

**Я.Е. БЕЙГЕЛЬЗИМЕР, В.Н. ВАРЮХИН,  
Д.В. ОРЛОВ, С.Г. СЫНКОВ**

**ВИНТОВАЯ ЭКСТРУЗИЯ –  
ПРОЦЕСС НАКОПЛЕНИЯ  
ДЕФОРМАЦИИ**

**г. Донецк, 2003**

УДК 621.7:539.35:620.186  
ББК 34.25  
Б14

Я.Ю. Бейгельзімер, В.М. Варюхін, Д.В. Орлов, С.Г. Синков  
Б14 Гвинтова екструзія – процес накопичення деформації. (Російською мовою)–  
Донецьк: Фірма ТЕАН, 2003.– 87 с.

ISBN 966-7507-16-5 (Донецька фірма наукоємних технологій НАН України (Фірма  
ТЕАН), Україна)

В книжці розглянуто процеси обробки металів тиском, головною метою яких є накопичення великих ступенів деформації в заготовках а не зміна їхньої форми. Ці процеси останнього часу викликали великий інтерес у зв'язку з можливістю отримання за їх допомогою металів з субмікро- і нанокристалевою структурою. Основну увагу присвячено новому процесу – гвинтовій екструзії. Цей процес було запропоновано у 1999 р. першим автором та розроблено згодом усім авторським колективом.

Книга може викликати інтерес студентів, аспірантів, фахівців та не фахівців у галузі обробки металів тиском, механіки твердого тіла, матеріалознавства.

Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Д.В. Орлов, С.Г. Сынков  
Б14 Винтовая экструзия – процесс накопления деформации.– Донецк: Фирма  
ТЕАН, 2003.– 87 с.

В книге рассматриваются процессы обработки металлов давлением, основной целью которых является накопление деформации в заготовках, а не изменение их формы. Эти процессы вызвали в последнее время большой интерес в связи с возможностью получения с их помощью металлов с субмикронной и нанокристаллической структурой. Основное внимание уделено новому процессу – винтовой экструзии, предложенному первым автором книги в 1999 г. и разработанному затем авторским коллективом.

Для студентов, аспирантов, специалистов и не специалистов в области обработки металлов давлением, механики твердого деформируемого тела и материаловедения.

Y.Beygelzimer, V.Varyukhin, D.Orlov, S.Synkov  
Twist extrusion – process for deformation accumulation

The book gives a review of pressure-treatment methods whose main goal is to accumulate strain in workpieces without their forming. Such methods have received considerable attention, because they can be used to obtain metals with submicro- and nano-crystalline structure. The book focuses on a relatively new method, called twist extrusion, originally proposed by the first author, and later jointly developed by all the authors. We hope that the book will be useful for graduate and undergraduate students, experts and non-experts in the fields of metal forming, deformable solid body mechanics, and materials science.

Рекомендовано до друку Вченою радою Донецького фізико-технічного інституту ім.О.О.Галкіна Національної академії наук України 27.03.2003, протокол №4  
Рецензенти: д.т.н., проф. Спусканюк В.З., д.т.н., проф. Алієв І.С.

Видання здійснено за підтримки гранту Президента України для обдарованої молоді №22

УДК 621.7:539.35:620.186  
ББК 34.25

ISBN 966-7507-16-5 (Донецька фірма наукоємних технологій НАН України (Фірма  
ТЕАН), Україна)

© Бейгельзімер Я.Ю., Варюхін В.М., Орлов Д.В., Синков С.Г., 2003

*Далеко-далеко, за большими-большими деформациями, в Долине Высоких Давлений лежит загадочная Страна Идеальной Пластичности. Некоторые утверждают, что ведет туда лишь одна Кривая Печения, другие говорят, что не одна, а третьи вообще не верят в то, что такая страна есть. Мало кто доходил до нее, большинство разрушалось на пути к ней. Рассказывают об этой стране удивительные истории. Будто бы живут там металлы в полной идиллии, деформируются, не разрушаясь и не упрочняясь. Будто те, кто там побывал, становятся сверхпластичными, зернышки у них делаются маленькими и чистыми, и совсем по-другому начинают они реагировать на внешние воздействия. В народе тех, кто побывал в диковинной стране, очень уважают и почтительно добавляют к их имени приставку Нано-...*

*Из легенды, рассказанной на ночь старым сплавом ВТ1-0, пережившим Большую Пластическую Деформацию, молодому неопытному собрату*



## Введение

Большие пластические деформации давно интересуют исследователей. Первым из них был тот, кто в далекие времена расплющил камнем кусок самородного металла и увидел, что это хорошо. Однако систематическое изучение больших деформаций началось лишь в середине XIX века. К тому времени технология обработки металлов давлением была уже довольно хорошо развита, и пытливому уму исследователя естественно было задаться вопросом: каким же законам подчиняются тела в процессахковки, прокатки, волочения и др.?

Мастера наблюдали, что при холодной обработке давлением металлы упрочняются, но делаются при этом менее пластичными, так что даже разрушаются в ходе деформации. Характеристики прочности и пластичности металлов определяют свойства изделий, поэтому по необходимости возникли вопросы: каким образом металлы упрочняются при деформации? От чего зависит упрочнение? Что нужно сделать, чтобы как можно сильнее упрочнить металл? Почему металлы становятся менее пластичными и почему они разрушаются при деформации? Что сделать, чтобы повысить их пластичность?

Вот уже полтора века исследователи ищут ответы на эти вопросы. Причем, как это часто бывает (см. известную теорему Геделя о неполноте), вопросы, поставленные в рамках одной системы понятий, требуют для своего решения выхода за ее пределы. Поэтому не только технологи и механики, но и материаловеды, и физики, и химики активно подключились к изучению явлений, происходящих в материалах при больших пластических деформациях.

В настоящее время эти исследования приобрели дополнительное значение в связи с быстро возрастающим интересом к так называемым нано- и субмикроматериалам, структурные элементы которых имеют размеры 10-100 нм (нано-) и 100-1000 нм (субмикро-). По порядку величины эти значения сопоставимы с характеристической длиной различных физических явлений (размером петли Франка-Рида для скольжения дислокаций, длиной свободного пробега электронов для электрокинетических явлений, размером домена для магнитных явлений и т.д.), поэтому такие материалы обладают уникальными физико-механическими характеристиками.

В результате больших пластических деформаций металлов размеры их структурных элементов (кристаллитов, фрагментов, границ раздела и т.д.) уменьшаются и достигают значений, характерных для нано- и субмикроматериалов. Вследствие этого сильнодеформированные металлы приобретают качественно новые свойства, многие из которых представляют практический интерес. В частности, они обладают аномально высокой пластичностью в сочетании с большой прочностью. Есть результаты, указывающие на возможность получения сверхпластичности некоторых металлов при комнатных температурах. В сильнодеформированном состоянии значительно изменяются и фундаментальные характеристики металлов, такие как упругие модули, температуры Кюри и Дебая, намагниченность насыщения и др.

Для осуществления больших пластических деформаций можно использовать различные процессы обработки давлением: прокатку, волочение, прессование и др. Однако монотонное формоизменение заготовки (постоянное увеличение длины при прокатке и волочении, уменьшение высоты при осадке), очевидно, приводит к тому, что при больших деформациях ее размер, хотя бы в одном из направлений, становится чрезвычайно малым. Это резко сокращает область последующего использования таких заготовок.

Исследования показывают, что эффект больших деформаций при определенных условиях можно получить путем немонотонного формоизменения заготовок. Это используется в процессах обработки давлением, основной целью которых является накопление деформации в заготовках, а не изменение их формы. К таким процессам относятся: равноканальная угловая экструзия, всесторонняя ковка, винтовая экструзия и др., которые в последующем мы называем процессами накопления деформации (ПНД).

Поскольку форма заготовки после ПНД практически совпадает с исходной, то имеется возможность многократной обработки заготовок для накопления в них достаточной деформации.

В настоящее время среди специалистов в области материаловедения и металлофизики, связанных с исследованием субмикроструктурных и наноструктурных материалов, уже устоялся термин Интенсивная Пластическая Деформация (ИПД), который объединяет указанные выше процессы. Мы полагаем, что термин ПНД лучше отражает их суть и более понятен механикам и обработчикам давлением, для которых в первую очередь предназначена дан-

ная книга. Только по этой причине, а не из за гордыни, мы ввели новый термин.

ПНД могут быть использованы во всех тех случаях, когда необходимо осуществить большую пластическую деформацию объемных заготовок без существенного изменения формы: при исследовании явлений, происходящих в материалах при больших деформациях; для получения нано- и субмикроструктурных металлов; для проработки материалов с литой структурой, уплотнения порошковых и пористых тел.

С одной стороны, ПНД являются процессами обработки давлением. Поэтому их реализация невозможна без решения характерных для таких процессов задач: определения напряженно-деформированного состояния заготовки, расчета силовых параметров процесса, проектирования и изготовления деформирующего инструмента и оснастки, подбора смазок и т.д.

С другой стороны, ПНД – это не обычные операции обработки давлением, целью которых является прежде всего формоизменение заготовок, а процессы, призванные формировать структуру материалов, обеспечивающую заданные физико-механические свойства. Вот почему для эффективного применения ПНД необходимо иметь представления о возможностях тех или иных схем нагружения в плане структурообразования, о влиянии температурно-скоростных режимов деформирования на структуру и свойства обрабатываемых материалов.

В данной книге будут рассмотрены вопросы в основном первой группы, причем только для одного процесса накопления деформации – Винтовой Экструзии. Этот процесс предложен первым автором книги в 1999 г. и затем разрабатывался авторским коллективом.

Проблемы, связанные со структурообразованием при больших пластических деформациях, мы затрагиваем только в первой главе. На эту тему сейчас имеется много публикаций металлофизического и материаловедческого характера. В то же время пока нет обобщающего взгляда, который позволил бы предложить методы проектирования процессов обработки давлением, формирующих заданные структуры в том или ином материале. Поэтому в первой главе мы анализируем, с позиций специалистов по обработке металлов давлением, известные нам данные о процессах больших пластических деформаций и на этой основе высказываем гипотезы,

которые рассматриваем как один из шагов на пути к созданию указанных выше методов проектирования.

При написании монографии работа между авторами распределась следующим образом: Я.Е. Бейгельзимер (гл. 1–3, эпиграфы); В.Н. Варюхин (гл. 3); Д.В. Орлов (гл. 2, 3); С.Г. Сынков (гл. 3). Подраздел 3.4 написан совместно с А.В. Решетовым. Результаты по экспериментальному исследованию структуры и свойств титана ВТ1-0, приведенные в подразд. 3.5 и 3.6, получены совместно с проф. В.В. Столяровым и Х.Ш. Салимгареевым (ИФПМ УГАТУ, г. Уфа, Россия).

Авторы выражают глубокую благодарность проф. А.А. Минаеву за постоянное внимание и поддержку работы; проф. Р.З. Валиеву – за то, что он привлек внимание авторов к процессам интенсивной пластической деформации и активно содействовал установлению научных контактов; к.т.н., с.н.с. Б.М. Эфросу – за обсуждение материаловедческих проблем, связанных с ПНД; аспиранту А.В. Решетову инженерам Т.П. Заике, А.Н. Сапронову и А.С. Сынкову за участие в экспериментальных и технологических исследованиях.

Авторы выражают благодарность проф. В.З. Спусканюку и проф. И.С. Алиеву за труд по рецензированию книги.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента Украины для одаренной молодежи № 22. Издание книги осуществлено при поддержке этого гранта.



*Это не обзор, я пытаюсь обнять тебя...*

*приговаривал Мальчик Спальчик, кружа  
вокруг Василисы Прекрасной*

*Опять скажу: никто не обнимет необъятного!*

*Козьма Прутков*



## ГЛАВА 1

### Металлы при больших пластических деформациях: взгляд обработчика давлением

Это не обзор – в настоящей главе мы высказываем свои суждения по поводу следующих основополагающих вопросов, возникающих при разработке ПНД: каким образом нужно деформировать тот или иной металл, чтобы сильнее упрочнить его? Как построить процесс обработки давлением, чтобы получить металл с большей пластичностью? Как сформировать в металле субмикро- и нанокристаллические структуры?

При этом мы опираемся на опубликованные в литературе данные по феноменологии и физике больших пластических деформаций. С нашей точки зрения, они позволяют высказать следующие гипотезы:

- Для каждого металла при заданных температурно-скоростных условиях деформирования и величине гидростатического давления имеется некоторая стационарная микроструктура (далее мы ее называем предельной), которая достигается при достаточно больших монотонных (или близких к монотонным) деформациях и при последующем увеличении деформации поддерживается путем постоянного воспроизводства. Предельная структура характеризуется определенной величиной фрагментов и обеспечивает металлу идеальную пластичность под давлением в плане как отсутствия упрочнения, так и деформации без разрушения. Все процессы обработки давлением при накоплении с их помощью достаточно большой монотонной деформации (своей для каждого процесса) формируют в металле его предельную структуру.
- В отличие от предельной микроструктуры скорость стремления к ней (интенсивность процесса фрагментации) для каждого металла зависит не только от температурно-скоростных условий деформирования и величины гидростатического давления, но и от величины деформации, пути нагружения (монотонное, немонотонное, знакопеременное, амплитуды деформации при знакопеременном нагружении, схемы напряженного состояния на отдельных участках пути и т.д.), а также градиентов тензоров скоростей деформаций и поворотов.

- Предельную структуру того или иного металла быстрее всего формируют процессы, которые при одном и том же уровне гидростатического давления в очаге деформации приводят к более сильному снижению пластичности данного металла. Для получения субмикро- и наноструктур эти процессы необходимо осуществлять при высоком гидростатическом давлении в очаге деформации. В таком случае релаксация внутренних напряжений идет по пути фрагментации кристаллитов, а не образования микронесплошностей.

### ***1.1. Упрочнение при холодной деформации: кривая течения, идеальная пластичность***

Анри Эдуардо Треска в середине XIX века впервые четко поставил вопросы, связанные с упрочнением материалов при деформации, и попытался на них ответить. В результате большого числа экспериментов со множеством самых разных твердых тел (свинец, олово, медь, железо, глина, парафин, лед и др.) А. Треска пришел к следующим выводам: 1) твердые тела при достаточных уровнях давления могут течь подобно жидкостям; 2) существует промежуточная область пластического упрочнения, имеющая место за пределом упругости и до того, как начнется постоянное течение; 3) существует характеристика материала (коэффициент  $K$ ), выражающая максимальное касательное напряжение, при котором, независимо от опыта, твердое тело течет (цитируем по книге [1]).

Постоянство величины максимального касательного напряжения  $K$  при течении твердого тела впоследствии назвали эффектом идеальной пластичности. Таким образом, А. Треска пришел к выводу, что при больших деформациях материалы становятся идеально пластичными, причем максимальное касательное напряжение  $K$  при пластическом течении является характеристикой материала и не зависит от схемы нагружения.

Следует подчеркнуть, что, согласно А. Треска, области идеальной пластичности предшествует участок упрочнения и что характеристикой материала является максимальное касательное напряжение при пластическом течении, а не в начале участка упрочнения, как стали полагать, начиная с работ Сен-Венана.

Целенаправленные исследования по упрочнению материалов при больших пластических деформациях впервые выполнил Пауль Люд-

вик в начале XX века. В своей небольшой и очень интересной книжке (русский перевод [2]) он сформулировал гипотезу о «единой кривой течения», которая в настоящее время понимается как гипотеза о том, что интенсивность напряжений есть функция интенсивности деформаций, не зависящая от характера напряженного состояния.

П. Людвик считал, что механизмом пластической деформации является сдвиг по плоскостям скольжения, происходящий тогда, когда касательное напряжение на них достигает критического значения  $R$ , которое он называл внутренним трением. Вначале он полагал, что внутреннее трение зависит от материала, вида и величины предшествующего сдвига (параметр, пропорциональный интенсивности деформации), нормального напряжения, перпендикулярного к плоскости сдвига, и от скорости сдвига.

В результате многочисленных испытаний на растяжение, сжатие и кручение различных материалов (олова, меди, латуни, железа, углеродистых сталей, чугуна) П. Людвик пришел к выводу, что для каждого материала  $R$  зависит в основном от величины предшествующего сдвига и в гораздо меньшей степени - от других факторов. Это позволило найти то общее, что связывало диаграммы деформирования материалов при простейших нагружениях, – «единую кривую течения» в координатах внутреннее трение – величина сдвига.

П. Людвик постоянно обращал внимание на то, что из-за поворота материальных волокон, обусловленного большой деформацией, все новые и новые материальные плоскости становятся плоскостями скольжения. Он специально изучил влияние этого фактора на величину  $R$ . В ходе экспериментов по кручению предварительно растянутых образцов П. Людвик пришел к выводу, что даже при резком изменении положения плоскостей скольжения, величина  $R$  по-прежнему определяется предшествовавшей деформацией сдвига.

В последующем Г.А. Смирновым-Аляевым [3] было введено понятие монотонной деформации, при которой на каждой ступени в процессе пластического формоизменения направления главных скоростей деформации связаны с одними и теми же материальными волокнами, а отношения этих скоростей остаются постоянными.

Из-за поворотов материальных частиц большие пластические деформации, как правило, немонотонны. Поэтому в [3] было введено понятие деформации, близкой к монотонной (квазимонотонной), при которой допускаются медленный поворот главных направлений тензора скоростей деформаций относительно матери-

альных волокон и небольшое нарушение пропорциональности главных компонент этого тензора.

Таким образом, из опытов П. Людвика следовало, что в некоторых случаях, даже при существенно немонотонной деформации, величина  $R$  подчиняется единой кривой течения.

Принципиально другой результат дали его эксперименты по знакопеременному кручению. Полученная диаграмма имела вид пилообразной линии. Оказалось, что положение кривой, проведенной через максимумы этой линии и характеризующей интенсивность упрочнения металла при знакопеременном кручении, определяется углом поворота в одну сторону (амплитудой кручения). Чем угол меньше, тем ниже лежит указанная кривая, тем менее интенсивно упрочняется металл и тем больше деформация, которую он может накопить до разрушения [2].

Если испытания проводились при знакопеременном кручении, а заканчивались односторонним закручиванием, то на последнем этапе величина  $R$  возрастала гораздо быстрее, чем в опытах по кручению в одну сторону.

Вопросом о том, имеет ли кривая течения насыщение при больших деформациях, т.е. существует ли идеальная пластичность, П. Людвик специально не занимался. Его интересовали проблемы упрочнения, причем в области деформаций, характерной для обычных процессов холодной обработки давлением (по величине интенсивности деформаций это, как правило, менее 1.5–2.0). Однако некоторые из результатов, приведенных в [2], говорят о достижении в опытах участка идеальной пластичности, причем величина  $R$  на нем не зависела от вида предшествовавшей деформации.

Гипотеза «единой кривой течения» открыла путь для расчетов больших пластических деформации в различных процессах обработки давлением, так как заключала в себе возможность определения свойств материалов по результатам простых испытаний.

Согласно «единой кривой течения» интенсивность напряжений является функцией интенсивности деформаций, не зависящей от вида нагружения. В рамках этой гипотезы ответ на вопрос о том, каким образом нужно деформировать тот или иной металл, чтобы сильнее упрочнить его, звучит очень просто: безразлично каким образом – лишь бы металл не разрушился при накоплении деформации.

Однако, к сожалению (а может быть, к счастью?), не все так просто. Как показали исследования (подробнейший их анализ при-

веден в публикациях [4–7]), выполненные уже после работ П. Людвика, даже при монотонной деформации далеко не все металлы имеют «единую кривую течения». Многие из них «чувствительны» к виду нагружения. Что же касается немонотонного деформирования, то тут ситуация еще сложнее. Эксперименты показывают, что после смены вида нагружения кривая течения на протяжении  $\sim 0.1-0.2$  по величине интенсивности деформации идет ниже продолжения первоначальной кривой течения, а затем выходит на кривую, соответствующую новому виду нагружения.

