов в промышленном производстве.

5.7. Заключение по главе 5

1. В результате экспериментов были определены необходимые и достаточные значения технологических параметров СПФ для получения предельных и допустимых деформаций оболочек. Также были проанализированы распределения толщин стенок и степени деформации по характерным сечениям оболочек, проведены анализ и сравнение результатов исследования микроструктуры при СПФ оболочек по различным режимам. На основе указанных выше результатов задается оптимальный технологический режим СПФ для оболочек, имеющих различные геометрические параметры. В частности при СПФ для получения оболочек диаметра 28 мм из листов титанового сплава ВТ6

толщиной 1 мм оптимальное давление газа составит 1,6 МПа с скоростью деформация (в вершине купола) в интервале $1,1 \cdot 10^{-4} \div 2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, а время формообразования не должно превышать 65 мин.

2. Как показали результаты замера толщины стенок и анализ распределения степени деформации по контуру полусферы на сечениях, вырезанных в продольном (Д) и поперечном (П) направлении прокатки. Направление прокатки исходных заготовок несущественно влияет на способность к формообразованию материала при СПФ, особенно для процессов, при которых требуется длительное время нагрева до температуры СПД и выдержки СПФ. Что еще раз подтвердилось при проведения СПФ для получения продольных рифтов из заготовок, ориентированных в различных направлениях прокатки.

3. Скорость деформации или что одно и то же давление газа является одним из важных факторов, определяющих возможность формообразования оболочек при СПФ. При увеличении скорости деформации время выдержки СПФ уменьшается, но возрастает неравномерность толщины стенок по контуру оболочек и увеличивается возможность образования разрывов в вершине купола. Наоборот, при меньших значениях давления газа процесс формовки проходит медленно и купол может оформиться не полностью. Поэтому определение оптимального давления газа имеет решающее значение для повышения качества изделий и производительности процесса при СПФ.

4. Результаты экспериментов показали, что при низких температурах процесс формоизменения происходит медленно, а полусфера оформляется не полностью. Кроме этого, процесс СПФ с высокой температурой приводит к резкому окислению изделий и деталей штампового блока.

5. При свободной формовке куполов, а также СПФ коробчатых и ступенчатых цилиндрических оболочек, получаемых по негативной схеме, при заполнении полости матрицы, наибольшее утонение и последующие разрывы в оболочках происходили в местах, оформление которых происходило в последнюю очередь: в вершине куполов, трехмерных и двухмерных углах коробок и цилиндров, то есть там, где точки поверхности оболочки имеют

максимальные перемещения. При СПФ по схеме позитивной формовки достигаются большие по значениям деформации на участках сгибов, выступов и вблизи них и разрушение оболочки происходит именно в этих местах.

6. Установлено, что сверхпластической формовкой могут быть получены изделия с четким рельефом высотой до 0,01мм при давлении 2,3 МПа. Высота рельефов очень сильно зависит от ширины канавок или диаметра отверстий в матрице. Минимальные размеры рельефа очень мало зависят от величины рабочего давления и времени выдержки формовки. Заполнения материала в гравюру штампа зависит от толщины исходной заготовки. Чем меньше толщина заготовок, тем лучше заполнение в гравюры штампа. При меньших значениях высотных размеров микрорельефа гравюры матрицы на оболочке рельеф не оформляется даже при предельно допустимых (по технике безопасности) давлениях. Это в свою очередь предъявляет повышенные требования к чистоте поверхностей матрицы, контактирующих с оболочкой, так как любая шероховатость или наличие посторонних элементов на поверхности гравюры или зеркала штампа переноситься в виде отпечатка на формирующую оболочку, ухудшая её качество.