Есть ли в этом случае эффект идеальной пластичности при больших деформациях? А если есть, то зависит ли максимальное касательное напряжение от вида нагружения или оно действительно является характеристикой материала, как полагал А. Треска? Окончательных ответов на эти вопросы нет до сих пор.

Эксперименты П. Бриджмена [8] показали, что кривые течения различных металлов при сдвиге асимптотически стремятся к предельному значению, что, как будто бы, подтверждало эффект идеальной пластичности. В то же время обнаружилось, что кривые течения при сжатии могут монотонно возрастать на протяжении всего процесса деформирования и лишь для некоторых металлов (например, чистой меди) выходят на насыщение. Что же касается кривых течения при растяжении, то они всегда монотонно возрастают при больших деформациях. Значит, при сжатии и растяжении не все металлы в конечном счете приходят к идеальной пластичности?

В работах [4, 6] тоже указывается на то, что идеальная пластичность существует лишь для некоторых металлов. В основном же, вплоть до разрушения, металлы проявляют упрочнение.

Значительный интерес представляют исследования А.М. Розенберга и его учеников [9, 10] по изучению изменения твердости металлов при резании и деформирующем протягивании. В этих процессах в поверхностных слоях заготовок накапливаются большие степени деформации [10], что позволяет достаточно просто изучать ее влияние на твердость различных металлов. В работах [9, 10] указывается, что для некоторых металлов (меди, армко-железа, стали 20) были достигнуты деформации, при которых их твердость вышла на насыщение. В основном же для сталей (45, У8 и др.) такие значения деформации не были достигнуты, однако у авторов нет сомнения, что идеальная пластичность существует и для этих материалов [10].

Интересен анализ создавшейся ситуации, выполненный В.И. Левитасом [11]. Он пришел к выводу, что известные экспериментальные данные не противоречат гипотезе об идеальной пластичности материалов при больших деформациях, а отсутствие участка идеальной пластичности на кривых течения объясняется недостаточно высокими деформациями и неучтенной неоднородностью напряженно-деформированного состояния образца.

Дело в том, что в экспериментах по большим деформациям измеряют перемещения и силы. Затем по этим данным на основе некоторых допущений (предположения об однородности распределения напряжений и деформаций, системы уравнений равновесия, «закона» парности касательных напряжений, условия несжимаемости и др.) расшифровывают напряженное и деформированное состояние образца. Принятые допущения могут вносить значительную погрешность.

В.И. Левитас [11] предложил ряд методик осуществления больших пластических деформаций, допускающих расшифровку на основе минимального числа обоснованных предположений. Путем обработки результатов экспериментов он показал, что для широкого класса материалов (металлов, горных пород, порошковых материалов) при больших деформациях характерен участок идеальной пластичности.

Более того, данные, полученные В.И. Левитасом, позволили ему выдвинуть гипотезу о том, что изначально изотропные материалы в результате больших пластических деформаций опять становятся изотропными («усиленный постулат идеальной пластичности» [11]). Это соответствует известному факту исчезновения деформационной текстуры при больших пластических деформациях. Согласно [11] предел текучести такого изотропного сильнодеформированного материала не зависит от того, каким образом накапливали деформацию при его обработке, лишь бы путь нагружения содержал достаточно длинный монотонный (или близкий к монотонному) участок.

К подобным же выводам пришел и автор этой главы в работах [12–15] на основе модели пористого тела со структурно-неоднородным каркасом, микромеханической модели поликристалла и представлений о «толстой поверхности текучести». Одно из следствий этих работ – установление динамического равновесия между процессами рождения и залечивания микронесплошностей,



и возникновение стационарной пористости в материале при больших монотонных (близких к монотонным) деформациях под давлением. Согласно [12–15] предел текучести сильнодеформированного материала зависит от температурно-скоростных условий деформирования и уровня давления, так как фазовый состав, в том числе и количество фазы пустоты (пористость), определяются этими факторами.

Идеальная пластичность и изотропия сильнодеформированных материалов связаны с некоторой предельной стационарной микроструктурой, возникающей и динамически поддерживающейся в них при больших деформациях [16] (заметим, что это соответствует представлениям синергетики о диссипативных структурах [17]). Поэтому гипотеза об идеальной пластичности сразу же влечет за собой гипотезу о предельной стационарной микроструктуре.

Это пока лишь гипотезы и для выяснения закономерностей упрочнения материалов при больших пластических деформациях необходимы дальнейшие исследования.

Проливают свет на указанные закономерности работы по физике больших пластических деформаций, о которых речь пойдет чуть ниже.

### ***1.2. Пластичность металлов при больших деформациях***

Вопросы, связанные с пластичностью и разрушением твердых тел при больших деформациях, впервые четко поставил П. Бриджмен в 40-х гг. XX века [8]. В дальнейшем эти исследования были продолжены Б.И. Бересневым с соавт. [18], Х.Л. Пью [19] и др. Указанные работы дали толчок и послужили основой для исследований в области деформируемости металлов при обработке давлением, которые выполнили В.Л. Колмогоров [20], А.А. Богатов с соавт. [21], В.А. Огородников [22] и др.

Мы здесь не будем делать обзор работ по пластичности и разрушению металлов при обработке давлением (краткий их анализ дан, например, в монографии [16]). Приведем в виде тезисов лишь те результаты исследований, которые представляют интерес в плане построения единой картины процессов деформации и разрушения металлов при больших пластических деформациях.

Высокое гидростатическое давление повышает пластичность (интенсивность деформации до разрушения) металлов вплоть до проявления у некоторых из них эффекта сверхпластичности под давлением [18–20].

На пластичность металлов существенное влияние оказывает вид нагружения. Как правило, наименьшая пластичность наблюдается при простом сдвиге [21, 23, 24].

При немонотонной деформации пластичность выше, чем при монотонной [21, 23, 24].

На последнем тезисе остановимся несколько подробнее ввиду того, что, с нашей точки зрения, эффекты немонотонности представляют большой научный и практический интерес и пока что недостаточно исследованы.

Мы уже отмечали, что эксперименты П. Людвика показали существенное увеличение пластической деформации образца до его разрушения при знакопеременном кручении по сравнению с кручением в одном направлении. Диаграммы кручения после предварительного растяжения меди и латуни, приведенные в работе [2], свидетельствуют о том, что деформация до разрушения существенно увеличивается (на десятки процентов) в том случае, если до испытаний на кручение материал был продеформирован растяжением на небольшую (10 и 25%) степень деформации. Об этом же свидетельствуют данные работ [21, 23, 24].

В практике волочения известно, что знакопеременный изгиб проволоки приводит к повышению ее пластичности при последующем волочении так, что в некоторых случаях позволяет даже исключить промежуточные отжиги [25].

Процессы накопления деформаций принципиально немонотонны, поскольку размеры образца после обработки должны быть такими же, как и до обработки. Кроме того, эти процессы необходимы в основном для обработки заготовок, которые в последующем подвергаются другим видам деформации. По этим причинам эффекты немонотонности имеют важнейшее значение для процессов накопления деформации.

Приведенные закономерности, характеризующие разрушение металлов при больших пластических деформациях, так же как и описанные в предыдущем подразделе закономерности упрочнения, являются результатом сложных процессов, происходящих в структуре материалов.

В следующем подразделе будут приведены, опять же в тезисном виде, основные представления о физике больших пластических деформаций металлов. Автор главы не считает себя специалистом в данной области исследований, поэтому приведенные тезисы пред-

ставляют собой «взгляд обработчика давлением», сформированный в основном на базе работ [26–32].

Возникает вопрос: кому нужен такой взгляд неспециалиста? Автор тешит себя надеждой, что изложение известных в металлофизике фактов на языке механики поможет разработать механические модели с физическим содержанием, описывающие многоуровневый процесс деформации поликристаллов.

### 1.3. Физика больших пластических деформаций глазами обработчика давлением

Согласно принципу Ле-Шателье, внешняя нагрузка, приложенная к поликристаллу и вызывающая упругие деформации кристаллической решетки, стимулирует в нем процессы, стремящиеся ослабить результат ее воздействия, т.е. снизить эти деформации. Если рассматривать процесс нагружения с таких позиций, то при пластической деформации металлы не упрочняются, а наоборот – пытаются снизить внешнюю нагрузку путем уменьшения упругих деформаций. Эту тривиальную мысль поясняет рис. 1.1.

Материалы неоднородны, и указанные выше процессы представляют собой перенос атомов из мест наибольшего сжатия в места, где сжимающие напряжения меньше.

В поликристаллических материалах существуют несколько элементарных механизмов переноса вещества (дислокационное скольжение, поперечное движение дислокаций, диффузия, двойникование и т.д.),

каждый из которых имеет свою энергию активации и при заданных параметрах внешнего воздействия (напряжение, скорость деформирования, температура) обеспечивает определенную скорость деформации.

Контролируют деформацию материала (являются ведущими) в данных условиях те механизмы, которые обеспечивают при этих условиях наибольшую скорость деформации, т.е. наиболее эффективно снижают внешнюю нагрузку (см. карты механизмов деформации Эшби [32]).

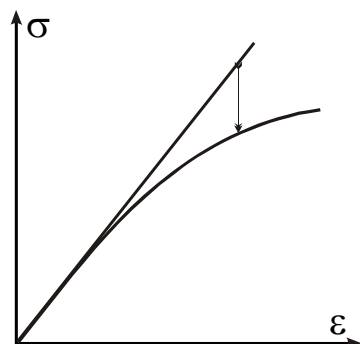


Рис. 1.1. Кривая напряжение–деформация поликристалла

Ввиду структурной неоднородности материала его пластическая деформация как целого может осуществляться лишь путем совместной деформации отдельных структурных элементов, под которыми мы понимаем однородные участки кристаллитов. Согласно Р. Мизесу, такой структурный элемент может деформироваться произвольным образом, если в нем работает пять независимых систем скольжения. По причине взаимного упрочнения, как правило, работают максимум 2–3 системы. Поэтому по мере деформации материала происходит блокирование сдвигов в пределах структурных элементов, в результате чего растут внутренние микронапряжения, которые являются основной причиной деформационного упрочнения при относительно малых пластических деформациях.

Внутренние напряжения существенно неоднородны и приводят к изгибам и кручениям кристаллической решетки, которые увеличиваются с ростом деформации. Релаксация этих напряжений возможна по двум основным путям: относительному развороту отдельных элементов кристаллической решетки с формированием границ разориентации и образованию так называемых зародышевых микронесплошностей. Первый путь ведет к фрагментации кристаллитов и связанному с этим упрочнению материала, второй – к росту поврежденности его структуры и снижению пластичности.

Вероятности реализации первого и второго путей определяются свойствами материала, давлением, температурой и скоростью деформации. С ростом величины давления вероятность образования зародышевых микронесплошностей, как правило, снижается, и напряжения релаксируют путем формирования границ разориентации.

Таким образом, фрагментация – неизбежная дань, которую материал платит Большой Пластической Деформации за сохранение своей целостности, а давление обеспечивает ему возможность откупиться такой ценой.

Этот анализ показывает, что, увеличивая давление, можно «превратить» процесс разрушения в процесс фрагментации. Такой вывод соответствует известному экспериментальному факту, состоящему в том, что при деформации под давлением реализуются все те же микроструктуры, что и без давления, но при меньших степенях деформации (см. [16]).

На основании приведенного анализа можно высказать следующую гипотезу: процессы деформации, приводящие к существенному снижению пластичности материала, под давлением должны достаточно быстро формировать фрагментированную структуру.

В качестве одного из доводов в пользу этой гипотезы приведем следующий факт. Согласно [21, 23, 24], наиболее низкие значения пластичности многих металлов характерны для схемы простого сдвига (simple shear). В то же время, согласно анализу экспериментов, выполненному в работе [33], простой сдвиг под давлением наиболее эффективен в плане фрагментации.

Если высказанная гипотеза подтвердится, то феноменологические модели фрагментации и основанные на них методы проектирования ПНД для формирования в металлах субмикроструктур можно будет попытаться построить на базе достаточно хорошо разработанного аппарата теории деформируемости металлов при обработке давлением.

Возможны два основных сценария эволюции структуры материала при формировании границ разориентации.

Первый сценарий характерен для материалов с большой энергией дефектов упаковки. В таких материалах возможно достаточно свободное поперечное движение дислокаций, что некоторое время обеспечивает перемещение вещества из мест сжатия в места растяжения. Это приводит к временной релаксации упругих изгибов и образованию слабаразориентированных ячеек.

При последующем нагружении напряжения продолжают расти, и возникает необходимость в релаксации все больших изгибов решетки. Тогда в местах наибольшей кривизны или кручения решетки, в областях концентраторов напряжений (например, на границах зерен), образуются подвижные концентраторы напряжений – дисклинации. Последние в дальнейшем движутся по кристаллу, превращая сильные упругие изгибы кристаллической решетки в высокоугловые границы дискретной разориентации. Происходит образование пластических шарниров (по терминологии сопромата) [34]. Дисклинация – концентратор моментных напряжений, а перенос вещества осуществляется дислокациями.

Заметим, что в некоторых материалах упругие изгибы решетки не преобразуются в границы фрагментов, но, перемещаясь по мате-

риалу, обеспечивают достаточно большие его деформации [35]. Такой механизм деформации авторы [35] назвали «диспланационным».

Дисклинации движутся по «намеченным дорожкам» – границам ячеек. При этом формируются мелкие, приблизительно равноосные сильноразориентированные фрагменты (субзерна).

Можно предложить две механические модели, иллюстрирующие рассматриваемый сценарий образования границ разориентации:

1) процесс смятия в руке куска бумаги, в результате чего гладкая поверхность бумаги разбивается складками на фрагменты. Складка является результатом превращения сильного упругого изгиба в пластический шарнир;

2) разрушение слоя краски на упругоизгибаемой поверхности. В этом случае с увеличением кривизны поверхности краска некоторое время тоже изгибается. При определенном критическом радиусе изгиба в слое краски образуется трещина, приводящая к временной релаксации изгибающих напряжений. По мере роста кривизны упругоизгибаемой поверхности таких трещин будет все больше, и они будут постепенно разбивать краску на все более мелкие фрагменты. Заметим, что аналогичная картина наблюдается при высыхании слоя старой краски или грязи, ее можно видеть также на старом асфальте.

Предложенные механические модели приводят к двум выводам.

Первый связан с распределением фрагментов по размерам. Естественно предположить, что пока размеры фрагментов гораздо больше критического радиуса изгиба, приводящего к образованию новой границы, физический механизм разбиения не зависит от величины фрагментов. В этом случае, согласно А.Н. Колмогорову [36], при последовательном дроблении возникает логонормальный закон распределения фрагментов по размерам. Этот вывод соответствует эксперименту [26, 37].

Второй вывод связан с тем, что когда размер фрагмента становится порядка критического радиуса изгиба, последующее деление прекращается. Дело в том, что для достаточно большого изгиба или кручения таких малых фрагментов необходимы высокие внутренние напряжения. Последние же не могут расти неограниченно, поскольку этому препятствуют процессы проскальзывания отдельных фрагментов друг относительно друга и процессы динамической рекристаллизации.

Прекращение фрагментации приводит к тому, что при больших деформациях размеры всех фрагментов постепенно становятся равными минимально возможному размеру. При последующей деформации размер фрагментов не изменяется, внутренние напряжения не увеличиваются, так как релаксируют путем проскальзывания фрагментов друг относительно друга или же путем динамической рекристаллизации. При этом устанавливается также динамическое равновесие между процессами образования и залечивания микро-несплошностей [16].

На той стадии фрагментации, когда закон деления не зависит от размера фрагментов, возникает так называемый автомодельный (самоподобный) процесс, приводящий, как правило, к образованию фрактальных структур [38, 39]. Если допустить, что последовательные множества высокоугловых границ, возникающие в ходе этого процесса, являются предфракталами одного и того же фрактала, то получим следующую оценку для площади данного множества в единице объема материала:  $S \sim d^{-\nu}$ , где  $d$  – характерный размер фрагмента,  $\nu = D - 1$ , а  $D$  – фрактальная размерность множества линий на плоскости, пересекающей высокоугловые границы (множества границ на металлографическом шлифе материала).

Величина  $D$  лежит в пределах  $1 < D < 2$ . Если размеры элементов предфракталов (имеются в виду элементы одного уровня) распределены в широком диапазоне, то размерность фрактала существенно отличается от 2. Если же размеры элементов приблизительно одинаковы, то размерность фрактала приближается к 2 (например, фрактал типа сетки с одинаковыми ячейками, постепенно заполняющий всю плоскость [40]).

Из приведенного анализа следует, что на автомодельной стадии фрагментации  $\nu = \text{const}$ , величина которой лежит между 0 и 1, а на заключительной стадии, когда размеры фрагментов приближаются к минимальному,  $\nu \rightarrow 1$ .

Полученное выше соотношение для удельной площади границ аналогично закону Холла–Петча  $\sigma_r \sim d^{-\lambda}$  ( $\sigma_r$  – напряжение течения). Интересен и тот факт, что при больших деформациях  $\lambda \rightarrow 1$  [41]. Возможно, это простое совпадение. Но, может быть, здесь заложен и более глубокий смысл. Ведь большие деформации сопряжены со сдвигами по неравновесным высокоугловым границам [31]. Тогда из равенства работы внешних сил величине диссипации энергии в

объеме материала (при больших пластических деформациях внутренняя упругая энергия практически не увеличивается) следует, что  $\sigma_T$  должно быть пропорционально  $S$ .

В связи со сказанным интересно было провести исследования по сопоставлению в эксперименте величин  $\nu$  и  $\lambda$ .

Завершая анализ первого сценария фрагментации, можно высказать следующую гипотезу: для материалов с высокой энергией дефектов упаковки при больших деформациях достигается стационарная предельная структура, обеспечивающая такому материалу идеальную пластичность в смысле как отсутствия упрочнения, так и деформации без разрушения.

Рассмотрим второй сценарий образования границ разориентации, который характерен для материалов с низкой энергией дефектов упаковки. В таких материалах поперечное движение дислокаций затруднено. Поэтому напряжения, связанные с изгибом кристаллической решетки, не релаксируют путем образования слаборазориентированных ячеек, а возрастают до «макроскопического масштаба». Другими словами, они определяются уже внешним напряженным состоянием, а не внутренней неоднородностью материала.

Подобная ситуация характерна, например, для сжатых многослойных геологических структур [42]. Известно, что при больших напряжениях, при блокировке механизмов скольжения, такие структуры теряют устойчивость с образованием складок (kink bands). Последние имеют вид узких полос, ориентированных под определенными углами к направлениям главных напряжений. Запускаются kink bands на концентраторах напряжений, а распространяются благодаря тому, что их вершины становятся подвижными концентраторами, которые можно описать диполями частичных дисклинаций.

Аналогичные kink bands, по-видимому, образуются и при больших пластических деформациях металлов с малой энергией дефектов упаковки. Они имеют не кристаллографическую природу, кристаллическая решетка внутри полос сильно развернута относительно прилегающих к ним областей. Эти полосы ориентированы под определенными углами к главным напряжениям, могут перерезать несколько зерен и имеют ширину порядка 300–500 нм.

Заметим, что в металлах с высокой энергией дефектов упаковки при больших деформациях также образуются полосовые структуры



[26]. Однако, с нашей точки зрения, они обусловлены другим механизмом потери устойчивости, нежели kink bands. Эти структуры представляют собой полосы локализации деформации в идеально пластичном материале, которые принято называть shear bands. Механизм образования подобных полос описан, например, в работах [16, 43]. Следовательно, если kink bands являются результатом потери устойчивости неоднородного упругопластического тела, то shear bands возникают при потере устойчивости идеально пластического течения. В этом состоит их принципиальное различие.

При пересечении kink band образуются мелкие равноосные фрагменты с неравновесными большеугловыми границами. Повидимому, после разбиения всего объема материала на такие фрагменты может наступить стадия идеальной пластичности при деформации под давлением, так как мелкие фрагменты с неравновесными границами могут проворачиваться друг относительно друга.

В предыдущих подразделах данной главы мы отмечали сильное влияние немонотонности деформирования на упрочнение и пластичность металлов. С «микроскопической» точки зрения это связано с двумя обстоятельствами.

Во-первых, при смене направления деформации происходит разрядка дислокационных зарядов, обуславливающих моментные напряжения. Это приводит к снижению составляющей напряжения течения, вызванной внутренними напряжениями (эффект Баушингера). Для создания свежих зарядов необходимо произвести достаточно большую (~0.1–0.2) деформацию в новом направлении. Лишь после этого опять образуются дисклинации, которые, продвигаясь, формируют границы разориентации или же рождают микронесплошности. В подтверждение тому можно привести результаты работы [44], где показано, что при деформациях, возникающих в материале при усталостных испытаниях, в его структуре не формируются сильноразориентированные фрагменты.

Во-вторых, при смене направления деформации в материале возникают условия для залечивания микронесплошностей, что приводит к повышению пластичности.

Важным при получении субмикрокристаллических материалов с помощью процессов накопления деформации, является следующий вопрос: как влияет немонотонность деформирования на интенсивность фрагментации? Согласно только что сказанному, немонотон-

ность должна приводить к снижению интенсивности фрагментации. Это согласуется с тем, что при немонотонной деформации уменьшается интенсивность упрочнения, которое посредством закона Холла–Петча связано с фрагментацией. Коррелирует это и с высказанной выше гипотезой о том, что процессы, которые меньше снижают пластичность металла, приводят и к менее интенсивной его фрагментации. В наибольшей мере это относится к знакопеременной деформации.

В таком случае можно задаться вопросом: почему же для создания субмикроструктур используют процессы накопления деформации, а не монотонного формоизменения (прокатку, волочение и т.д.). Ответы, на наш взгляд, следующие.

Прежде всего, как уже указано во введении, монотонное формоизменение при больших деформациях приводит к чрезвычайно малым размерам заготовок.

Кроме того, ПНД реализуют деформацию в основном простого сдвига, которая, как указано выше, эффективна в плане фрагментации.

Есть и третье обстоятельство – граница разориентации возникает вследствие релаксации изгибов-кручений кристаллической решетки. Обычно их связывают с внутренними напряжениями, обусловленными дислокационными зарядами. По этой причине оказывается, что площадь образовавшихся границ разориентации пропорциональна интенсивности деформации. Однако при таком рассмотрении упускаются из виду изгибы и кручения, обусловленные макроскопическими напряжениями. Они действительно незначительны при относительно малых градиентах тензоров скоростей деформаций и скоростей поворота. Но при деформации с большими градиентами указанных тензоров влияние моментных напряжений макроскопического происхождения становится значимым и дает свой вклад в изгибы кристаллической решетки. Естественно, оценки «большой» и «малый» определяются величиной кристаллитов обрабатываемого материала.

Эффективные ПНД, такие как кручение под давлением в наковальнях Бриджмена или равноканальная угловая экструзия, характеризуются именно очень узкими очагами деформации с большими градиентами тензоров скоростей деформаций и скоростей поворота.

Вполне возможно, что именно «макроизгибами» и «макрокручениями» обусловлена эффективность простого сдвига (simple

shear) в плане фрагментации. В отличие от чистого сдвига (pure shear), первый сопряжен с жесткими поворотами материальных частиц, причем скорость поворотов пропорциональна скорости сдвига. Из-за неоднородности поликристалла (речь идет о неоднородности масштаба гораздо большего размера зерна) возникает градиент сдвига, который связан с градиентом поворота, т.е. с изгибами и кручениями.

Все три ответа как бы подразумевают, что немонотонность отрицательно влияет на фрагментацию, но этот недостаток с лихвой компенсируется достоинствами ПНД. Мы полагаем, что делать такое утверждение нельзя. Достаточно вспомнить хотя бы эксперименты П. Людвика по знакопеременному кручению. Выше отмечалось, что если после нескольких циклов знакопеременного кручения сделать закручивание в одну сторону, то кривая течения пойдет резко вверх, гораздо более резко, чем при постоянном кручении в одну сторону. Это говорит о том, что знакопеременная деформация может подготавливать структуру металла к интенсивной фрагментации при последующей монотонной деформации. Если учесть, что пластичность металла при этом остается высокой, то становятся видны положительные черты немонотонности, особенно в связи с тем, что ПНД необходимы лишь для получения заготовок, которые потом обрабатываются прокаткой, гидроэкструзией, волочением и т.д. (т.е. процессами с формоизменением, близким к монотонному).

По-видимому, эффективно также, в плане фрагментации, применение знакопеременной деформации не до, а после достаточно длинного монотонного участка (порядка 0.5–1.0 по величине интенсивности). В этом случае на первой стадии нагружения металл накопит большую плотность дислокаций (высокий уровень внутренних напряжений), которые на второй стадии, образовав дисклинации, могут привести к его быстрой фрагментации без существенного снижения пластичности.


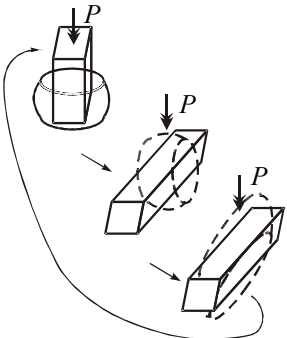
Таким образом, в настоящее время нет достаточных данных для окончательных суждений по поводу эффектов немонотонности деформации. Но это очень интересные и важные вопросы, которые требуют дальнейшего исследования.

**1.4. Процессы накопления деформации, применяемые для формирования субмикроструктур в объемных образцах**

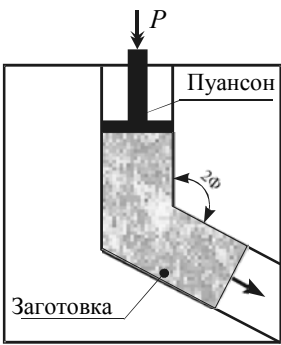
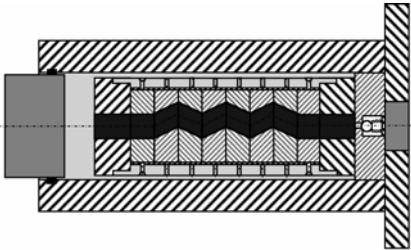
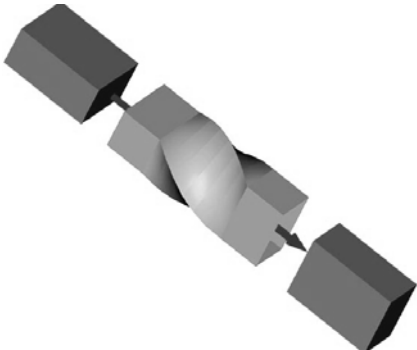
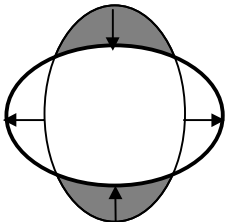
Для получения субмикроструктур в объемных образцах сейчас используют целый ряд процессов накопления деформации (табл. 1.1). Создать структуры в поверхностных слоях заготовки можно с помощью процессов поверхностной пластической деформации [45], деформирующего протягивания [9] и трения [46].

**Таблица 1.1.**

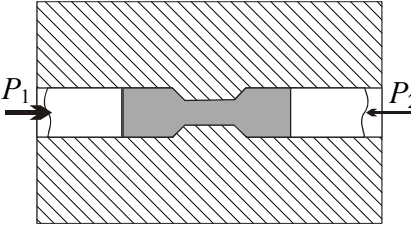
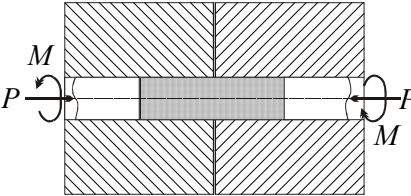
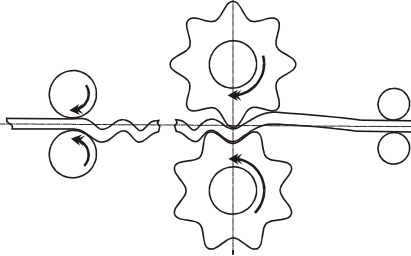
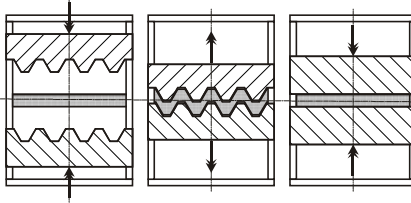
Процессы накопления деформации, используемые для обработки объемных заготовок

Схема	Название (аббревиатура)		Источник
	русское	английское	
1	2	3	4
	Кручение под высоким давлением (КВД)	High Pressure Torsion (HPT)	[8, 37]
	Всесторонняя ковка (ВК)	3D forging	[47]

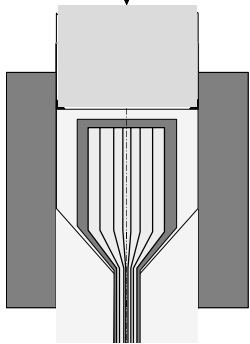
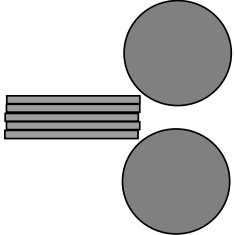
Продолжение Таблицы 1.1.

1	2	3	4
	<p>Равноканальная угловая экструзия (РКУЭ)</p>	<p>Equal channel angular extrusion (ECAE)</p>	<p>[48, 49]</p>
	<p>Равноканальная многоугловая экструзия (РКМУЭ)</p>	<p>Equal channel multiangular extrusion (ECMAE)</p>	<p>[50]</p>
	<p>Винтовая экструзия (ВЭ)</p>	<p>Twist extrusion (TE)</p>	<p>[51, 52]</p>
	<p>Уширяющая экструзия</p>	<p>Spread Extrusion</p>	<p>Раздел 3.7 этой книги</p>

Продолжение Таблицы 1.1.

1	2	3	4
	<p>Песочные часы (ПЧ)</p>	<p>Sandglass (SG)</p>	<p>[53]</p>
	<p>Кручение в составном контейнере под давлением (КСКД)</p>	<p>Torsion in a compound container under pressure (TCCP)</p>	<p>[53]</p>
	<p>Повторяющееся рифление-выпрямление (ПРВ)</p>	<p>Repetitive corrugation and straightening (RCS)</p>	<p>[54]</p>
	<p>Принудительное рифление пресованием (ПРП)</p>	<p>Constrained Groove Pressing (CGP)</p>	<p>[55]</p>

Продолжение Таблицы 1.1.

1	2	3	4
	Пакетная гидроэкструзия (ПГ)	Bale hydroextrusion (BH)	[56, 57]
	Накапливающееся соединение прокаткой (НСП)	Accumulative Roll Bonding (ARB)	[58]

Принцип действия ПНД, указанных в таблице, достаточно хорошо понятен из приведенных схем. Более полную информацию о каждом процессе можно получить из работ, ссылки на которые даны в последнем столбце таблицы.

В этой книге, как уже было отмечено во введении, речь идет об относительно молодом процессе ПНД – Винтовой Экструзии. Поэтому остановимся на нем подробнее.

Суть ВЭ состоит в том, что призматическую заготовку продавливают через матрицу с винтовым каналом. Угол  $\beta$  наклона винтовой линии к направлению оси экструзии изменяется по высоте матрицы, причем на ее начальном и конечном участках он равен нулю (рис. 1.2).

Особенности геометрии канала матрицы приводят к тому, что при выдавливании через нее сохраняется идентичность начальной и конечной форм и размеров обрабатываемой заготовки, а это, в

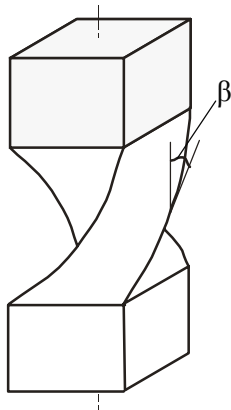


Рис. 1.2. Схема винтового канала при ВЭ

свою очередь, позволяет осуществлять ее многократную экструзию с целью накопления больших степеней деформаций.

Мы не будем сопоставлять между собой указанные в табл. 1.1 процессы. Отметим лишь, что согласно анализу, сделанному выше, фрагментации металлов должны способствовать следующие факторы: обработка по схеме простого сдвига; большие градиенты тензоров скоростей деформации и поворота; высокие давления в очаге деформации.

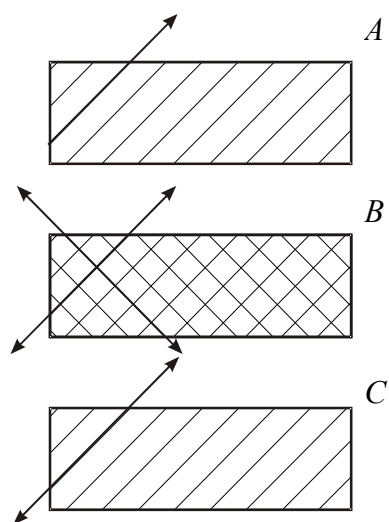
Всем этим условиям удовлетворяет первая из приведенных схем – кручение под высоким давлением. Уровень давления, который можно достичь в ней, составляет порядка  $10^4$  МПа, что гораздо выше, чем в любой другой схеме. Легко показать, что КВД характеризуется большими значениями градиентов тензоров скоростей деформаций и поворота, что обуславливает сильные кручения радиальных волокон образца. Возможно, именно это в основном и приводит к фрагментации металла в приосевой зоне образца, где деформация, по расчетам, мала. Этим тогда можно объяснить достаточно сильное упрочнение металла в приосевой зоне, которое обнаруживается экспериментально, но не следует из простейшей теории КВД [37, 59]. К сожалению, метод КВД позволяет обрабатывать образцы лишь малых размеров (диски порядка 10 мм в диаметре и 0.5 мм толщиной).

Схемы равноканальной угловой экструзии также реализуют в основном деформацию простого сдвига. Известно, что характерный размер сильноориентированных фрагментов, полученных по схемам РКУЭ, тем меньше, чем уже полоса очага деформации [48, 49]. Это подтверждает нашу гипотезу о «полезности» больших градиентов для фрагментации металлов.

РКУЭ допускает различные маршруты обработки заготовок [48, 37], отличающиеся расположением плоскости сдвига в образце при последовательных пропусках его через канал (рис. 1.3).

В работе [37] отмечается, что в плане образования высокоугловых границ маршрут С менее эффективен, чем маршруты А и В.





**Рис. 1.3.** Маршруты РКУ экструзии [48]

Это соответствует сделанному в предыдущем подразделе выводу о влиянии знакопеременности деформации на интенсивность процесса фрагментации.

Процессы ВЭ, ПЧ, ПРВ, ПРП также сопряжены со знакопеременной деформацией металла (для ВЭ мы это покажем в следующей главе), что может приводить к снижению интенсивности его фрагментации. Еще раз подчеркнем: мы не утверждаем, что это однозначно плохо (см. конец предыдущего подраздела). Однако как разработчики метода ВЭ мы должны выявить все возможности управления траекторией деформирования металла, в

частности, уменьшения «цикличности» деформации. Этому будут посвящены в основном две следующие главы книги. Здесь мы кратко укажем пути снижения «цикличности» деформации при ВЭ, каковыми являются:

- увеличение длины квазимонотонных участков деформации, чего можно достигать, либо увеличивая угол наклона винтовой линии к оси экструзии, либо поочередно пропуская заготовку через матрицы с левым и правым винтом;
- осуществление вытяжки или осадки заготовки в очаге деформации при ВЭ, что позволит разорвать цикл деформации, добавив к ней монотонную компоненту (к сожалению, это трудновыполнимо из-за того, что для ВЭ характерны достаточно длинные матрицы, так что вытяжка или осадка заготовки в них сопряжена с большими проблемами, обусловленными контактным трением);
- использование ВЭ в комбинации с другими процессами интенсивной деформации или традиционными процессами обработки давлением, путем применения их как до, так и после ВЭ, что позволит избавиться от знакопеременности деформации.

В гл. 3 приведены результаты исследований по комбинированному воздействию ВЭ и прокатки на титановый сплав ВТ1-0, подтверждающие эффективность сочетания ВЭ с прокаткой.

Хорошие результаты в плане фрагментации должно дать комбинирование ВЭ с РКУЭ или РКМУЭ, так как эти процессы имеют несовпадающие плоскости сдвига (в ВЭ они расположены перпендикулярно оси заготовки, а в РКУЭ и РКМУЭ – под углом к оси заготовки).

*Сказка – ложь, да в ней намек, ..*

*Народная мудрость*



## ГЛАВА 2

### Теория винтовой экструзии

В предыдущей главе мы отмечали, что воздействие ПНД на структуру обрабатываемого металла определяется его деформированным состоянием (величиной и видом деформации, степенью ее монотонности) градиентами тензоров скоростей деформаций и поворотов, уровнем гидростатического давления и т.д. Поэтому для проектирования ВЭ необходимо знать, каким образом его параметры (геометрия канала матрицы, величина противодавления, контактное трение и т.д.) влияют на указанные факторы. При разработке технологической оснастки и оборудования необходимы данные по величине давления ВЭ. На все эти вопросы должна дать ответ теория процесса.

Сразу же отметим, что мы не настолько наивны, чтобы думать, будто теория с такими допущениями, как принятые ниже, способна говорить языком точных чисел. Но мы полагаем, что в совокупности с физическим моделированием разработанные нами математические модели позволяют в ряде случаев сделать выводы качественного характера, а для некоторых параметров (например, давления экструзии, накопленной деформации) – дать и приемлемые численные оценки.

#### *2.1. Физическое моделирование винтовой экструзии*

Физическое моделирование потоков металла при ВЭ мы осуществляли с помощью пластилина. Предвидим восклицание: «Как можно!...». Ответ такой.

Во-первых, ничего лучшего мы пока не смогли придумать, поскольку в случае ВЭ для этих целей необходима разборная матрица (иначе не извлечешь заторможенную в ее канале заготовку), а сделать ее из металла проблематично. Поэтому мы изготавливали матрицу из гипса (рис. 2.1), а через такую матрицу можно продавить только пластилин или что-либо аналогичное ему (например воск, парафин), что также далеко по реологии от холодного металла.

Во-вторых, на физической модели мы хотели понять лишь вероятный характер течения материала при ВЭ для того, чтобы построить кинематически-возможное поле скоростей, необходимое при исследовании процесса вариационным методом.



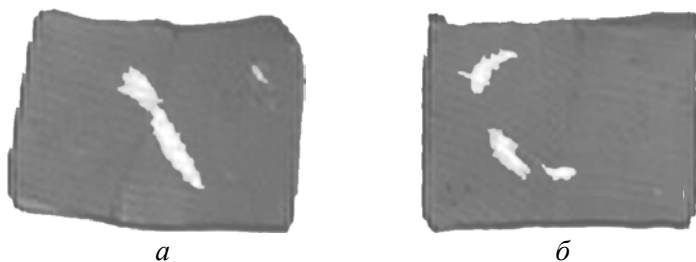
**Рис. 2.1.** Половина разборной гипсовой матрицы для моделирования ВЭ

В пластилиновые призматические заготовки длиной  $l = 200$  мм и поперечным сечением  $30 \times 40$  мм с помощью шприца, изготовленного из стержня шариковой ручки и проволоки, в заготовку вводили метки (волокна) из пластилина другого цвета. Они располагались перпендикулярно оси заготовки.