7. Результат исследования микроструктуры для образцов, полученных после СПФ по различным технологическим режимам показал, что по сечению полученной после СПФ оболочки размер зерна изменяется неравномерно. Зерна, относящиеся к участкам с большой деформацией, растут несколько больше, чем зерна на участках с меньшей деформацией. Однако разница значения среднего размера и формы зерен между различными участками и сечениями в одном образце, полученном после продолжительной выдержки под давлением в процессе СПФ, не велика. Установлено, что главной причиной роста размеров зерен и соответственно уменьшения способности материала к СПД являются нагрев заготовки до температуры СПД и время выдержки при СПФ. В частности при СПФ для получения изделий из листов титановых сплавов в состоянии поставки (без специальной подготовки структуры) время нагрева заготовки до температуры СПД не должно превышать 15 мин и время выдержки формовки под

действием давления газа – 65 мин. Если продолжать увеличивать время выдержки СПФ, средний размер зерен превысит 10 мкм и материал потеряет способность к СПД. Это приводит к замедлению или полному прекращению заполнения гравюры матрицы при увеличении давления или времени СПФ, а также появлению разрывов стенок оболочки в местах с наибольшей вытяжкой.

8. Анализ результатов экспериментов показал, что технологические режимы (давление, температура, время выдержки, коэффициент трения по контактной поверхности), использованные при проведении эксперимента, не полностью совпали с теми, которые были получены при компьютерном моделировании. Сопоставление свидетельствует, что при оптимальной температуре СПД и скорости деформации расчетные данные компьютерного моделирования соответствуют экспериментальным значениям по времени СПФ с точностью до 15%, а распределение толщин стенок и по профилю рельефных оболочек с точностью до 8...10%. Что говорит о достаточно высокой достоверности результатов компьютерного моделирования и их соответствии реальной картине физического эксперимента.

9. На основе полученных результатов была разработана комплексная методика технологических проб для процессов изготовления изделий с использованием СПФ двухфазных титановых сплавов. Разработаны рекомендации для проектирования оснастки, инструмента и технологии СПФ рельефных оболочек из этих сплавов.

10. Предложенная методика комплексной оценки формуемости листов из двухфазных титановых сплавов применены для изготовления полусфер из сплава ВТ23 в промышленности и полученные результаты подтвердили, что метод исследования СПФ оболочек, проведенный на основе сплава ВТ6, позволяет оценить способность формоизменения, а также возможность применения технологии СПФ для всех двухфазных титановых сплавов в промышленном производстве.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ РАБОТЫ

1. Проведен анализ основных характеристик материала в состоянии сверхпластичности (признаки и условия проявления, механизмы деформации, реологические свойства и модели поведения материала при СПД и др), возможностей технологии сверхпластической формовки для получения тонкостенных оболочек из листов титановых сплавов на основе обобщения научно-технической и патентной литературы. Предложены модели СПФ типовых полых оболочек для исследования общих закономерностей формоизменения оболочек из двухфазных титановых сплавов.

Проведен анализ особенности СПД двухфазных титановых сплавов (изменения основных характеристик реологического поведения и эволюция микроструктуры в зависимости от температуры, скорости деформации, а также исходной структуры заготовки). Выбран модельный сплав ВТ6 для исследования процессов СПФ оболочек из двухфазных титановых сплавов;

2. Проведены расчеты параметров и основных реологических зависимостей двухфазных сплавов на примере ВТ6 в состоянии сверхпластичности по модели SP-среды с учетом влияния температуры и размера зерна. Исходя из этого выбраны рациональные термомеханические и кинематические режимы для моделирования процессов СПФ оболочек.

3. Разработана комплексная методика для исследования технологии СПФ двухфазных титановых сплавов с использованием методов натурального физического и математического моделирования, в которых применяются современные средства вычислительной техники и специализированные компьютерные вычислительные системы. Показано, что методика позволяет создавать геометрические математические модели деталей и заготовок, изготавливаемых сверхпластической формовкой, проектировать штамповую оснастку и инструмент, прогнозировать основные закономерности формообразования листовых заготовок при различных схемах СПФ и определять технологические режимы и параметры процесса производства изделий из

двухфазных титановых сплавов в целом.