Заготовки покрывали порошком мела либо медицинским тальком, что позволяло изменять в экспериментах условия трения.

Внутреннюю поверхность матрицы покрывали смесью парафина с керосином, чтобы снизить трение. После этого ее собирали и помещали в биндаж. Заготовку укладывали во входную часть канала и производили ее выдавливание до тех пор, пока передний торец не выходил из канала матрицы. После этого процесс останавливали. Матрицу разбирали, образец извлекали и разрезали на слои, перпендикулярные оси экструзии, с шагом  $5 \pm 1$  мм. Затем изучали форму деформированных меток.

Изменение метки при ВЭ иллюстрирует рис. 2.2.

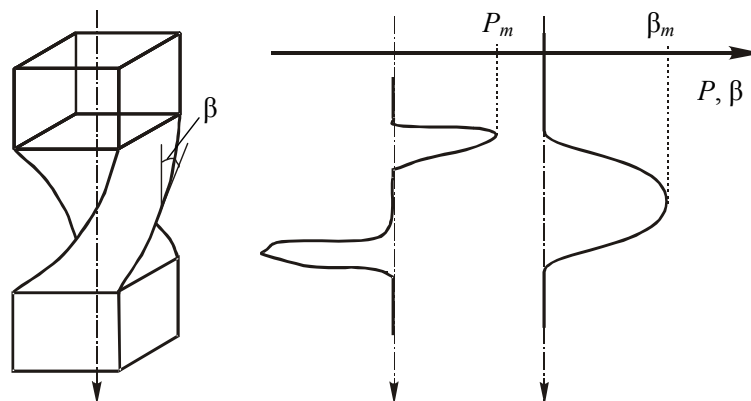


**Рис. 2.2.** Изменение метки при ВЭ пластилиновой заготовки

Анализ проведенных экспериментов позволил сделать следующие выводы:

- поле скоростей течения материалов при ВЭ включает, в основном, две составляющие: первая соответствует траекториям, которые описывают материальные точки, «вмороженные» в поперечное сечение, движущееся по винтовому каналу (в последующем мы на-

зывается эту составляющую «винтовым течением»), вторая – движению материальных точек внутри контура поперечного сечения (в последующем мы называем эту составляющую «перетеканием»);  
 – зависимость интенсивности «перетекания» материала внутри контура поперечного сечения от координаты вдоль высоты канала имеет вид, схематически показанный на рис. 2.3;



**Рис. 2.3.** Интенсивность «перетекания» материала в пределах поперечного сечения заготовки при ВЭ

- для «локализации» очага деформации следует уменьшать трение на контактных поверхностях до минимальных значений;
- при реализации ВЭ для того, чтобы форма заготовки не изменялась и жестко обеспечивались кинематические условия процесса, необходимо прикладывать осевое противодействие.

## 2.2. Математическое моделирование винтовой экструзии

Напряженно-деформированное состояние заготовки при ВЭ мы определяли вариационным методом.

Кинематически-возможное поле скоростей  $\mathbf{V}$  строили на основе приведенных выше выводов из экспериментов по физическому моделированию. Оно должно удовлетворять следующим условиям [60]:

- $\text{div}\mathbf{V} = 0$  – условие несжимаемости металла;
- на поверхности инструмента нормальная к этой поверхности составляющая скорости материала должна быть равна нулю – условие непроницаемости инструмента;

– на входе и выходе из очага деформации составляющая скорости, нормальная к границе этого очага, должна равняться скорости соответствующих жестких участков заготовки.

Согласно известной теореме векторного анализа [61], любое векторное поле, удовлетворяющее условию несжимаемости, может быть представлено в виде:

$$\mathbf{V} = \text{rot } \mathbf{A}, \quad (2.1)$$

где  $\mathbf{A}$  – векторный потенциал.

Примем  $\mathbf{A}$  в виде (ниже даны пояснения):

$$\begin{cases} A_x = 0.5V_0y; \\ A_y = -0.5V_0x; \\ A_z = -\frac{V_0 \operatorname{tg} \beta}{R}xy + \omega(x, y, z)P(x, y, z). \end{cases} \quad (2.2)$$

Здесь  $\omega$  – так называемая функция формы канала, удовлетворяющая следующим условиям: на стенках канала  $\omega = 0$ , внутри канала  $\omega > 0$ , вне канала  $\omega < 0$ ;  $P$  – произвольная функция.

На функции  $\omega$  и  $P$  накладываются ограничения по гладкости.

Физический смысл соотношений (2.2) таков. Первые два соотношения дают постоянную по оси  $z$  составляющую скорости  $V_0$ . Остановимся подробнее на этом допущении.

Анализ решения задач об упругопластическом кручении брусьев некруглого сечения (см., напр., [62]) указывает на то, что при ВЭ должна происходить депланация сечений заготовки, ортогональных ее оси. Эксперименты подтверждают это (рис. 2.4).

Несмотря на данный факт, при построении кинематически-возможного поля скоростей мы будем исходить из допущения, что при прохождении матрицы ортогональные сечения заготовки остаются плоскими и скорости течения металла вдоль оси  $z$  не изменяются ни во времени, ни в пространстве. С нашей точки зрения, такое поле скоростей все же отражает основные особенности течения металла при ВЭ, позволяет стыковать течение металла в винтовом канале с движением жестких зон заготовки и получать достаточно хорошие оценки для давления экструзии и накопленной деформации. Отказ же от указанного выше допущения серьезно осложняет задачу, делая ее трехмерной.



Третье соотношение имеет два слагаемых в правой части. Первое из них дает следующее поле:

$$V_{1x} = -\frac{yV_0 \operatorname{tg} \beta}{R}, \quad V_{1y} = \frac{xV_0 \operatorname{tg} \beta}{R}, \quad V_{1z} = V_0, \quad (2.3)$$

которое описывает «винтовое течение» металла, т.е. движение поперечного сечения заготовки как целого.

Эту составляющую течения иллюстрирует рис. 2.5, на котором показана разрушенная матрица с «оголившимися» потоками металла.

Второе слагаемое учитывает «перетекание» и представляет собой варьируемую часть кинематически-возможного поля скоростей.

Докажем, что поле скоростей  $\mathbf{V}_1$  удовлетворяет условию непроницаемости стенок винтового канала.

Стенки канала образованы винтовыми линиями, уравнения которых

$$\begin{cases} x = r \cos(t) \\ y = r \sin(t), \\ z = h_s t \end{cases} \quad (2.4)$$

где  $r$  – радиус вращения (изменяется от точки к точке);  $h_s$  – шаг винта (одинаков для всех точек контура сечения винтового канала).



**Рис. 2.4.** Заготовка меди после винтовой экструзии. Искаженные торцы заготовки показывают, что в ходе процесса происходит депланация сечений, ортогональных ее оси

**Рис. 2.5.** Заготовка в винтовой матрице

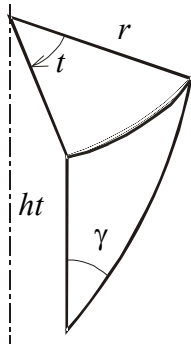
Найдем направление касательных к винтовой линии в любой точке  $(x, y, t)$  на поверхности канала. Это направление является вектором  $\mathbf{e} = \left( \frac{dx}{dt}, \frac{dy}{dt}, \frac{dz}{dt} \right)$ . Из (2.4) получаем:  $\mathbf{e} = (-r \sin t, r \cos t, h_s)$ .

Учтя (2.4) получим  $\mathbf{e} = (-y, x, h_s)$ .

Поле скоростей  $\mathbf{V}_1$  имеет компоненты (2.3).

Покажем, что в любой точке  $(x, y, z)$  на поверхности канала  $\mathbf{V}_1 \parallel \mathbf{e}$ . Из рис. 2.6 следует, что  $\frac{rt}{h_s t} = \operatorname{tg} \beta \Rightarrow h_s^{-1} = \frac{\operatorname{tg} \beta}{r} = \frac{\operatorname{tg} \beta_0}{R}$ .

Учитывая это, в  $\mathbf{V}_1$  имеем  $\mathbf{V}_1 = (-yV_0 h^{-1}, xV_0 h^{-1}, V_0)$ . Умножив все компоненты вектора на  $h/V_0$ , получим  $\mathbf{V}_1 = \frac{h}{V_0}(-y, x, h) = \frac{V_0}{h} \mathbf{e}$ .



**Рис. 2.6.** Элемент цилиндрической поверхности, описывающий контур винтового канала

Таким образом, доказано, что  $\mathbf{V}_1 \parallel \mathbf{e}$  и, следовательно, условие непроницаемости для компоненты поля скоростей  $\mathbf{V}_1$  выполняется.

Покажем, что и вторая часть поля, а именно:

$$\mathbf{V}_2 = \operatorname{rot}(\omega \mathbf{P}), \quad (2.5)$$

где вектор  $\mathbf{P}$  имеет координаты  $(0, 0, P(x, y, z))$ , также удовлетворяет этому условию.

Действительно, условие непроницаемости имеет вид:

$$V_n = \mathbf{nV} = 0, \quad (2.6)$$

где  $\mathbf{n}$  – вектор нормали к поверхности канала.

Согласно [61]

$$\mathbf{n} = \operatorname{grad} \omega. \quad (2.7)$$

Из соотношений (2.5) и (2.7) имеем:

$$\begin{aligned} V_n = \mathbf{nV} &= \operatorname{grad} \omega \cdot \operatorname{rot}(\omega \mathbf{P}) = \operatorname{grad} \omega \cdot (\omega \operatorname{rot} \mathbf{P} + \operatorname{grad} \omega \times \mathbf{P}) = \\ &= \omega \operatorname{grad} \omega \cdot \operatorname{rot} \mathbf{P} + \operatorname{grad} \omega \cdot (\operatorname{grad} \omega \times \mathbf{P}). \end{aligned} \quad (2.8)$$

Первое слагаемое в (2.8) равно нулю на границе канала потому, что на этой границе  $\omega = 0$ . Второе слагаемое в (2.8) очевидно тождественно равно нулю. Следовательно, мы показали что и вторая

составляющая поля скоростей удовлетворяет условию непроницаемости стенок канала матрицы.

Таким образом, поле скоростей с векторным потенциалом (2.2) является кинематически-возможным, отражает основные особенности течения материала в винтовом канале и содержит варьируемую функцию  $P(x, y, z)$ , определяемую путем минимизации функционала мощности.

Для того чтобы учесть наличие зон интенсивной деформации в начале и конце очага деформации, функция  $P(x, y, z)$  должна иметь зависимость от  $z$ , схематически показанную на рис. 2.3. В данной работе мы полагаем, что  $P$  является функцией только от  $z$  и не зависит от  $x$  и  $y$ . Вид зависимости  $P(z)$  будет приведен ниже.

Для нахождения функции формы канала с винтовой поверхностью рассмотрим сечение канала плоскостью  $z = 0$ . В этом сечении введем локальную систему координат  $\Omega(\xi, \eta)$ . Пусть уравнение контура сечения имеет вид  $\Omega(\xi, \eta) = 0$ , причем внутри контура  $\Omega(\xi, \eta) > 0$ , а вне его  $\Omega(\xi, \eta) < 0$ .

Так как граница винтового канала образована поступательно-вращательным движением этого контура вдоль оси  $z$ , то легко понять, что функция формы канала получается просто путем перехода в выражении  $\Omega(\xi, \eta)$  от локальных переменных  $(\xi, \eta)$  к глобальным переменным  $(x, y, z)$ . Преобразование переменных, связанное с вращательно-поступательным движением системы координат  $(\xi, \eta)$ , определяется соотношениями:

$$\begin{cases} \xi = x \cos \rho(z) + y \sin \rho(z) \\ \eta = -x \sin \rho(z) + y \cos \rho(z) \end{cases} \quad (2.9)$$

где  $\rho(z)$  – угол поворота контура сечения в зависимости от  $z$ .

Таким образом, зная уравнение для контура сечения канала и подставляя в него вместо  $(\xi, \eta)$  выражения (2.9) через  $(x, y, z)$ , получим функции формы для поверхности винтовых каналов различного поперечного сечения.

Существует бесконечно много функций, задающих уравнение одного и того же контура. Особый интерес представляют так называемые нормализованные уравнения контуров, функции  $\Omega(\xi, \eta)$  которых удовлетворяют условию:

$$\text{при } \Omega(\xi, \eta) = 0, \quad \sqrt{\left(\frac{\partial\Omega}{\partial\xi}\right)^2 + \left(\frac{\partial\Omega}{\partial\eta}\right)^2} = 1. \quad (2.10)$$

В работе [63] развит математический аппарат для построения нормализованных уравнений произвольных контуров, включая и контуры с угловыми точками. В совокупности с соотношениями (2.9) он полностью решает проблему получения функций формы для винтовых каналов с произвольным сечением.

Так, например, нормализованная функция  $\Omega(\xi, \eta)$  для прямоугольника имеет вид

$$\Omega = \frac{\Omega'}{\sqrt{(\Omega')^2 + (\text{grad}\Omega')^2}}, \quad (2.11)$$

где

$$\Omega'(\xi, \eta) = \left[ a^2 - \xi^2 + b^2 - \eta^2 + \sqrt{(a^2 - \xi^2)^2 + (b^2 - \eta^2)^2} \right] \times \\ \times \left[ (a^2 - \xi^2)^2 + (b^2 - \eta^2)^2 \right], \quad (2.12)$$

$2a$  и  $2b$  – длины сторон прямоугольника.

После подстановки в (2.12) соотношения (2.9) получим функцию формы для винтового канала с прямоугольным сечением.

Окончательно компоненты поля скоростей имеют следующий вид:

$$V_x = \frac{\partial(\omega P)}{\partial y} - \frac{yV_0 \text{tg}\beta}{R}, \quad V_y = -\frac{\partial(\omega P)}{\partial x} + \frac{xV_0 \text{tg}\beta}{R}, \quad V_z = V_0. \quad (2.13)$$

Дифференцируем (2.13) по координатам, учитывая, что  $P$  и  $\beta$  зависят только от  $z$ , и получаем соотношения для компонент тензора скоростей деформации:

$$\dot{\epsilon}_{xx} = P \frac{\partial^2 \omega}{\partial x \partial y}, \quad \dot{\epsilon}_{yy} = -P \frac{\partial^2 \omega}{\partial x \partial y}, \quad \dot{\epsilon}_{zz} = 0, \quad (2.14)$$

$$\dot{\epsilon}_{xy} = \frac{1}{2} P \left( \frac{\partial^2 \omega}{\partial y^2} - \frac{\partial^2 \omega}{\partial x^2} \right), \quad (2.15)$$

$$\dot{\varepsilon}_{xz} = \frac{1}{2} \frac{\partial^2 (\omega P)}{\partial y \partial z} - \frac{y V_0}{2R \cos^2 \beta} \frac{d\beta}{dz}, \quad (2.16)$$

$$\dot{\varepsilon}_{yz} = -\frac{1}{2} \frac{\partial^2 (\omega P)}{\partial x \partial z} + \frac{x V_0}{2R \cos^2 \beta} \frac{d\beta}{dz}. \quad (2.17)$$

Из (2.14) – (2.17) следует, что деформация осуществляется в основном на входе и выходе из винтовой части канала матрицы, там, где величина  $\left| \frac{d\beta}{dz} \right|$  принимает наибольшие значения и  $P$  отлично от нуля. Из-за того, что производные  $P$  и  $\beta$  на этих участках матрицы отличаются знаком, деформация носит характер знакопеременной.

Величину интенсивности скорости деформации определим по формуле

$$\dot{\varepsilon}_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\dot{\varepsilon}_{xx} - \dot{\varepsilon}_{yy})^2 + (\dot{\varepsilon}_{xx} - \dot{\varepsilon}_{zz})^2 + (\dot{\varepsilon}_{zz} - \dot{\varepsilon}_{yy})^2 + 6(\dot{\varepsilon}_{xy}^2 + \dot{\varepsilon}_{xz}^2 + \dot{\varepsilon}_{yz}^2)}, \quad (2.18)$$

подставив в нее полученные выражения для компонент тензора скоростей деформаций.

Величину интенсивности деформации для каждой материальной частицы определяем, интегрируя (2.18) вдоль траектории ее движения:

$$\varepsilon_i = \int \dot{\varepsilon}_i dt, \quad (2.19)$$

Приближенные аналитические оценки для интенсивности деформации можно получить, воспользовавшись усеченным полем скоростей, а именно – его «винтовой» составляющей.

Этому полю скоростей соответствует следующее поле тензора скоростей деформаций:

$$\begin{aligned} \dot{\varepsilon}_{xx} = \dot{\varepsilon}_{yy} = \dot{\varepsilon}_{zz} = \dot{\varepsilon}_{xy} = 0, \\ \dot{\varepsilon}_{xz} = -\frac{y V_0}{2R \cos^2 \beta} \frac{d\beta}{dz}, \\ \dot{\varepsilon}_{yz} = \frac{x V_0}{2R \cos^2 \beta} \frac{d\beta}{dz}. \end{aligned} \quad (2.20)$$

Подставляя (2.20) в выражение для интенсивности скорости деформации (2.18), получаем соотношение для вычисления этой характеристики в произвольной точке очага деформации:

$$\dot{\varepsilon}_i = \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{rV_0}{R \cos^2 \beta} \left| \frac{d\beta}{dz} \right|, \quad (2.21)$$

где  $r$  – расстояние точки от оси матрицы.

Интегрируя (2.21) по времени от момента вхождения элементарной частички материала в матрицу до момента ее выхода из матрицы, получаем оценку для величины интенсивности деформации:

$$\varepsilon_i = \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{r}{R} \operatorname{tg} \beta_{\max}, \quad (2.22)$$

где  $\beta_{\max}$  – максимальное значение угла наклона винтовой линии к оси экструзии.

Степень деформации сдвига определяется соотношением

$$\Lambda = \sqrt{3}\varepsilon_i = 2 \frac{r}{R} \operatorname{tg} \beta_{\max}. \quad (2.23)$$

Соотношения (2.20) и (2.23) показывают, что при сделанных допущениях относительно кинематики течения металла, каждое материальное сечение заготовки в результате прохождения им винтового канала, деформируется так, как тонкий диск при обработке методом КВД (см. табл. 1.1). При этом вначале осуществляется закручивание на некоторый угол в одном направлении, а затем – на тот же угол в противоположном направлении. То есть деформация является циклической с амплитудой квазимонотонного участка  $\Delta\varepsilon_i$ , равной половине полной деформации

$$\Delta\varepsilon_i = \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{r}{R} \operatorname{tg} \beta_{\max}. \quad (2.24)$$

Кроме того, из (2.21) следует, что интенсивность скорости деформации пропорциональна скорости изменения  $\beta$  по высоте канала. Это означает, что интенсивная деформация осуществляется в переходных слоях между различными участками матрицы. Матрицы с плавно меняющимся по высоте углом ската позволяют рассредоточить деформацию материала по длине канала.

Расчет течения металла вариационным методом основан на минимизации функционала мощности диссипации, представляющего собой сумму мощности пластической деформации и мощности сил контактного трения [60]:

$$W = \int \sigma_s \dot{\varepsilon}_i dV + \int \tau V_\tau dS, \quad (2.25)$$

где  $\sigma_s$  – сопротивление деформации материала;  $\tau$  – напряжение контактного трения;  $V_\tau$  – скорость скольжения материала по поверхности матрицы; первый интеграл правой части (2.25) берется по объему очага деформации, а второй – по контактной поверхности матрицы.