4. На основе результатов моделирования процессов СПФ оболочек из двухфазных титановых сплавов установлено, что неравномерное утонение деформируемой «мембраны» при свободной формовке приводит к разнотолщинности стенок купола. Превышение предельного значения накопленной степени деформации сопровождается разрывом материала в вершине. При свободной формовке с постоянным давлением, скорость деформации в вершине купола изменяется и может выходить из скоростного интервала условий СП. Поэтому для получения высокого купола необходимо регулировать давление газа, обеспечивая скорость деформации в интервале СПД, что позволяет уменьшать разнотолщинность стенок и увеличивает округлость полученной полусферы. Микроформовка осуществляется за более длительный период времени и при более высоком давлении газа, чем макроформовка. Формирование рельефов зависит от формы и размеров элементов гравюры на поверхности матрицы.

5. Проведено проектирование и изготовление оборудования и технологической оснастки, к которым относятся установка, штамповый блок, матрицы, устройства нагрева и другие необходимые инструменты, для экспериментов по СПФ оболочек из двухфазных титановых сплавов.

6. При СПФ для отработки и проверки вычисленных технологических параметров и определения показатели формуемости, закономерностей формоизменения оболочек показано, что при оптимальной температуре и скорости деформации расчетные данные компьютерного моделирования соответствуют экспериментальным значениям СПФ с точностью до 15% по времени, а по распределению толщин стенок и по профилю оболочек с точностью до 8-10%. Листы двухфазных титановых сплавов в горячекатаном состоянии, без специальной подготовки микроструктуры, возможно использовать для СПФ. Направление прокатки исходного листа не оказывает существенное влияние на качество готовых изделий. Степень деформации способствует росту зерен, но главной причиной роста зерен и соответственно уменьшения способности

материала к СПД являются процесс нагрева заготовки перед СПФ и продолжительность СПФ. Для промышленных листов время выдержки при СПФ не должно превышать 60-70мин. В допустимом диапазоне давления газа (исходя из необходимости обеспечения безопасности) формирование микрорельефов проходит трудно и требует долгой выдержки при СПФ и существуют также ограничения по минимальному размеру гравюры матрицы для адекватного воспроизведения рельефов.

7. Проведена проверка предложенной методики комплексной оценки формовости листов двухфазных титановых сплавов на среднелегированном двухфазном сплаве ВТ23. Установлено, что метод исследования СПФ оболочек, отработанный на примере сплава ВТ6, позволяет оценить способность к формоизменению и возможность применения технологии СПФ для всех промышленных двухфазных титановых сплавов.

8. Разработаны рекомендации по проектированию оснастки, инструмента, схем, температурно-скоростных и силовых режимов технологии СПФ полых оболочек из листов двухфазных титановых сплавов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУР

1. Иванов И. И., Соколов А. В, Соколов В. С., Шелест А. Е., Палтиевич А. Р. Основы теории обработки металлов давлением – М.: ФОРУМ: ИНФРА-М, 2007. - 144 с.
2. Смирнов О. М. Обработка металлов давлением в состоянии сверхпластичности - М.: Машиностроение 1979, -184 с.
3. Грабский М. В. Структурная сверхпластичность металлов - М.: Металлургия, 1975 – 272 с.
4. Бочвар А. А., Свидерская З. А. Явление сверхпластичности в сплавах цинка с алюминием - Изв.: АН СССР, ОТН №9, 1945 – с. 821-824.
5. Апатов К. Ю. Разработка процессов получения оболочек сложной формы с поверхностным рельефом из листовой латуни методами сверхпластической формовки: дис. ...канд. техн. наук. - М: МИСиС, 2006. – 184 с.
6. 4th European Conference on Superplastic Forming-Euro SPF`05 / IOM communication Ltd. London 2005, p. 178
7. Superplasticity in Advanced Materials-ICSAM-94 / Editor Terence G. Langton / Moscow, 1994 p. 802
8. Superplasticity in Advanced Materials-ICSAM-2006 / Editor K. F. Zhang/ Harbin/China, 2006 p. 864.
9. Охрименко ЯМ., Полухин П.И., Смирнов О.М. Актуальные проблемы развития технологии обработки металлов давлением в состоянии сверхпластичности // Кузнечно-штамповочное производство. 1983. - № 1. - С. 6-7.
10. Селедкин С. Е. Сверхпластическая формовка листовых заготовок с регулированием утонения стенок: дис. ...канд. техн. наук. –Тула: 2006. – 196с.
11. Чумаченко Е. Н., Смирнов О. М., Цепин М. А. Сверхпластичность: материалы, теория, технологии. – М.: КомКнига, 2005. – 320 с.
12. Астанин В.В., Валиев Р.З., Бердин К вопросу о взаимодействии механизмов сверхпластической деформации//Тезисы докладов I Всесоюзной научно-технической конференции "Сверхпластичность металлов", Уфа, УАИ, 1978.

13. Нгуен Чыонг Ан. Сверхпластическая формовка листов алюминиевых сплавов с ультрамелким зерном для получения оболочек с рельефом: дис. ...канд. техн. наук. - М: МИСиС, 2009. – 142 с.
14. Новиков И. И., Портной В. К. Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном, М.: Металлургия, 1981.-168 с.
15. Смирнов О. М. Особенности сверхпластической деформации железоуглеродистых сплавов. Изв. ВУЗ. ЧМ. 2003. №5. с. 36-41.
16. Пресняков А. А. Сверхпластичность металлов и сплавов. Алма-ата, «Наука», 1969, 209 с.
17. Рабинович М.Х., Кайбышев О.А., Трифонов В.Г. Сверхпластичность сплава В98Ц.~ Металловедение и термическая обработка металлов,1978, N3, с, 55-56.
18. Сверхмелкое зерно в металлах. Пер. с англ. / Под ред. Л. К. Гордиенко. М.: Металлургия. 1973. 384 с.
19. Рабинович М.Х., Кайбышев О.А., Трифонов В.Г. Сверхпластичность сплава В98Ц.~ Металловедение и термическая обработка металлов,1978, N3, с, 55-56.
20. Хесснер Ф. Рекристаллизация металлических материалов. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1982, с.352.
21. Строганов Г. Б., Кайбышев О. А., Фаткуллин О.Х., Мартынов В. Н. Сверхпластичность и износостойкость в машиностроении, М.: Альтекс 2002.-322 с.
22. Романов К.И. Механика горячего формоизменения металлов. М.: Машиностроение, 1993. 240 с.
23. Hamilton C.H., Ghosh A.K., Wert J.A. Superplasticity in engineering alloys: a review - Metals Forum, 1985, v. 8, N 4, p. 172-190.
24. Superplasticity in Advanced Materials, Proe. Int. conf. ICSAM-91, Osaka, Japan, 1991.
25. Сверхпластическая формовка конструкционных сплавов/Под ред. Пейтона Н. Е., Гамильтона К. Х.: Пер. С англ.- М.: Металлургия, 1985, -321с.

26. Формовка полых изделий из листа в состоянии сверхпластичности / Я.М. Охрименко, О.М. Смирнов, М.А. Цепин. – М.: Машиностроение, 1976.
27. Егоров О.В., Ершов А.Н., Цепин М.А. Специализированное оборудование и оснастка для процессов сверхпластической формовки и диффузионной сварки. НПО машиностроения. 1990. 78с.
28. А. С. № 721179 СССР В 21 D 26/02. Устройство для пневмоформовки. / О. М. Смирнов, А. С. Анищенко, М. А. Цепин, Б. М. Бабиченко, Г. В. Белоусов. Заявитель: Московский ордена Октябрьской Революции и ордена Трудового Красного Знамени институт стали и сплавов. - №2656304/25-27; Заявл. 21. 08. 78.; Оpubл. 15. 03. 80. Бюл. №10.
29. Cornfield G. C. Johnson R. H. The forming of Superplastic sheet metal. Inst. J. Mech. Science, 1970, v. 12, p. 479-490.
30. А.С. 1212654 СССР В 21 D 26 / 02. Заготовка для пневмоформовки полых деталей из сплавов, обладающих эффектом сверхпластичности. /М.А.Цепин, Ю.И.Каплин, В.К.Портной, А.С.Анищенко, А.М.Африкантов, К.М.Семенко, Д.А.Пономаренко, А.Б.Зайцев, В.А.Судник и Ю.Г.Поляков. Заявитель: Московский ордена Октябрьской Революции и ордена Трудового Красного Знамени институт стали и сплавов. - № 3734510/25-27; Заявл.25.04.84.; Оpubл. 23.02.86. Бюл. № 7.
31. А.С. 1248699 СССР В 21 D 26 / 02. Устройство для штамповки полых деталей из листовой заготовки в состоянии сверхпластичности. / В.С.Горбунов, А.Н.Герасин и А.Е.Карпов. Заявитель: Тульский ордена Трудового Красного Знамени политехнический институт. - № 3840132/25-27; Заявл.11.01.85.; Оpubл. 07.08.86. Бюл. № 29
32. Hamilton C. H. Superplastic Sheet Forming. NATO/AGARD Lecture Series on Superplasticity, September, 1987.
33. Чумаченко Е. Н., Логашина И. В. Математическое моделирование и оптимизация процессов деформирования материалов при обработке давлением – М.: ООО НПП ЭКОМЕТ, 2008, -400 с.

34. Оден Дж. Конечные элементы в нелинейной механике сплошных сред. Пер. С англ. М.: Мир, 1979, - 392 с.
35. Бенерджи П., Баттерфилд Р. Методы граничных элементов в прикладных науках. Пер. с англ. М.: 1984, - 494 с.
36. Зенкевич О. Метод конечных элементов в технике. Пер. с англ. М.: Мир, 1975, -542 с.
37. <http://www.mscsoftware.com/product/marc:> «Advanced Nonlinear Simulation Solution»
38. www2.mae.ufl.edu/nkim/eml5526/Lect08.pdf: «Finite Element Analysis Using ABAQUS»
39. Проектирование процессов объемной штамповки и расчет элементов штампового инструмента, оснастки и оборудования на базе вычислительного комплекса SPLEN / Е.Н.Чумаченко, М.А.Цепин, СЕ. Чумаченко, Л.Е.Рогалевич- Вестник машиностроения, М.: 2000, № 4. с 37-45.
40. Новости моделирования объемной штамповки - программа Q-Form/П.В.Биба, С.А.Стебунов. - САПР и графика №9, 2000.
41. Басов К.А. ANSYS в примерах и задачах. - М.: Компьютер Пресс, 2002. - 224с.
42. САПР для машиностроения /Инженерные расчеты и моделирование технологических процессов /MSC.SuperForge/ [www. cad.ru](http://www.cad.ru)
43. Харламов А., Уваров А. DEFORM — программный комплекс для моделирования процессов обработки металлов давлением // САПР и графика. 2003, №6, с. 34-36.
44. Применение системы DEFORM для моделирования процессов обработки металлов давлением // CAD/CAM/CAE Observer. 2001. №9
45. Алямовский А.А. SolidWorks / COSMOS Works Инженерный анализ методом конечных элементов. - М.: ДМК Пресс, (Серия "проектирование").2004,- 432 с.
46. Филькенштейн, Эллен. AutoCAD 2004 - библия пользователя. М.: издательский дом «Вильяме», 2004. - 1040 с.