Примем следующие упрощающие допущения:

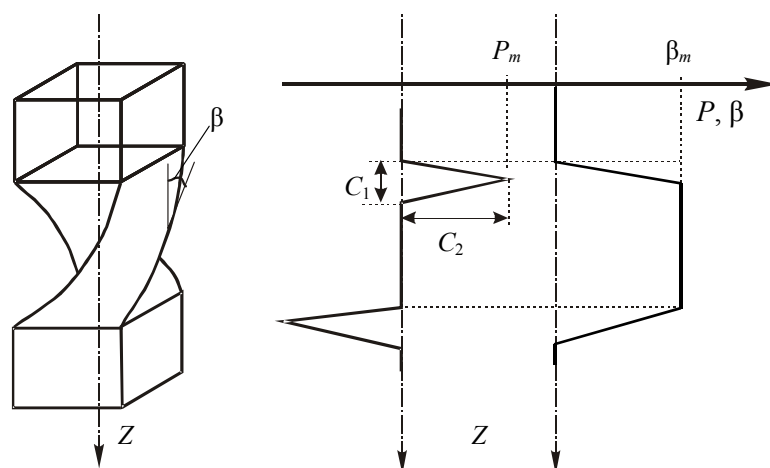
– в силу больших контактных давлений, обусловленных винтовым течением металла, на поверхности матрицы реализуется закон пластического трения, согласно которому  $\tau = f \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}}$ , где  $f$  – коэффициент пластического трения;

– материал идеально пластический, сопротивление деформации  $\sigma_s = \text{const}$  и равно некоторому среднему значению по очагу деформации.

Опыт исследования задач обработки давлением показывает, что сделанные допущения в значительной степени упрощают задачу, но при этом позволяют выявить характерные особенности течения металла [60].

Варьируемой в поле скоростей (2.13) является функция  $P(z)$ . Как уже указывалось выше, она должна иметь характер, показанный на рис. 2.3. В данной работе функции  $P(z)$  и  $\beta(z)$  мы задавали следующим образом. Вначале задавали кусочно-гладкие «скелеты» этих функций. Для  $P(z)$  такой «скелет» имел вид двух треугольных ступенек с варьируемой шириной  $C_1$  и высотой  $C_2$ , а для  $\beta(z)$  – трапециевидной ступеньки высотой  $\beta_{max}$  с переменным углом наклона граней (рис. 2.7).

Значения функций  $P(z)$  и  $\beta(z)$ , а также их производные в любой точке определяли с помощью локального сглаживания «скелета» квадратичными параболой [64].



**Рис. 2.7.** «Скелеты» функций  $P(z)$  и  $\beta(z)$ ;  $C_1$  и  $C_2$  – свободные варьируемые параметры, определяемые путем минимизации функционала мощности диссипации

Минимизация (2.25) производилась методом «золотого сечения» [65]. Функционал последовательно минимизировался по одному, а затем – по другому параметру. Практически хватало трех – четырех этапов минимизации.

Для численного моделирования процесса ВЭ на основе полученных выше соотношений в среде «Delphi» была разработана программа «Twist extrusion».

Отметим некоторые интересные, с нашей точки зрения, результаты качественного характера, полученные при численном моделировании ВЭ с помощью программы «Twist extrusion».

Согласно приближенной оценке (2.22), полученной выше на основе предположения о «винтовом» течении металла, интенсивность деформации линейно растет от нуля в центре сечения до максимального значения

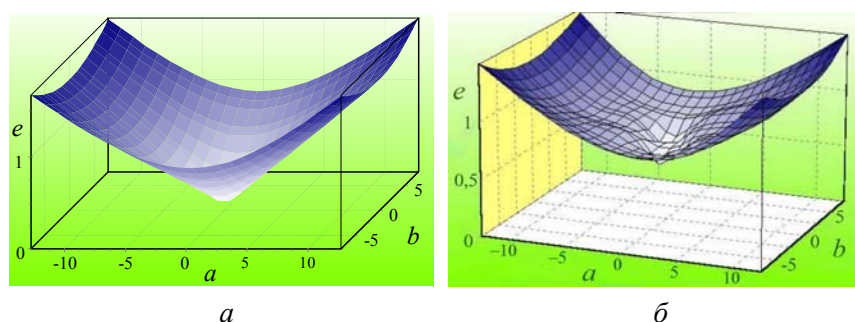
$$\varepsilon_{i\max} = \frac{2}{\sqrt{3}} \operatorname{tg} \beta_{\max} \quad (2.26)$$

в наиболее отдаленных от центра участках.

Численное моделирование показало, что «перетекание» приводит к существенному выравниванию деформации по сечению, а формула (2.26) по-прежнему дает хорошую оценку для максималь-



ной величины интенсивности деформации за один проход ВЭ. Рис. 2.8 иллюстрирует сказанное.



**Рис. 2.8.** Распределение деформации по сечению заготовки при углах поворота выходного сечения относительно входного  $\rho=40^\circ$  (а) и  $\rho=110^\circ$  (б)

Это соответствует результатам экспериментов [66], которые показывают довольно сильное увеличение твердости металла на оси заготовки после ВЭ.

Интенсивность «перетекания» увеличивается при  $a/b \rightarrow 1$ , где  $a$  и  $b$  – размеры профиля в двух взаимно перпендикулярных направлениях.

Наименьшая деформация имеетя на оси образца. Статистическая обработка результатов численных экспериментов, в диапазонах  $40^\circ < \beta < 60^\circ$  и  $0.5 < a/b < 0.8$  позволила получить регрессионные соотношения для наибольшего и наименьшего (в пределах поперечного сечения заготовки) значения интенсивности деформации после одного прохода ВЭ (в скобках указаны соотношения для интенсивности деформации сдвига):

$$\begin{aligned} \varepsilon_{i_{\max}} &= \operatorname{tg} \beta_{\max}, \quad \Lambda_{\max} = \sqrt{3} \varepsilon_{i_{\max}} = \sqrt{3} \operatorname{tg} \beta_{\max}, \\ \varepsilon_{i_{\min}} &= 0.4 + 0.1 \operatorname{tg} \beta_{\max}, \quad \Lambda_{\min} = \sqrt{3} \varepsilon_{i_{\min}} = \sqrt{3} (0.4 + 0.1 \operatorname{tg} \beta_{\max}). \end{aligned} \quad (2.27)$$

С учетом указанного в гл.1 эффекта знакопеременности интерес представляют интенсивности деформации на квазимоноотонном участке, которые в два раза меньше рассчитанных по формулам (2.27).

Для частиц, расположенных на оси заготовки, эта величина составляет порядка 0.25.

Эта величина, согласно данным, приведенным в гл. 1, находится на нижней границе диапазона деформаций, вызывающих образование высокоугловых границ. Поэтому для того, чтобы обеспечить фрагментацию металла по всему сечению заготовки, необходимо увеличить длину монотонного участка деформации.

Этого можно достичь двумя путями.

Во-первых, увеличив угол  $\beta$ . Однако при этом сильно растёт давление ВЭ, что нежелательно.

Второй путь связан с тем, что знак деформации зависит от направления закручивания винтовой линии канала матрицы. Если пропускать заготовку последовательно через матрицы с каналами правой и левой «закрутки», то деформация, полученная при выходе из одной матрицы, будет иметь тот же знак, что и деформация, полученная при входе в следующую матрицу. Это позволит в два раза увеличить длину участков квазимонотонной деформации.

В заключение главы получим верхнюю оценку для давления ВЭ. Опять воспользуемся усеченным кинематически-возможным полем скоростей, учитывающим только «винтовое» течение металла. Приравняем мощность внешних сил мощности диссипации и получим

$$pV_0S = \int \sigma_s \dot{\epsilon}_i dv + \int \tau V_\tau ds, \quad (2.28)$$

где  $p$  – давление ВЭ;  $S$  – площадь поперечного сечения заготовки.

Для оценки интегралов в последнем соотношении положим  $V_\tau = V_0 / \cos \beta_{\max}$  (это дает верхнюю оценку для  $V_\tau$  и мощности сил контактного трения) и заменим очаг деформации цилиндром, равновеликого объема, с высотой, равной высоте винтового канала матрицы.

С учетом указанных допущений из (2.28) после подстановки в него (2.21) и выполнения интегрирования получаем:

$$p = \frac{4\sigma_s}{3\sqrt{3}} \operatorname{tg} \beta_{\max} + \frac{2\sigma_s}{\sqrt{3}} \frac{f}{\cos \beta_{\max}} \frac{h}{R}, \quad (2.29)$$

где  $h$  – высота винтового канала.

При выводе последнего соотношения мы по-прежнему принимали закон пластического трения.

Сопоставление результатов расчета по этой формуле с данными численных экспериментов, выполненных с использованием программы «Twist extrusion», показало, что они дают достаточно близкие значения  $p$  для стационарной стадии процесса ВЭ.

*Три раза повернулась лягушка вокруг себя и превратилась в девицу красоты неписаной*

*Русская народная сказка “Царевна-лягушка”.*



## ГЛАВА 3

### Практика винтовой экструзии

В настоящей главе мы опишем установки для ВЭ и приведем результаты экспериментов по накоплению деформации в заготовках меди М0 и технически чистого титана ВТ1-0. Эти сплавы позволяют достаточно хорошо проиллюстрировать основные черты технологии и возможности оборудования для ВЭ.

Что же касается воздействия ВЭ на структуру и свойства металлов, то у нас пока недостаточно данных, чтобы делать какие-либо серьезные выводы, а эпиграф в начале главы отражает не факт, а наше желание и надежды преобразовать материалы тремя проходами ВЭ.

Кроме того, как многократно отмечалось в гл.1, структура и свойства материалов определяются траекторией нагружения. Даже если верна гипотеза об установлении стационарной структуры при больших деформациях, то стремление к ней зависит от вида нагружения на квазимонотонных участках, последовательности и длины этих участков, температурно-скоростных условий деформирования на каждом из них, термообработки в промежутках между ними и т.д. Отсюда следует, что воздействие любого процесса обработки давлением на структуру и свойства материалов определяется не только им самим, но и всей цепочкой операций, включающих другие процессы обработки давлением и термообработки, в которую этот процесс встроен.

По указанной причине мы видели свою задачу прежде всего в том, чтобы создать процесс ВЭ, т.е. разработать и изготовить оснастку и оборудование для него, а также научиться управлять деформацией металла с помощью ВЭ. Опыт обработки давлением говорит о том, что деформированное состояние металла (подчеркнем, именно деформированное, а не напряженное) при пластическом течении, практически полностью ограниченном стенками инструмента (а при ВЭ реализуется именно такое течение) до момента разрушения и потери устойчивости деформирования, очень слабо зависит от реологии металла (см., напр., [67]). Это позволяет надеяться на то, что для разных металлов пути деформирования, которые может обеспечить ВЭ, практически одинаковы. Достаточно их изучить на модельных материалах, а затем уже использовать полученные знания для проектирования реальных процессов обработки.

Для того чтобы просто проиллюстрировать возможное воздействие ВЭ на структуру и свойства материалов, в конце главы мы приводим данные по обработке технически чистого титана ВТ1-0. Последний оказался благодарным объектом для нашего процесса (правильнее было бы сказать наоборот – объектом благодарности авторов за проявление хороших свойств уже после трех проходов ВЭ). Результаты экспериментов по обработке некоторых других материалов, в частности меди М1 и М0, можно найти в публикациях [66, 68].

### ***3.1. Возможные пути практической реализации винтовой экструзии***

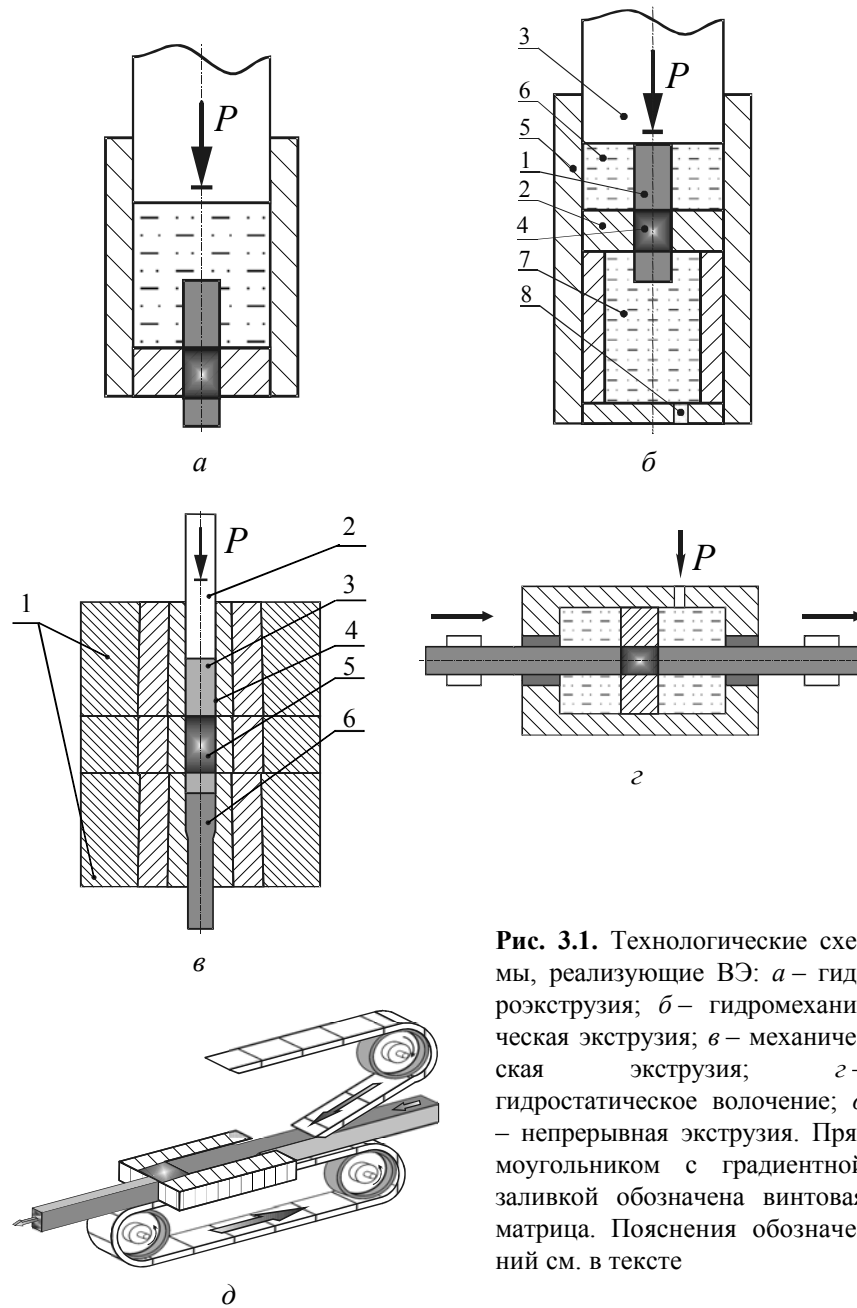
Практическая реализация процесса ВЭ возможна на основе ряда известных процессов обработки давлением. На наш взгляд, наиболее перспективны схемы гидроэкструзии, гидромеханической экструзии, механической экструзии, гидростатического волочения и непрерывной экструзии (Linex process) (рис. 3.1).

Каждая из этих схем имеет свои достоинства и недостатки, обуславливающие потенциальные области их применения.

Так, гидроэкструзия (рис. 3.1, *а*), особенно с противодавлением, обеспечивает высокую пластичность обрабатываемой заготовки и малые затраты на трение. Гидроэкструзия без противодавления позволяет осуществлять высокоскоростную интенсивную деформацию. Скорость деформации при этом может достигать  $10^4 \text{ с}^{-1}$ . Основные проблемы связаны с необходимостью уплотнения заготовки.

Гидромеханическая экструзия (рис. 3.1, *б*) не имеет проблем, связанных с уплотнением заготовки. Однако величина максимальной деформации за один проход ограничена устойчивостью заготовки. При этом пластичность металла высока благодаря давлению окружающей жидкости. Проблемы с устойчивостью заготовки в этой схеме могут быть решены благодаря поддерживающей вставке. Последняя, однако, приводит к увеличению затрат энергии на трение и усложняет технологическую операцию.

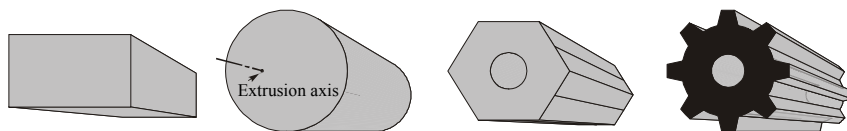
Механическая экструзия (рис. 3.1, *в*) также реализуется в условиях противодавления, поэтому пластичность обрабатываемой заготовки высокая. Величина максимальных деформаций ограничена, в основном прочностью штока, контейнера и силовыми параметрами установки. Затраты на трение выше, чем в предыдущих схемах.



**Рис. 3.1.** Технологические схемы, реализующие ВЭ: *a* – гидроэкструзия; *б* – гидромеханическая экструзия; *в* – механическая экструзия; *г* – гидростатическое волочение; *д* – непрерывная экструзия. Прямоугольником с градиентной заливкой обозначена винтовая матрица. Пояснения обозначений см. в тексте

Гидростатическое волочение (рис. 3.1, *г*) позволяет получать длинномерные изделия, однако пластичность обрабатываемого материала ниже, чем в предыдущих схемах за счет растягивающих напряжений, присущих процессу волочения.

С нашей точки зрения, для получения длинномерных изделий наиболее предпочтительна реализация ВЭ на основе схемы непрерывной экструзии [69] (рис. 3.1, *д*).



**Рис. 3.2.** Возможные формы заготовок для ВЭ

Методом ВЭ, в принципе, можно обрабатывать заготовки не только прямоугольного сечения, но и достаточно сложных форм, в том числе и с осевым каналом (рис. 3.2). В последнем случае необходима экструзия заготовок на оправке.

### **3.2. Установки для винтовой экструзии**

В настоящее время в ДонФТИ им. А.А. Галкина НАН Украины разработаны и изготовлены три установки для ВЭ. Первая из них реализует схемы гидроэкструзии и гидромеханической экструзии, вторая – механической экструзии при комнатной температуре и третья – механической экструзии с нагревом.

Принцип действия и устройство установки для ВЭ по схемам гидроэкструзии и гидромеханической экструзии поясняет рис. 3.1, *а* и *б*.

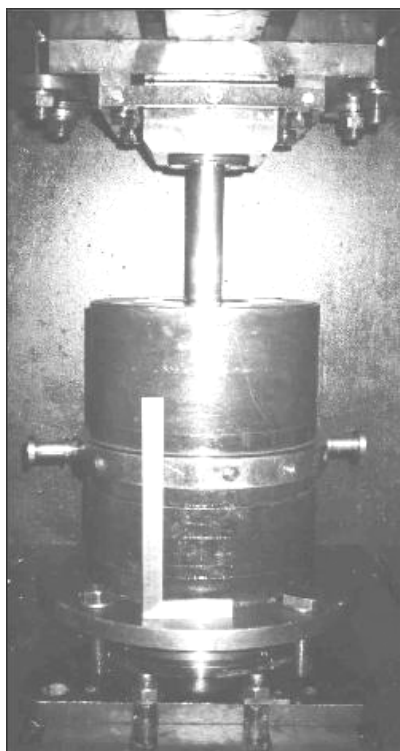
Схема гидроэкструзии традиционная [70], но вместо обычной матрицы устанавливается матрица с винтовым каналом.

При гидромеханической ВЭ заготовка *1* продавливается через винтовую матрицу *2* с помощью плунжера *3*. Канал матрицы схематически показан в виде градиентно залитого прямоугольника *4*. Матрица и заготовка размещаются в контейнере *5*, имеющем две соединенные между собой камеры *6* и *7*. В этих камерах находится жидкость под высоким давлением (до 1500 МПа), которое создается путем сжатия жидкости плунжером *3*. В камере *7* имеется клапан *8*, позволяющий поддерживать постоянное давление жидкости (в лабораторной установке роль клапана выполняет матрица со вспомо-



гательной заготовкой, выдавливание которой обеспечивает практически постоянное давление в контейнере). В результате одного цикла ВЭ заготовка перемещается из камеры 6 в камеру 7, а плунжер достигает матрицы. После этого плунжер поднимается, матрица с заготовкой переворачиваются так, что заготовка опять оказывается сверху матрицы, т.е. в камере 6. Затем осуществляется следующий цикл ВЭ, и т.д. Высокое гидростатическое давление жидкости повышает технологическую пластичность металла и позволяет накопить большие деформации без разрушения образца. Для обеспечения устойчивости заготовки в этой схеме может быть установлена поддерживающая втулка. Тогда давление плунжера на заготовку передается с помощью дополнительного пуансона.

Внешний вид установки для ВЭ по схемам гидроэкструзии и гидромеханической экструзии приведен на рис. 3.3.



Установка смонтирована на прессе 400 т и имеет следующие характеристики:

- внутренний диаметр контейнера установки 50 мм;
- давление в контейнере до 1500 МПа;
- температура экструзии – комнатная;
- скорость деформирования – 3 мм/с;
- скорость деформации  $0,2-1 \text{ с}^{-1}$ ;
- размер заготовок: сечение 14x14 мм, 14x16 мм, длина до 100 мм;
- материалы, которые обрабатывались на этой установке: ВТ1-0, М1, М0, Ц0, Ц1, Ц2, А0, АМг2.

**Рис. 3.3.** Общий вид и характеристики установки для ВЭ по схемам гидроэкструзии и гидромеханической экструзии

Принцип действия и устройство установок для ВЭ по схеме механической экструзии поясняет рис. 3.1, в. На схеме: 1 – трехслойные контейнеры; 2 – плунжер; 3 – заготовка, находящаяся в процессе деформации; 4 – толстый смазочный слой; 5 – бандажированная винтовая матрица (канал матрицы схематически показан в виде прямоугольника с градиентной заливкой); 6 – заготовка, продеформированная и создающая противодействие для деформируемой в настоящий момент заготовки.

Незначительное уменьшение поперечного сечения выходного калибрующего участка по отношению к заходному дает возможность, с одной стороны, увеличить уровень противодействия, а с другой – компенсировать влияние остаточной упругой деформации заготовки. Последнее приводит к тому, что после каждого цикла деформации ее поперечное сечение становится несколько больше сечения канала матрицы и для следующего очередного перехода необходимо дополнительное уменьшение поперечного сечения заготовки путем механической обработки. Это, в свою очередь, влечет за собой необратимую потерю дорогостоящего материала в стружку. Поэтому соотношение площади поперечного сечения заходного  $S_I$  и калибрующего  $S_{III}$  участков матрицы принимали  $S_I/S_{III} = 1,1-1,2$ . Уменьшение поперечного сечения заготовки компенсировалось за счет осадки последней в заходной части винтового канала при следующем проходе ВЭ.

Выше описана схема механической экструзии по принципу «заготовка за заготовкой». Возможен и другой вариант реализации этой схемы, когда противодействие создается не предыдущей заготовкой, а специальным устройством, шток которого действует на обрабатываемый образец непосредственно или через передающую среду.

ВЭ по схеме механической экструзии была реализована на установках, показанных на рис. 3.4 и 3.5.



Установка для холодной ВЭ смонтирована на прессе 250 т и имеет следующие характеристики:

- температура экструзии – комнатная;
- скорость деформирования – 3 мм/с;
- скорость деформации  $0,2 \div 1$  (с<sup>-1</sup>);
- давление ВЭ до 2500 МПа;
- максимальное усилие противодействия 50 т.
- размеры заготовок: сечение 15x25мм и 18x28 мм, длина до 100 мм;
- материалы, которые обрабатывались на этой установке: ВТ1-0, М1, М0, Ц0, Ц1, Ц2, А0, АМг2.

**Рис. 3.4.** Внешний вид и характеристики установки для холодной ВЭ по схеме механической экструзии



Установка для теплой ВЭ смонтирована на прессе 250 т и имеет следующие характеристики:

- температура нагрева контейнера и матрицы – до 400°C;
- температура нагрева заготовки в отдельной печи -до 800°C;
- скорость деформирования – 3 мм/с;
- скорость деформации  $0,2 \div 1$  (с<sup>-1</sup>);
- давление ВЭ до 2000 МПа;
- максимальное усилие противодействия 50 т.
- размеры заготовок: сечение 15x25 мм и 18x28 мм, длина до 100 мм;
- материалы, которые обрабатывались на этой установке: АК5М2, АВ87, ВТ1-0, ВТ-6, Инконель 718.

**Рис. 3.5.** Внешний вид и характеристики установки для теплой ВЭ по схеме механической экструзии

### **3.3. Силовые параметры винтовой экструзии**

Силовые параметры ВЭ часто являются основным ограничивающим фактором, препятствующим практической реализации процесса. Это же справедливо и для ряда других ПНД, например, РКУЭ.

В первую очередь указанное обстоятельство связано не с силовыми возможностями существующих машин для обработки давлением, а с тем, что попытка достичь большой деформации неумолимо влечет за собой катастрофический рост напряжений в деформирующем инструменте. Последнее в значительной мере обусловлено и жесткими условиями контактного трения. Поэтому инструмент в процессе ВЭ находится в очень сложных условиях, и потому так важны предварительные оценки давления ВЭ.

Здесь уместно сделать небольшое отступление. Речь идет о получении объемных наноструктур по нанотехнологиям. Последние вызвали сейчас огромный интерес во всем мире, а впервые обратил на них внимание Р. Фейнман, в своей известной лекции «It is a plenty of rooms at the bottom» (ее легко найти в Интернете по фамилии автора). Представьте себе мельчайшие наномашинки, которые собирают из атомов наночастицы тех или иных металлов, а затем «сшивают» их между собой в огромный агрегат. После окончания работы машинки исчезают. Может быть, этот процесс можно реализовать с помощью популяции неких микроорганизмов, питающихся различными материалами, и выдающих, в качестве продуктов своей жизнедеятельности, нанообразцы или даже готовые изделия из наноматериалов? Естественно, что все это можно воспринять как проявление помешательства, но обусловлено оно «болью за деформирующий инструмент», находящийся в столь тяжелых условиях.

Теоретический расчет давления ВЭ позволяет осуществить модель процесса, изложенная в предыдущей главе.

Экспериментально давление ВЭ определяли следующим образом. При ВЭ по схеме гидроэкструзии давление  $p_{г.э}$  находили по формуле

$$p_{г.э} = \frac{F_{г.э}}{S_{п}}, \quad (3.1)$$

где  $F_{г.э}$  – сила на пуансоне, определяемая по показаниям месдозы;  $S_{п}$  – площадь поверхности пуансона.

При ВЭ по схеме гидромеханической экструзии рассчитывали условное давление экструзии (без учета противодействия)  $p_{ГМ/Э}$ , которое находили из соотношения

$$p_{ГМ.Э} = \frac{F_{ГМ.Э} - p_k S_{II}}{S_3}, \quad (3.2)$$

где  $F_{ГМ.Э}$  – сила на пуансоне;  $p_k$  – давление жидкости в контейнере (противодавление);  $S_3$  – площадь поверхности заготовки на контакте заготовка–пуансон.

Сопоставление значений  $p_{ГМ.Э}$  и  $p_{Г.Э}$  позволяет сделать косвенный вывод относительно изменения условий трения при переходе от одной схемы к другой.

При деформировании по схеме механической экструзии давление  $p$ , находили по формуле

$$p_э = \frac{F_э}{S_3}, \quad (3.3)$$

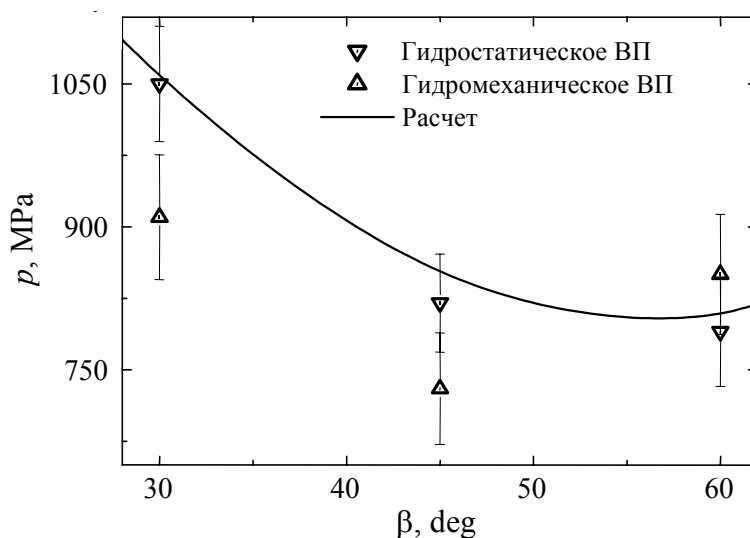
где  $F_э$  – сила на пуансоне.

В экспериментах, влияние угла наклона винтовой линии матрицы к ее оси на величину давления ВЭ изучали путем экструзии заготовок меди М0 через матрицы с углами  $\beta = 30^\circ, 45^\circ$  и  $60^\circ$ . Сечение канала матриц  $14 \times 14 \text{ мм}^2$ , угол поворота выходного сечения относительно входного  $\varphi = 90^\circ$ , длина входной части канала матрицы  $L_I = 5 \text{ мм}$ , винтовой –  $L_{II} = 27; 16$  и  $9 \text{ мм}$  (в соответствии с углом  $\beta$ ), выходной –  $L_{III} = 10 \text{ мм}$ .

Эксперименты проводили на установке для ВЭ по схемам гидроэкструзии и гидромеханической экструзии. В качестве рабочей жидкости использовали касторовое масло. Перед экструзией заготовки покрывали смазкой на основе смеси канифоли и пчелиного воска.

Результаты экспериментов приведены на рис. 3.6.

Более низкие значения  $p_{ГМ.Э}$  по сравнению с  $p_{Г.Э}$  связаны с начальным пиком давления при гидроэкструзии.



**Рис. 3.6.** Зависимость давления ВЭ меди М0 от угла наклона винтовой линии матрицы к ее оси. Сплошные линии – расчетные значения давления ВЭ, точки – экспериментальные

Минимум на графиках обусловлен тем, что с ростом угла матрицы, при фиксированном угле поворота выходного сечения относительно входного, уменьшается длина винтового канала матрицы. Поэтому возникает конкуренция двух факторов: с одной стороны, с увеличением угла растут затраты энергии на деформацию, с другой – уменьшается работа сил трения, т.е. падают затраты энергии на трение.

Экспериментальные результаты достаточно хорошо согласуются с рассчитанными с помощью соотношения (2.29). Их расхождение не превышает 15% (рис. 3.6).

В соответствии с [71] при обычной холодной гидроэкструзии через конические матрицы коэффициент трения принимают равным 0.05–0.07. Для обеспечения согласия с экспериментом мы вынуждены были принять в расчетах:  $f = 0.15$ . Это указывает на то, что условия трения в винтовой матрице хуже, чем в конической, из-за высокой интенсивности деформации.

Сопротивление пластической деформации  $\sigma_s$  в расчетах принималось равным среднему арифметическому между исходным и конечным значениями. Последнее получали по результатам измерения твердости с последующим пересчетом по формуле  $\sigma_s = 0,33H_V$  [72].

В принципе, модель ВЭ, развитая в предыдущей главе, позволяет учесть упрочнение металла с помощью кривой течения. Однако, как указывалось в гл. 1, кривые течения при больших деформациях могут зависеть от вида испытания. В литературе (см., напр., [72]) кривые течения построены в основном по результатам испытаний на сжатие и растяжение. При ВЭ схема деформации ближе к схеме чистого сдвига. Кривых течения для больших деформаций по такой схеме в литературе мало. В последующем для расчета ВЭ желательно построить эти кривые для разных материалов с помощью самой же ВЭ, по аналогии с тем, как это предложено делать для прокатки в работе [73].

Экспериментальное определение зависимости давления ВЭ от перемещения пуансона проводилось на установке для механической экструзии при следующих условиях: поперечное сечение канала  $15 \times 25 \text{ мм}^2$ ; длина заходной части  $L_I = 11,5 \text{ мм}$ , винтовой  $L_{II} = 17 \text{ мм}$ , калибрующей  $L_{III} = 48 \text{ мм}$ ; угол наклона винтовой линии к оси экструзии  $\beta = 60^\circ$ ; угол поворота выходного сечения относительно входного  $\varphi = 90^\circ$ ; величина противодействия  $q = 200 \text{ МПа}$ ; длина заготовки  $80 \text{ мм}$ .

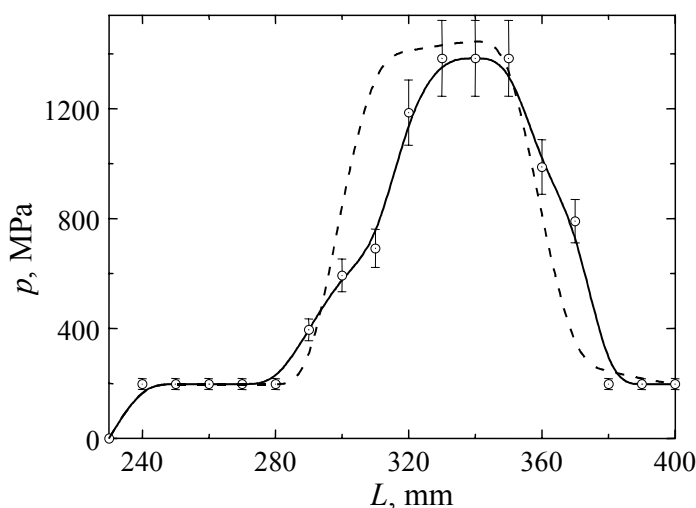
Расчет выполнялся с помощью программы «Twist extrusion» при следующих значениях параметров: коэффициенты трения: в контейнере и заходной части матрицы  $f_I = 0.10$ , в винтовой  $f_{II} = 0.15$ , в калибрующей –  $0.08$ ; сопротивление материала пластической деформации  $290 \text{ МПа}$ .

На рис. 3.7 приведены данные эксперимента и расчетная кривая зависимости давления ВЭ по схеме механической экструзии от перемещения пуансона.

Прежде всего обращает на себя внимание то, что максимальный уровень давления в этом случае существенно выше, чем при ВЭ по схемам гидроэкструзии и гидромеханической экструзии. В основном это связано с трением заготовки о стенки контейнера.

Из рисунка видно, что, в зависимости от перемещения заготовки по винтовому каналу, процесс ВЭ можно разделить на несколько стадий:

– движение заготовки по контейнеру и входной части винтового канала; при этом давление ВЭ определяется величиной трения заготовки о стенки контейнера и винтового канала, а также противодействием;



**Рис. 3.7.** Зависимость давления ВЭ от перемещения пуансона. Сплошная линия – экспериментальные данные, полученные при ВЭ заготовок из меди М0; штриховая – рассчитанные с помощью программы «Twist extrusion».

- резкий рост давления ВЭ, определяемый вхождением заготовки в винтовую часть канала;
- незначительное снижение интенсивности роста давления по мере продвижения заготовки по винтовой части канала вследствие менее благоприятных условий трения заготовки в этой части канала по сравнению с заходной;
- второй скачок давления ВЭ, определяемый вхождением заготовки в калибрующую часть канала;
- незначительный рост давления по мере увеличения длины заготовки в калибрующей части канала при соответствующем ее уменьшении в заходной вследствие различия условий контактного трения;
- резкое падение давления ВЭ движение заготовки выхода заднего торца заготовки из начала винтовой части канала;
- незначительный спад интенсивности роста давления ввиду уменьшения поверхности трения в винтовой части канала;
- второй резкий спад давления ВЭ при выходе заднего торца заготовки из нижней части винтового канала;
- слабое снижение давления при выходе заготовки из канала.



### 3.4. Дефекты заготовок после винтовой экструзии

При ВЭ принципиально важную роль играет форма, которую приобретает заготовка после прохождения винтового канала. Необходимо, чтобы форма продеформированной заготовки была максимально приближена к ее форме до экструзии. В противном случае будет невозможно осуществить следующий цикл ВЭ, так как образец не удастся поместить в канал установки. Для устранения дефектов формы заготовки возникает необходимость ее механической обработки или применения других способов восстановления исходной формы (например, правка на прессе) после каждого прохода, что существенно повышает трудоемкость процесса ВЭ и влечет за собой необратимую потерю дорогостоящего материала в стружку.

Искажение формы заготовки может происходить в поперечном (незаполнение профиля, искажение поперечного сечения заготовки в области переднего торца) и продольном (пропеллерность) направлениях .

Форму заготовки после ВЭ могут искажать следующие дефекты:

1. *Деформирование заготовки «смятием» углов.* При использовании матриц с квадратным сечением канала (соотношение сторон поперечного сечения  $a/b = 1$ ) и недостаточном уровне противодействия возможно «смятие» углов заготовки (рис. 3.8, а,) т.е. искажение ее формы в поперечном направлении. В этом случае сдвиговой деформации заготовки не происходит, а деформируются лишь ее края (зачерненные области на рис. 3.8, а). При увеличении соотношения сторон  $a/b$  поперечного сечения канала матрицы объем материала для деформирования «смятием» увеличивается (зачерненная область на рис. 3.8, б), и при определенном соотношении  $a/b$  ( $\approx 1.5$ ) заготовка начинает деформироваться по схеме простого сдвига. В тоже время увеличение соотношения  $a/b$  ведет к росту неравномерности распределения накопленной деформации в плоскости поперечного сечения образца.

Следовательно, для устранения дефекта этого вида необходим поиск оптимального соотношения  $a/b$ , или использование ВЭ с противодействием порядка не менее предела текучести деформируемого материала.

2. *Дефект переднего торца заготовки.* Отсутствие противодействия на начальной стадии ВЭ приводит к незаполнению канала

матрицы передним торцом заготовки. Механизм образования дефекта этого торца аналогичен описанному выше. При вхождении переднего торца образца в винтовую часть канала матрицы происходит смятие двух углов заготовки. На определенном этапе данный торец создает достаточно большое противодействие и заготовка начинает деформироваться по схеме простого сдвига. Однако передний торец заготовки остается искаженным (рис. 3.9).

В случае недостаточного противодействия на всем протяжении процесса, дефект проходит через всю заготовку и имеет вид «канавки» на боковой поверхности заготовки (рис. 3.10).

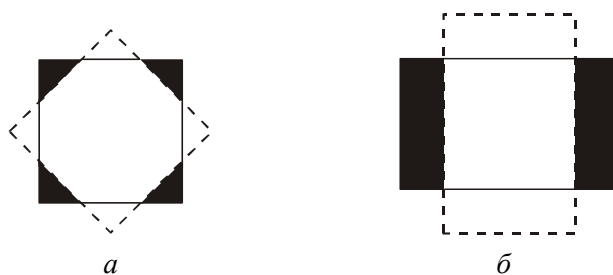


Рис. 3.8. Канал (вид сверху) винтовой матрицы: а) –  $a/b=1$ ; б) –  $a/b=1,67$

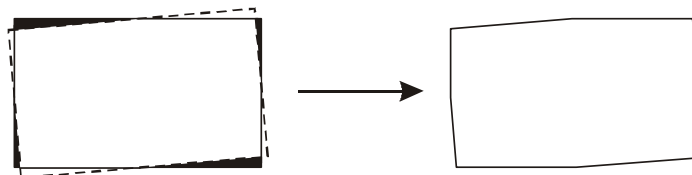


Рис. 3.9. Схема образования дефекта переднего торца заготовки

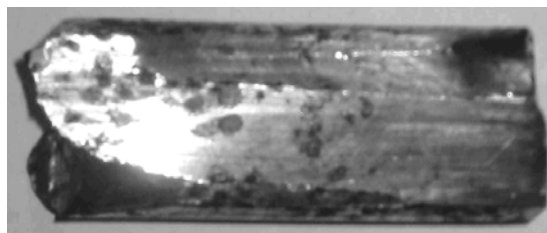


Рис. 3.10. Заготовка из алюминиевого сплава после винтовой экструзии с дефектом (сверху) боковой поверхности

Для предотвращения образования этого дефекта необходима организация противодействия на протяжении всего процесса ВЭ.