47. Мидлбрук М., Смит Б. Autocad 2000 - для "чайников".: Пер. с англ.: Уч. пос. - М.: Издательский дом "Вильямс", 2000. - 400 с
48. Мюррей Д. Solid Works - для инженеров. Пер. с англ.: - М.: Изд-во "Диалектика", 2001.-485 с.
49. Гук В. О. Исследование пневмостатической формовки оболочек с регулированием утонения стенок: дис. ...канд. техн. наук. - М: МИСиС 1978. – 196 с.
50. Поляков С. М. Разработка технологии сверхпластической формовки для производства товаров народного потребления из латуни Л63: дис. ...канд. техн. наук. - М: МИСиС 1992. – 225 с.
51. Ильин А. А., Колачёв Б. А., Полькин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. – М.: ВИС-МАТИ, 2009.-520 с.
52. The Science, Technology and Application of Titanium/Ed. R. I. Jaffee, N. F. Promisel. Pergamon Press, Oxford e. a. 1970.-1201 p.
53. Колачев Б. А., Елисеев Ю. С., Братухин А. Г., Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической технике – М.: Изд-во МАИ, 2001, -416 с.
54. Мажарова Г. Е., Комановский А. З., Чечулин Б. Б., Важенин С. Ф. Обработка титановых сплавов давлением -М., «Металлургия», 1977. -96 с.
55. Ерманок М. З., Соболев Ю. П., Гельман А. А. Прессование титановых сплавов – М.: «Металлургия», 1979. -264 с.
56. Лясоцкая В.С. Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов - М.: Экомет, 2003 - 352 с.
57. Вульф Б. К. Термическая обработка титановых сплавов –М.: «Металлургия», 1969, -376 с.
58. Полмеар Я. Легкие сплавы: от традиционных до нанокристаллов /Под ред. Цвирко Ю. Л.: Пер. С англ.- М.: ТЕХНОСФЕРА, 2008, -463с.
59. Батищев А. А. Термодеформационная обработка сплава ВТ6 и её применение при диффузионной сварке: дис. ...канд. техн. наук. - М: Воронеж - 2004. – 186 с.

60. *Lee D., Backofen W. A. – Trans. Met. Soc. AIME, 1967, v. 239, № 7, p. 1034-1040*
61. Кайбышев О. А. Сверхпластичность промышленных сплавов. – М.: Металлургия, 1984. – 264 с.
62. Ершов А.Н., Цепин М.А., Смирнов О.М. Влияние размера зерна на реологическое поведение сверхпластичных материалов/ Тез. докл. III Всесоюзной науч-техн.конф. "Сверхпластичность металлов". Тула: ТОЙ, 1986. с. 56-57.
63. Мурзинов М. А., Салищев Г. А., Афоничев Д. Д. Сверхпластичность титанового сплава ВТ6, легированного водородом, с субмикроструктурной микроструктурой./ Физика металлов и металловедение, 2007, том 104, с. 204-211.
64. Строганов Г. С. Новиков И. И. Пширков В. Ф. Сплавы для сверхпластического формообразования деталей авиационной техники. – М: Отраслевая библиотека «Технический процесс и повышение квалификации», 1984, 71 с.
65. Ершов А. Н. Разработка режимов сверхпластического деформирования титановых сплавов с ультрамелким зерном. /Диссертация на соискание ученой степени канд. техн. наук. М: МИСиС, 1985.
66. Золотов Ю. А. Аналитическая химия: наука, приложения, людино М.: Наука, 2009. - 324 с.
67. Беккерт М., Клемм Х., Справочник по металлографическому травлению. – М.: «Металлургия», 1979. -336 с.
68. <http://www.nexsys.ru/zeiss.htm>.
69. <http://www.nalkho.com/catalog/75/187/>
70. Апатов К. Ю., Африкантов А. А., Цепин М. А. и др. Экспериментальный штамповый блок для сверхпластической формовки. Труды международной научно-технической конференции «Наука-Производство-Экология», Киров, ВятГУ, 2005, с. 45-46.
71. Апатов К. Ю., разработка процессов получения оболочек сложной формы с поверхностным рельефом из листовой латуни методами

сверхпластической формовки. /Диссертация на соискание ученой степени аанд. техн. наук. М: МИСиС, 2006

72. Африкантов А.М. Разработка ресурсосберегающей технологии сверхпластической формовки полых сложнопрофильных деталей из листовых полуфабрикатов с ультрамелкозернистой структурой. /Диссертация на соискание ученой степени аанд. техн. наук. М: МИСиС, 1987.

73. Апатов К. Ю., Цепин М. А., Поляков С. М. Устройство для листовой формовки в состоянии сверхпластичности» Патент РФ №54541.

74. Апатов К. Ю., Селедкин Е. М. Цепин М. А. и др. «Моделирование процессов сверхпластической формовки полых оболочек из листа» Известия Вузов - Черная металлургия №11, 2005, с. 21-24

75. Е. Н. Чумаченко, В. К. Портной, В. С. Давыдов, Т. Бийодо. Анализ пространственного формоизменения при сверхпластической формовке оболочек с помощью критических сечений./Цветные металлы №1 2005, с. 71-77.

76. Харламов А., Уваров А. DEFORM — программный комплекс для моделирования процессов обработки металлов давлением // САПР и графика. 2003, №6, с. 34-36.

77. Применение системы DEFORM для моделирования процессов обработки металлов давлением // CAD/CAM/CAE Observer. 2001. №9.

78. Дмитриевом С. В. Конечноеэлементное моделирование процессов сверхпластической формовки // Материалы молодежной научной школы «Компьютерное моделирование новых материалов» . —М.: МИСиС, 2012. с.51-52.

79. Апатов К. Ю., Лисунец Н. Л. Цепин М. А и др., «Моделирование формоизменения заготовки в процессе штамповки несимметричной пространственной детали» Труды шестой международной научно-технической конференции «Авиакосмические технологии-2005», Воронеж 2005, с. 51...57.

80. Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Круглов А.А., Сафиуллин Р.В., Методика оценки коэффициента трения между матрицей и образцом при сверхпластической формовке листового материала в коническую матрицу // КШП. ОМД. 2009. №6. С. 15-19.

81. А. Н. Варгин, Г. С. Бурханов, Н. С. Зунг, В. И. Полькин. Компьютерное моделирование сверхпластической формовки оболочек из титановых сплавов ВТ6 и ВТ23. Международный научный журнал, Москва, 2013, №6, с 65 - 71.

82. Ганиева В. Р., Любимов А. С., Жеребцов Ю.В., Еникеев Ф.У. Методика расчета режима сверхпластической формовки эллиптической мембраны// Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. 2011. № 4. - С. 3-10.

83. Н. С. Зунг, В. И. Полькин. Расчет давления газа при реверсивной сверхпластической формовке титановых сплавов. Международный технико-экономический журнал, Москва, 2014, №1, с 103 - 107.

84. А. Н. Варгин, Н. С. Зунг, О. М. Смирнов. Исследование процесса реверсивной сверхпластической формовки полусферической оболочки из листа сплава ВТ6. Сборник докладов и научных статей XI конгресса «Кузнец-2012», НИТУ МИСиС, с 258-268

85. Н. С. Зунг, В. И. Полькин. Разработка технологии сверхпластической формовки полусфер из двухфазных титановых сплавов. Сборник докладов и научных статей международного научно-технического конгресса ОМД-2014, Москва, НИТУ МИСиС, с 333-336.

86. Н. С. Зунг, А. Н. Варгин, В. И. Полькин. Оптимизация режимов сверхпластической формовки оболочек из титанового сплава ВТ6. Технология легких сплавов, Москва, 2014, №1.