3. Дефект пропеллерности заготовки. При недостаточной длине калибрующего пояска матрицы возможно образование дефекта типа «пропеллерности» – искажение формы заготовки в продольном направлении, рис. 3.11. Такой дефект заключается в закручивании заготовки по винтовой линии относительно своей оси. Это явление связано с действием остаточным упругих напряжений в заготовке после ее выхода из канала матрицы.

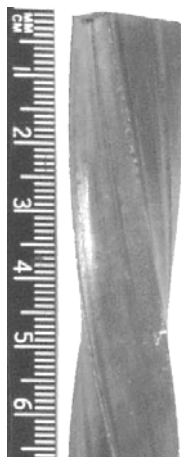
При увеличении длины калибрующего пояска матрицы пропеллерность уменьшается. Как показали экспериментальные исследования, длина калибрующего пояска винтовой матрицы должна быть не менее диаметра окружности, описанной вокруг поперечного сечения канала.

Для борьбы с этим дефектом в калибрующей части канала матрицы предусматривается незначительное уменьшение поперечного сечения выходного калибрующего участка по отношению к заходному. Этот прием, с одной стороны, позволяет увеличить уровень противодействия, а с другой – компенсирует влияние остаточных упругих напряжений заготовки, которые приводят к появлению

дефекта пропеллерности и некоторому увеличению поперечного сечения образца.

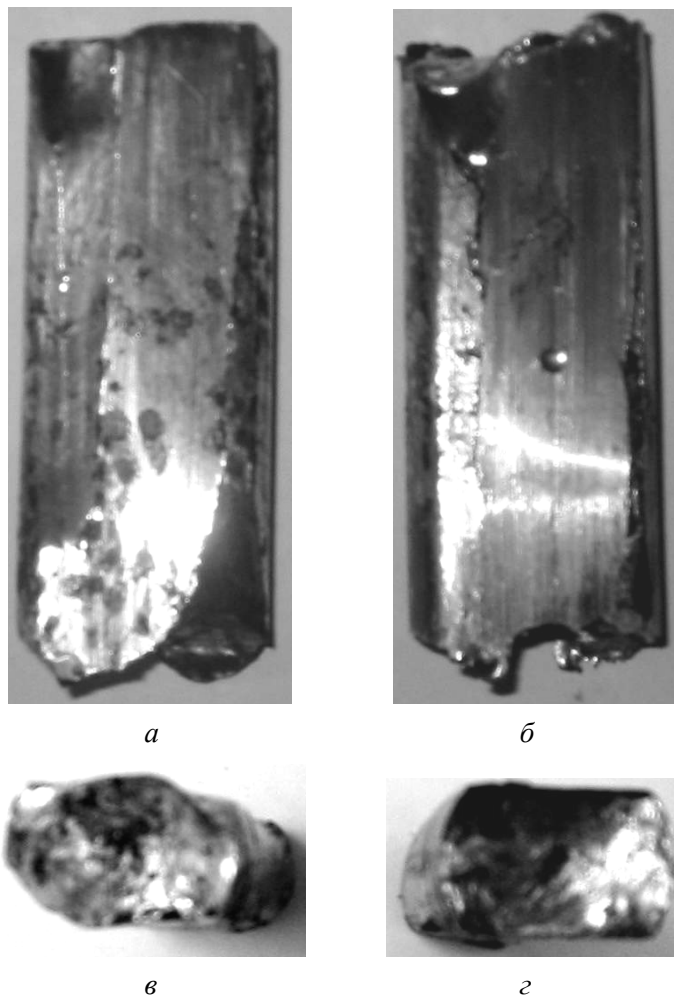
При большой скорости деформирования, что характерно для ВЭ по схеме гидроэкструзии, также наблюдается рассматриваемый дефект.

Таким образом, основным инструментом для устранения дефектов, связанных с искажением поперечного сечения деформированной заготовки, является применение в процессе ВЭ противодействия величиной не менее предела текучести деформируемого материала. А для устранения дефектов продольной формы сечения (пропеллерности), кроме того, необходимо использовать возможности калибрующего участка матрицы (увеличение длины калибрующего пояска, незначительное уменьшение сечения канала в калибрующей части, создание в калибрующей части небольшого угла для «раскручивания» заготовки).



**Рис. 3.11.** Медная заготовка с дефектом пропеллерности

Рис. 3.12 наглядно иллюстрирует положительное воздействие противодействия на форму заготовки после ВЭ. Так, при ВЭ без противодействия на боковой поверхности образца наблюдаются дефекты «канавка» на боковой поверхности (рис. 3.12, *а*) и смятие переднего торца заготовки (рис. 3.12, *в*), в то время как на заготовке, полученной ВЭ с противодействием (рис. 3.12, *б* и *г*), эти дефекты отсутствуют.



**Рис. 3.12.** Заготовки из алюминиевого сплава после винтовой экструзии: *а, в* – без противодействия; *б, г* – с противодействием

### 3.5. Влияние винтовой экструзии на структуру и свойства технически чистого титана VT1-0

Образцы титана VT1-0, после предварительной деформационно-термической обработки, подвергали деформации на лабораторной установке для ВЭ по схеме гидромеханической экструзии. Матрица имела сечение  $14 \times 16 \text{ мм}^2$  и угол наклона винтовой линии  $60^\circ$ . Деформация осуществлялась при комнатной температуре. Давление в контейнере равнялось 700 МПа.

Структуру титана анализировали с помощью оптической микроскопии на приборе «Neophot-32» при увеличениях до 2000 крат (наблюдение структуры при больших увеличениях осуществляли с помощью иммерсионного объектива) и просвечивающей электронной микроскопии на приборе JEM-100С. Средний размер структурных элементов (зерен, фрагментов) рассчитывали методом секущих.

Механические свойства титана при испытании на растяжение (табл. 3.1)<sup>1</sup> проводили на стандартных образцах согласно ГОСТ 1497-84.

На рис. 3.14 приведены структуры титана после одного и трех проходов ВЭ.

**Таблица 3.1.**

Механические свойства образцов VT1-0 после деформации ВЭ

№ п/п	$\sigma_{в}$ , МПа	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\delta$ , %	ТО (Отжиг 300°C, 1 час)	Направление вырезки образцов	База, мм
Исх.*	470	400	30	Исх. сост.	Продольное	25
1.	882	800	15	Без ТО	Поперечное	5
2.	790	725	19			
3.	830	741	38	После ТО		
4.	900	733	37			
5.	541	486	12	Без ТО	Продольное	12
6.	471	440	13			
7.	473	417	15	После ТО		
8.	523	465	15			

\*Исходное состояние – горячекатаный пруток. – микротвердость измерялась на поверхностях заготовки.

<sup>1</sup> По данным проф. В.В. Столярова и Х.Ш. Салимгареева (ИФПМ УГАТУ, г. Уфа, Россия) [74].

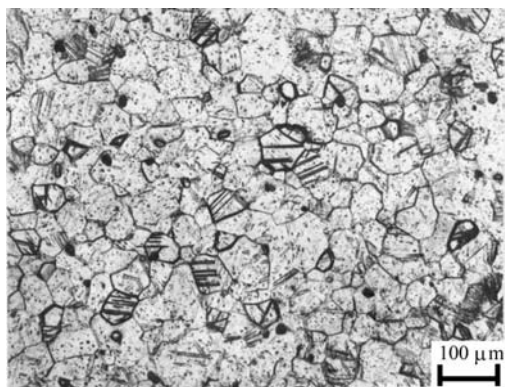


Рис. 3.13. Исходная структура образцов титана VT1-0, x100

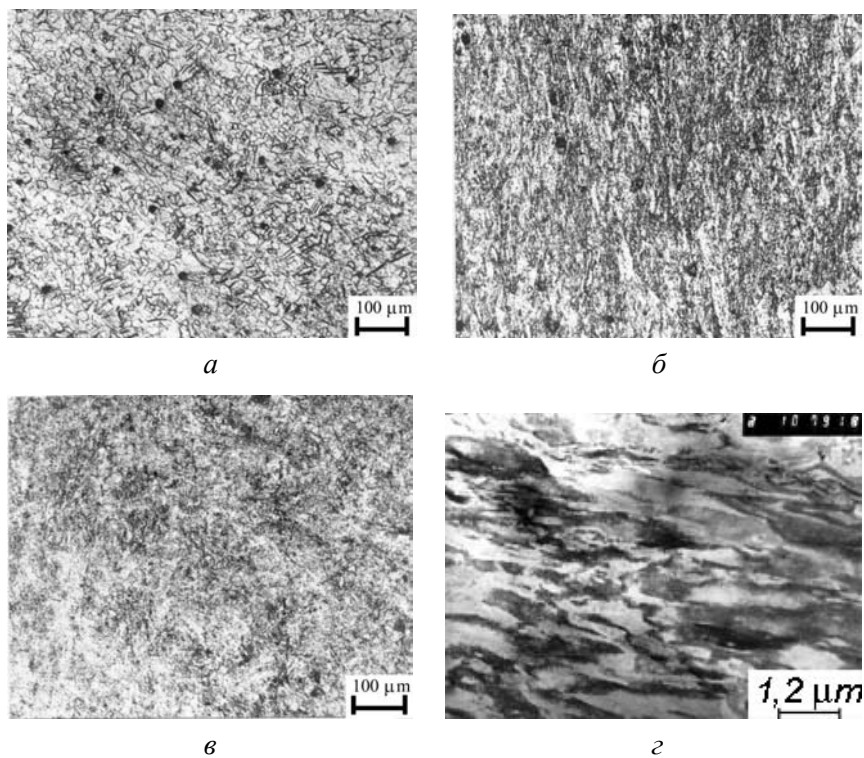


Рис. 3.14. Микроструктуры образцов титана VT1-0 после ВЭ: *a* – 1 переход ВЭ; *б–г* – 3 перехода ВЭ; *б, в* – оптическая микроскопия (в поперечном и продольном направлениях соответственно), *г* – электронная микроскопия (в продольном направлении)

Расчет по формулам (2.27) показывает, что максимальная интенсивность деформации заготовки по сечению за один проход составляла  $\varepsilon_{I \max} = 1.38$ , а минимальная –  $\varepsilon_{I \min} = 0.54$ . На квазимонотонных участках максимальная и минимальная интенсивность деформации составляли соответственно 0.69 и 0.27.

Металлографический анализ показал, что как в поперечном, так и в продольном сечениях образца титана с ростом количества переходов при ВЭ и, следовательно, с увеличением степени накопленной деформации размер зерен  $d$  резко уменьшается. Если в структуре титана в исходном состоянии  $d \approx 25$  мкм, то после первого прохода  $d \leq 10$  мкм, а после трех переходов  $d \leq 1$  мкм. При этом степень однородности размера кристаллитов возрастает с увеличением числа переходов. В продольном сечении заготовки после трех переходов наблюдается смешанная структура, состоящая из пластин и равноосных фрагментов (рис. 3.14, з).

Результаты испытаний на растяжение после ВЭ показывают, что, наряду со значительным изменением кристаллической структуры, происходит также существенное изменение уровня механических свойств титана (табл. 3.1).

Из табл. 3.1 видно, что после деформационной обработки наблюдается значительная анизотропия свойств.

В продольном направлении прочностные характеристики заготовки выросли незначительно при снижении пластичности почти в два раза (образцы 5, 6). При этом последеформационный отжиг практически не повлиял на механические свойства титана (образцы 7, 8).

В направлении, перпендикулярном оси заготовки, предел текучести и предел прочности титана выросли почти в два раза (образцы 1, 2), при этом уровень пластических характеристик снизился с 30% до 15–19%. Последеформационный низкотемпературный отжиг (300°C, 1 ч.) привел к росту как прочностных, так и пластических характеристик (образцы 3, 4). Интересен тот факт, что уровень  $\delta$  стал даже выше, чем в исходных образцах (увеличился от 30% до 37–38%).

У нас пока мало данных, чтобы делать окончательные выводы относительно причин, которые привели к такому изменению свойств титана. Может быть это обусловлено его специфической структурой. Однако несомненно то, что свой вклад в формирование свойств внесли знакопеременность деформации и простой сдвиг по плоскостям, ортогональным оси заготовки. Действительно, соглас-

но данным, приведенным в гл. 1, знакопеременное кручение образца слабо увеличивает его предел текучести для последующего растяжения вдоль оси кручения. В тоже время интенсивный простой сдвиг, при недостаточно высоком уровне давления, приводит к образованию пластов зародышевых микропор, снижающих пластичность в направлении ортогональном плоскости сдвига.

Из анализа, сделанного в гл. 1, следует, что свойства металла после ВЭ можно улучшить путем сравнительно небольшой дополнительной деформации заготовки, отличной от кручения вокруг ее оси. Во первых, это приведет к интенсивному упрочнению материала (см. в гл. 1 описание экспериментов П. Людвига по знакопеременному кручению образцов с их последующим растяжением). Во вторых – к частичному залечиванию зародышевых микропор и повышению пластичности (в особенности если дополнительная деформация будет происходить в условиях достаточно высокого давления).

Результаты, приведенные в следующем подразделе, подтверждают сказанное.

### ***3.6. Влияние комбинированной обработки винтовая экструзия + прокатка на структуру и свойства титана ВТ1-0***

В данном подразделе представлены результаты исследований по эволюции структуры и механических свойств технически чистого титана ВТ1-0 при двухстадийной деформации. На первой стадии образцы подвергались деформации ВЭ (по указанным в предыдущем подразделе режимам), после чего производилась прокатка темплетов, вырезанных из этих образцов. Как ВЭ, так и прокатка осуществлялись при комнатной температуре. Исследовались структуры титана, его прочностные и пластические характеристики.

Из заготовки прошедшей деформацию ВЭ (три прохода) была вырезана в продольном направлении пластина размерами 30×15×2,5 мм, которую прокатали в цилиндрических валках диаметром 100 мм за несколько переходов до степени деформации 50% в этом же направлении (эксперименты выполнены проф. В.В Столяровым и Х.Ш. Салимгареевым (ИФПМ УГАТУ, г. Уфа, Россия) [75]).

Из прокатанной пластины были вырезаны плоские гантелеобразные образцы в продольном и поперечном относительно направления прокатки направлениях с рабочими размерами 5×2,5×0,7 мм для проведения механических испытаний на растяжение.



Механические испытания провели при комнатной температуре на динамометре Инстрон со скоростью перемещения траверсы 0,5 мм/мин. Усредненные результаты по трем образцам сведены в табл. 3.2.

Таблица 3.2.

Механические свойства титана BT1-0  
после комбинированной обработки

Направление вырезки	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
Поперек	795	760	27
Вдоль	780	750	30

Из табл.3.2 видно, что прокатка после деформации ВЭ значительно увеличивает прочностные характеристики в продольном направлении, приближая к значениям в поперечном направлении, а величины удлинения даже превосходят исходные. Анизотропия механических свойств уменьшилась (практически исчезла) по сравнению с состоянием до прокатки, что говорит о перспективности выбранной комбинации деформационной обработки.

### 3.7. Новый процесс накопления деформаций – уширяющая экструзия

В заключение этой главы опишем новый процесс накопления деформаций, предложенный первым автором монографии и названный им уширяющей экструзией (УЭ) (Spread Extrusion (SE)).

Суть УЭ поясняет рис. 3.15, на котором в качестве примера показаны последовательные (вдоль оси экструзии) сечения матрицы для УЭ (возможны сечения и другой формы).

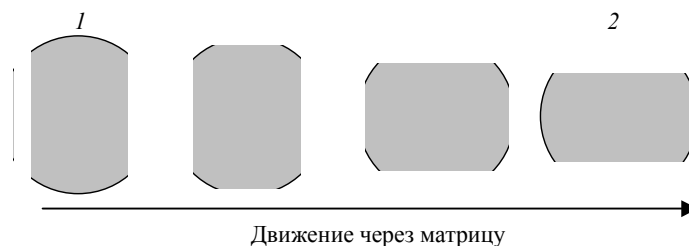


Рис. 3.15. Последовательные сечения матрицы для уширяющей экструзии (УЭ). 1 и 2 – соответственно начальное и конечное сечения матрицы

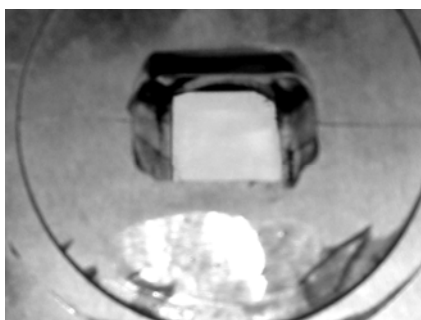
Обычно при экструзии все размеры поперечного сечения заготовки уменьшаются. В случае УЭ размеры в некоторых направлениях увеличиваются, откуда и следует название процесса.

При УЭ исходная призматическая заготовка имеет сечение 1 (это сечение заготовки, перпендикулярное оси экструзии). По мере продвижения через матрицу заготовка изменяет форму своего сечения, при этом его площадь остается постоянной. В конце матрицы заготовка приобретает сечение 2, форма и размеры которого совпадают с исходными. Так как площадь сечения заготовки при УЭ не изменяется, то ее можно многократно пропускать через матрицу, накапливая деформацию.

Возможен и вариант УЭ, когда площадь сечения матрицы постепенно уменьшается вдоль оси экструзии. В этом случае необходимо иметь несколько матриц для УЭ.

При отсутствии вытяжки уширяющая экструзия реализует чистый сдвиг металла, в отличие от Винтовой, осуществляющей в основном простой сдвиг. Для того чтобы металл полностью заполнял матрицу при УЭ без вытяжки, экструзию необходимо выполнять с противодействием.

На рис. 3.16 показана матрица для УЭ.



**Рис. 3.16.** Матрица для уширяющей экструзии

Процесс УЭ легко реализуется на установке для ВЭ по схеме механической экструзии. Для этого вместо винтовой устанавливается матрица уширяющая, имеющая те же габариты.

Мы ожидаем, что комбинация ВЭ с УЭ должна дать хорошие результаты по преобразованию структуры и свойств материалов. Предварительные исследования обнадеживают, однако данных пока слишком мало, чтобы их можно было публиковать.

*В заключении будь осмотрителен, вспоминай прошлое,  
делай выводы, думай о будущем.*

*Надпись на дверях городского исправительного учреждения г. Светлый Путь*



## Заключение

Прежде всего будем осмотрительны и скажем, что в плане формирования субмикроструктур в объемных металлических образцах мы находимся в начале пути.

Напомним гипотезы, высказанные в гл. 1.

- Для каждого металла при заданных температурно-скоростных условиях деформирования и величине гидростатического давления имеется некоторая стационарная микроструктура (далее мы ее называем предельной), которая достигается при достаточно больших монотонных (или близких к монотонным) деформациях и при последующем увеличении деформации поддерживается путем постоянного воспроизводства. Предельная структура характеризуется определенной величиной фрагментов и обеспечивает металлу идеальную пластичность под давлением в плане как отсутствия упрочнения, так и деформации без разрушения. Все процессы обработки давлением при накоплении с их помощью достаточно большой монотонной деформации (своей для каждого процесса) формируют в металле его предельную структуру.
- В отличие от предельной микроструктуры скорость стремления к ней (интенсивность процесса фрагментации) для каждого металла зависит не только от температурно-скоростных условий деформирования и величины гидростатического давления, но и от величины деформации, пути нагружения (монотонное, немонотонное, знакопеременное, амплитуды деформации при знакопеременном нагружении, схемы напряженного состояния на отдельных участках пути т.д.), а также градиентов тензоров скоростей деформаций и поворотов.
- Предельную структуру того или иного металла быстрее всего формируют процессы, которые при одном и том же уровне гидростатического давления в очаге деформации приводят к более сильному снижению пластичности данного металла. Для получения субмикро- и наноструктур эти процессы необходимо осуществлять при высоком гидростатическом давлении в очаге деформации. В таком случае релаксация внутренних напряжений идет по пути фрагментации кристаллитов, а не образования микронесплошностей.

Из этих гипотез следует, что эффективность того или иного ПНД в плане формирования субмикро- и наноструктур зависит не только от величины деформации, которую этот процесс может сообщить металлу до его разрушения, но и от целого ряда других факторов. По этой причине исследование ПНД должно опираться на теории пластичности, учитывающие градиенты скоростей деформаций и поворотов, существенная немонотонность нагружения, взаимосвязь деформации с разрушением. С целью учета двух последних факторов авторы предполагают рассмотреть симбиоз модели пористого тела со структурнонеоднородным каркасом [12, 13, 16] и клеточной модели поликристалла [14, 15]. Так получилось, что и в одной, и во второй моделях введен физический параметр, отражающий способность структурных элементов материала подстраиваться друг к другу при совместной пластической деформации (коэффициент аккомодации). Однако в первой модели он отвечает за скорость рождения несплошностей, а во второй – за уровень моментных напряжений, приводящих к фрагментации кристаллитов. В гл. 1 мы отмечали, что разрушение и фрагментация в определенном смысле дополняют друг друга. Поэтому имеет смысл установить взаимосвязь между параметрами аккомодации и попытаться «состыковать» модели.

Из указанных выше гипотез вытекает также, что интересные эффекты можно получить последовательно обрабатывая металлы различными ПНД, а также комбинируя с этой целью ПНД с традиционными процессами обработки давлением. По этой причине необходимо расширять спектр ПНД.

В этой книге мы описали два процесса накопления деформаций – винтовую и уширяющую экструзии. Результаты исследований первого из них позволяют авторам сделать ввод о том, что ВЭ имеет хорошие возможности как по управлению напряженно-деформированным состоянием металлов так и по номенклатуре получаемых изделий.

Процесс уширяющей экструзии мы только начали изучать. Предварительные исследования указывают на то, что комбинация ВЭ с УЭ должна дать хорошие результаты по преобразованию структуры и свойств материалов.

### Список использованных источников

1. Белл Дж.Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. В 2 частях. Часть II. М.: Наука.– 1984.– 432 с.
2. Людвик П. Основы технологической механики.– В сб.: Расчеты на прочность в машиностроении, вып.15. М.: Машиностроение, 1970.– С.130–166.
3. Смирнов-Аляев Г.А. Сопротивление материалов пластическим деформациям. Краткие основы. М.: Машгиз.– 1949.– 248 с.
4. Gil Sevillano J., van Houtte P., Aernoudt E. Large strain work hardening and textures// Progress in Materials Science, Vol. 25.– 1981.– P.69–412.
5. Jonas J.J., Canova G.R., Shrivastava S.C., Christodoulou N. Sources of Discrepancy Between The Flow Curves Determined in Torsion and Axisymmetric Tension and Compression Testing / Plasticity of metals at finite strain: theory, experiment, and computation. Proceedings of research workshop held at Stanford University, July 29, 1981. Stanford, Div. Of Applied Mechanic, 1981.– P.206–229.
6. Hecker S.S., Stout M.G., Eash D.T. Experiments on Plastic Deformation at Finite Strains/Plasticity of metals at finite strain: theory, experiment, and computation. Proceedings of research workshop held at Stanford University, July 29, 1981. Stanford, Div. Of Applied Mechanic, 1981.– P.162–205.
7. Калачев М.И. Деформационное упрочнение металлов. Минск: Наука и техника, 1980.– 256 с.
8. Бриджмен П.В. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. М.: Изд-во иностранной литературы, 1955.– 444 с.
9. Розенберг О.А. Механика взаимодействия инструмента при деформирующем протягивании. Киев: Наукова думка, 1981.– 288 с.
10. Новиков Н.В., Розенберг О.А. О влиянии научного наследия профессора А.М. Розенберга на развитие теории и практики процессов резания и холодного пластического деформирования/ В кн.: Вопросы механики и физики процессов резания и холодного пластического деформирования. К 100-летию со дня рождения профессора А.М. Розенберга. Киев: ИСМ НАН Украины, 2002.– С.20–32.
11. Левитас В.И. Большие упруго-пластические деформации материалов при высоком давлении. Киев: Наук. Думка, 1987.– 230 с.

12. Бейгельзимер Я.Е. Пластическая деформация пористых тел при малой пористости // Порошковая металлургия.– 1987.– №3.– С.12–14.

13. Continuum model of the structural-inhomogeneous porous body and its application for the study of stability and viscous fracture of materials deformed under pressure / Y. Beygelzimer, B. Efros, V. Varyukhin, A. Khohlov // Engineering Fracture Mechanics.– 1994.– v. 48, N 5.– P.629–640.

14. Beygelzimer Y., Spuskanyuk A. The thick yield surface: idea and approach for investigating its structure // Phil.Mag. A.– 1999.– v.79, N.10.– P.2437–2459.

15. Beygelzimer Y.E., Spuskanyuk A.V., Varyukhin V.N. On The Loading Surface of Microinhomogeneous Materials/ Recent Development in Computer Modeling of Powder Metallurgy Processes, IOS Press.– 2001.– P.17–28.

16. Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Эфрос Б.М. Физическая механика гидростатической обработки материалов. Донецк: Дон-ФТИ НАНУ.– 2000.– 196 с.

17. Николис Г., Пригожин И. Самоорганизация в неравновесных системах. Пер. с англ. М.: Мир.– 1990.– 542 с.

18. Некоторые вопросы больших пластических деформаций металлов при высоких давлениях / Б.И. Береснев, Л.Ф. Верещагин, Ю.Н. Рябинин, Л.Д. Лившиц.– М.: Изд-во АН СССР.– 1960.– 58 с.

19. Механические свойства материалов под давлением / Под ред. Х.Л. Пью. М.: Мир.– 1973.– т.2.– 374 с.

20. Колмогоров В.Л. Напряжения, деформации, разрушение. М.: Металлургия, 1970.– 230 с.

21. Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов С.В. Ресурс пластичности при обработке металлов давлением. М.: Металлургия.– 1984.– 150 с.

22. Огородников В.А. Оценка деформируемости металлов при обработке давлением. Киев: Выща школа.– 1983.– 175 с.

23. Богатов А.А. О разрушении металлов при обработке давлением // Кузнечно-штамповочное производство.– 1997.– №8.– С.2–7.

24. Колмогоров В.Л., Мигачев Б.А., Бурдуковский В.Г. К вопросу построения обобщенной феноменологической модели разрушения при пластической деформации металлов// Металлы.– 1995.– №6.– С.133–141.



25. Воробьев Т.М. Исследование разупрочнения деформацией холоднокатаной стали// Изв. АН СССР. Металлы.– 1983.– №2.– С.146–150
26. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов.– М.: Металлургия.– 1986.– 224 с.
27. Владимиров В.И., Романов А.Е. Дисклинации в кристаллах. Л.: Наука.– 1986.– 223 с.
28. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации / Лихачев В.А., Панин В.Е., Засимчук Е.Э. и др. Отв. ред. Немошкаленко В.В. Киев: Наукова думка, 1989.– 320 с.
29. Черемской П.Г., Слезов В.В., Бетехтин В.И. Поры в твердом теле. М.: Энергоатомиздат.– 1990.– 376 с.
30. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Известия ВУЗов. Физика.– 1990.– №2.– С.89–106
31. Кайбышев О.А., Валиев Р.З. Границы зерен и свойства металлов. М.: Металлургия.– 1987.– 214 с.
32. Фрост Г.Дж., Эшби М.Ф. Карты механизмов деформации. Челябинск: Металлургия.– 1989.– 482 с.
33. Segal V. Severe plastic deformation: simple shear versus pure shear // Materials Science and Engineering A338 (2002).– P.331–344
34. Бейгельзимер Я.Е., Константинова Т.Е., Примислер В.Б. Реологические модели мезоскопического уровня пластической деформации// Физика и техника высоких давлений.– 1996.– №1.– С.41–45
35. Т.Е. Konstantinova, V.B. Primisler and A.A. Dobrikov Bending of a crystal lattice as an independent form of plastic deformation // Met. Phys. Adv. Tach.– 1997.– V.16.– P.1191–1201.
36. Колмогоров А.Н. О логарифмически нормальном законе распределения размеров частиц при дроблении// ДАН СССР.– 1941.– т.31.– С.99–101.
37. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000.– 271 с.
38. Mandelbrot B. The fractal geometry of Nature. New York: Freeman.– 1982.– 452 p.
39. Баренблатт Г.И. Подобие, автомодельность, промежуточная асимптотика. Теория и приложения к геофизической гидродинамике. Л.: Гидрометиздат.– 1978.– 207 с.

40. Федер Е. Фракталы. М.: Мир.– 1991.– 260 с.
41. Kim H.S., Estrin Y., Bush M.B. Plastic Deformation Behavior of Fine-Grained Materials // *Acta mater.*– V.48.– 2000.– P.493–504
42. Геологические структуры / Под ред. Т. Уемуры и Ш. Мицунати. М.: Недра.– 1990.– 292 с.
43. Райс Дж.Р. Локализация пластической деформации // *Теоретическая и прикладная механика.* М.: Мир.– 1979.– С. 439–471.
44. Kuhlmann-Wilsdorf D., Laird C., Dislocation behavior in fatigue// *Mater. Sci. and Erg.*– 1977.– 27.– P.137–156.
45. Теоретические основы процессов поверхностного пластического деформирования / Макушок Е.М., Калиновская Т.В., Красневский С.М. и др. Под. Ред. В.И.Беляева. Минск: Наука и техника.– 1988.– 184 с.
46. Прочность и трибологические свойства нанокристаллических структур поверхностей трения метастабильных и стабильных аустенитных сплавов / Л.Г. Коршунов, Б.М. Эфрос, Н.Л. Черненко, Ю.Н. Гойхенберг // *Физика и техника высоких давлений.*– 2001.– т.11, №1.– с.75–78.
47. Salishev G.A., Valiakhmetov O.R., Galejev R.M. Formation of submicrocrystalline structure in the titanium alloy VT8 and its influence on mechanical properties // *J. Mater. Sci.*– 1993.– V.28.– P.2898–2904.
48. Процессы пластического структурообразования металлов / Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И., Павлик Д.А., Малышев В.Ф. Минск: Наука и техника.– 1994.– 232 с.
49. Segal V.M. Slip line solutions, deformation mode and loading history during equal channel angular extrusion // *Materials Science and Engineering, A* .– 2003.– V.345.– N1–2.– P.36–46.
50. Равноканальная многоугольная экструзия / Варюхин В.Н., Спусканюк В.З., Матросов Н.И., Дугадко А.Б., Шевченко Б.А., Медведская Э.А., Сенникова Л.Ф., Спусканюк А.В., Павловская Е.А. // *Физика и техника высоких давлений.*– 2001.– т.11.– №1, с.31–39.
51. Новые схемы накопления больших пластических деформаций с использованием гидроэкструзии / Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Сынков С.Г. и др. // *Физика и техника высоких давлений.*– 1999.– т.9.– №3, с.109.
52. Beygelzimer Y., Orlov D. and Varyukhin V. A new severe plastic deformation method: Twist Extrusion // *Ultrafine Grained Materials II*; Ed. By Y.T. Zhu, T.G. Langdon, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, M.J. Sa-

ran, T.C. Lowe. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society).– 2002.– P.297–304.

53. Мазурский М.И., Еникеев Ф.У. О некоторых принципах получения однородной сверхмелкозернистой структуры методами обработки металлов давлением // КШП.– 2000.– №7.– С.15–18.

54. Properties and nanostructures of materials processed by SPD techniques // Ultrafine Grained Materials II; Ed. By Y.T.Zhu, T.G.Langdon, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, M.J. Saran, T.C. Lowe. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society).– 2002.– P.331–340.

55. Jong-Jin Park and Dong Hyuk Shin Numerical analysis of plastic deformation in Constrained Groove Pressing // Ultrafine Grained Materials II; Ed. By Y.T. Zhu, T.G. Langdon, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, M.J. Saran, T.C. Lowe. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society).– 2002.– P.253–258.

56. Закономерности упрочнения волокнистых наноматериалов, полученных пакетной гидроэкструзией / Варюхин В.Н., Дугадко А.Б., Матросов Н.И. Спусканюк В.З., Сенникова Л.Ф., Павловская Е.А. Шевченко Б.А., Миронова О.Н. // Физика и техника высоких давлений.– 2003.– Т. 13.– № 1.– С.96–105.

57. Сынков С.Г., Сынков В.Г., Сапронов А.Н. Пакетная гидроэкструзия микроволокон из хромоникелевых сталей// Физика и техника высоких давлений.– 1996.– Т.6.– №2.– С.141–145

58. Novel ultra-high straining process for bulk materials – development of the accumulative roll-bonding (ARB) process / Y. Saito, H. Utsunomiya, N. Tsuji and T. Sakai // Acta Materialia.– V.47, Issue 2.– P.579–583.

59. Деформационное упрочнение и структура конструкционной стали при сдвиге под давлением/ Дегтярев М.В., Чашухина Т.И., Воронова Л.С. и др.// Физика металлов и металловедение.– 2000.– Т.90.– №6.– С.83–90

60. Степанский Л.Г. Расчеты процессов обработки металлов давлением. М.: Машиностроение, 1979.– 424 с.

61. Кочин Н.Е. Векторное исчисление и начала тензорного исчисления. М.: Наука, 1965.– 426 с.

62. Джонсон У., Меллор П. Теория пластичности для инженеров. М.: Машиностроение, 1979.– 567 с.

63. Рвачев В.Л. Теория R-функций и некоторые ее приложения. Киев: Наукова думка, 1982.– 551 с.

64. Ланцош К. Практические методы прикладного анализа. М.: Государственное изд-во физико-математической литературы, 1961.– 524 с.
65. Калиткин Н.Н. Численные методы. М.: Главная редакция физико-математической литературы изд-ва «Наука», 1978 г.– 512 с.
66. Накопление интенсивных пластических деформаций в меди при гидроэкструзии с кручением / В.Н. Варюхин, Е.Г. Пашинская, З.А. Самойленко и др. // *Металлы*.– 2001.– №4.– С.79–83.
67. Дель Г.Д. Технологическая механика. М.: Машиностроение, 1978.– 174 с.
68. Винтовое прессование: технологические аспекты / Я.Е. Бейгельзимер, Д.В. Орлов, С.Г. Сынков, А.В. Решетов // *Физика и техника высоких давлений*, 2002.– Т. 12.– № 4.– С.40–46.
69. J.T. Black, W.G. Voorhes Theory of Linear Continuous Extrusion – Linex // *Trans. Of the ASME*, – Vol.100.– N1.– 1978.– P.239–244.
70. Высокие давления в современных технологиях обработки материалов / Б.И. Береснев, К.И. Езерский, Е.В. Трушин, Б.И. Каменецкий. М.: Наука.– 1988.– 245 с.
71. Деформация металлов жидкостью высокого давления/ В.И. Уральский, В.С. Плахотин, Н.И. Шефтель и др. М.: *Металлургия*, 1976.– 423 с.
72. Кроха В.А. Упрочнение металлов при холодной пластической деформации: Справочник. М: Машиностроение.– 1980.– 157 с.
73. Третьяков А.В., Зюзин В.И. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением: Справочник. 2-е изд. Перераб. и доп. М.: *Металлургия*.– 1973. – 224 с.
74. Microstructural evolution of titanium under twist extrusion / Beygelzimer Y, Varyukhin V., Orlov D., Efros B, Stolyarov V., Salimgareyev H. // *Ultrafine Grained Materials II*; Ed. By Y.T. Zhu, T.G. Langdon, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, M.J.Saran, T.C.Lowe. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society).– 2002– P.43–46.
75. Влияние комбинированной обработки давлением на структуру и свойства титана ВТ1-0 / В.В. Столяров, Х.Ш. Салимгареев, Е.П. Сошникова, Я.Е. Бейгельзимер, Д.В. Орлов, С.Г. Сынков, А.В. Решетов // *Физика и техника высоких давлений*, 2003.– Т. 13.– № 1.– С.54–59.

## Оглавление

Введение .....	- 5 -
ГЛАВА 1. Металлы при больших пластических деформациях: взгляд обработчика давлением.....	- 11 -
1.1. Упрочнение при холодной деформации: кривая течения, идеальная пластичность.....	- 12 -
1.2. Пластичность металлов при больших деформациях .....	- 17 -
1.3. Физика больших пластических деформаций глазами обработчика давлением.....	- 19 -
1.4. Процессы накопления деформации, применяемые для формирования субмикроструктур в объемных образцах .....	- 28 -
ГЛАВА 2. Теория винтовой экструзии.....	- 37 -
2.1. Физическое моделирование винтовой экструзии.....	- 37 -
2.2. Математическое моделирование винтовой экструзии.....	- 39 -
ГЛАВА 3. Практика винтовой экструзии.....	- 53 -
3.1. Возможные пути практической реализации винтовой экструзии .....	- 54 -
3.2. Установки для винтовой экструзии .....	- 56 -
3.3. Силовые параметры винтовой экструзии.....	- 60 -
3.4. Дефекты заготовок после винтовой экструзии.....	- 65 -
3.5. Влияние винтовой экструзии на структуру и свойства технически чистого титана ВТ1-0.....	- 69 -
3.6. Влияние комбинированной обработки винтовая экструзия + прокатка на структуру и свойства титана ВТ1-0-	- 72 -
3.7. Новый процесс накопления деформаций – уширяющая экструзия .....	- 73 -
Заключение .....	- 77 -
Список использованных источников.....	- 79 -

*Наукове видання*

Бейгельзімер Ян Юхимович, Варюхін Віктор Миколайович, Орлов Дмитро Валентинович, Синков Сергій Григорович

Гвинтова екструзія –  
процес накопичення деформації

Рекомендовано до друку Вченою радою  
Донецького фізико-технічного інституту ім. О.О. Галкіна Національної академії наук України

Відповідальний за видання – Бейгельзімер Ян Юхимович

Тел/факс: 38 (062) 337-76-08.

E-mail: [tean@an.dn.ua](mailto:tean@an.dn.ua)

83050, Донецьк, а/с 435

Редактор – Фоміна С.С.

Комп'ютерна верстка – Василенко О.В.

Підписано до друку 27.03.2003 р. Формат 84x100 1/32.

Папір типографський. Друк лазерний. Ум.-друк. арк. 6,14. Тираж 300 прим.  
Замовлення № 03/278

Видавництво Донецької фірми наукоємних технологій НАН України  
(Фірма ТЕАН)

Україна, 83050, Донецьк, а/с 435. E-mail: [tean@an.dn.ua](mailto:tean@an.dn.ua)

Надруковано у друкарні «Алекс»