

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ  
ФЕДЕРАЦИИ  
федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение  
высшего образования  
«Тольяттинский государственный университет»

Машиностроения  
(институт, факультет)  
«Нанотехнологии, материаловедение и механика»  
(кафедра)  
22.04.01 «Материаловедение и технологии материалов»  
(код и наименование направления подготовки)

**МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ**

На тему «Ударная вязкость и механизм разрушения титанового сплава ВТ 6  
УМЗ структурой в широком интервале температур»

Студент(ка)	<u>О.Д. Власова</u> (И.О. Фамилия)	_____	(личная подпись)
Научный руководитель	<u>Н.А. Клевцова</u> (И.О. Фамилия)	_____	(личная подпись)
Консультанты	<u>В.Г. Виткалов</u> (И.О. Фамилия)	_____	(личная подпись)

Руководитель магистерской  
программы \_\_\_\_\_  
(ученая степень, звание, И.О. Фамилия ) \_\_\_\_\_  
(личная подпись)  
« \_\_\_\_\_ » \_\_\_\_\_ 20 \_\_\_\_\_ Г.

**Допустить к защите**

Заведующий кафедрой \_\_\_\_\_  
\_\_\_\_\_ (ученая степень, звание, И.О. Фамилия ) \_\_\_\_\_  
(личная подпись)  
« \_\_\_\_\_ » \_\_\_\_\_ 20 \_\_\_\_\_ Г.

Тольятти 2018

## СОДЕРЖАНИЕ

Введение.....	3
1. Аналитический обзор.....	7
1.1 Основные виды и механизмы разрушения металлических материалов .....	7
1.2 Получения наноструктурированных металлических материалов .....	18
1.3 Механические свойства наноструктурированного титана .....	30
1.4 Механические испытания металлов.....	39
2 Материал и методики исследования .....	55
2.1 Исследуемый материал.....	55
2.2 Методики исследования структуры сплава ВТ 6.....	57
2.3 Механические испытания.....	57
2.4 Методики макро- и микрофрактографического анализа.....	60
3 Результаты исследования.....	64
3.1 Структура титанового сплава ВТ 6.....	64
3.2 Испытание на растяжение титанового сплава ВТ6.....	66
3.3 Испытания на ударную вязкость титанового сплава ВТ 6.....	67
3.4 Макро- и микрофрактографический анализ ударных изломов.....	68
3.5 Общие выводы.....	74
Заключение.....	75
Список используемой литературы.....	77

## ВВЕДЕНИЕ

Достижение высокой прочности в сочетании с сопротивлением разрушению является вечной проблемой в области конструкционных металлических материалов. С нынешними материаловедением и технологией нетрудно достичь высокой прочности. Однако, прочности и вязкости в материалах сильно коррелированы, и ударная вязкость уменьшается с увеличением прочности. Немногие структурные металлические материалы ограничены своей прочностью; скорее, они ограничены их вязкостью разрушения. К сожалению, исследования материалов по-прежнему в основном сосредоточены на стремлении к высокой прочности. Сообщается, что уточнение кристаллических зерен является эффективным методом для определения прочности и вязкости в металлических материалах без добавления легирующих элементов; следовательно, ультрамелкозернистые материалы очень привлекательны в материаловедении. Однако, по сравнению с эволюцией микроструктуры вследствие сильной пластической деформации и упрочнения путем измельчения зерна, было проведено мало исследований по повышению вязкости в ультрамелкозернистых материалах.

Как известно, для достижения определенного уровня механических свойств материалов используется сочетание методов термической и механической обработки. Термическая обработка используется как самостоятельный, так и дополнительный метод обработки.

Равноканальное угловое прессование (РКУП) на данный момент один из самых распространенных способов повышения упругих свойств, приводящий к повышению прочностных свойств металлических материалов. В результате термо-механической обработки (ТМО) изменяются структура материала, его твердость, прочность и ударная вязкость.

Для эффективного управления структурой и свойств материалов используются комбинированные методы обработки. Методы интенсивной пластической деформации меняются, и встает вопрос о всестороннем

изучении металлов у сплавов с нанокристаллической структурой, полученной разными методами и режимами ИПД.

В последние годы исследователи особый интерес проявляют к методам получения ультрамелкозернистого состояния в материалах, так как УМЗ структура способна улучшить целый комплекс свойств материала.

Перспективным методом получения объемных УМЗ материалов является интенсивная пластическая деформация, которая проводится с помощью равноканального углового прессования (РКУП), этот способ позволяет формировать в материале УМЗ структуру без изменения геометрических размеров заготовки.

Например, создание регламентированной ультрамелкозернистой структуры в двухфазных титановых сплавах позволяет добиться повышения прочностных свойств, сопротивление усталости и других механических свойств, что в свою очередь увеличивает эксплуатационный ресурс изделия из такого сплава в 2 и более раза[66].

Уменьшение размера зерн/фазы менее 1мкм приводит также к повышению таких служебных свойств, как износостойкость, прочность при эксплуатационных температурах[16].

Сегодня титановые сплавы являются обычными, легко доступными инженерными металлами, которые конкурируют непосредственно с нержавеющей сталью и специальными сталями, сплавами на основе никеля и композитами.

Таким образом, ультрамелкозернистые титановые материалы, полученные методами ИПД, обладают высоким механическими свойствами при комнатной температуре. Вместе с тем, пока мало работ по их эксплуатационным свойствам при повышенных температурах, хотя двухфазные сплавы типа Ti-6Al-4V, наиболее широко используются в авиации и двигателестроении для деталей, которые используются в широком диапазоне температур.

Целью настоящей работы является установление закономерности влияния ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния титанового сплава ВТ 6 с двухфазной ( $\alpha$ - $\beta$ ) структурой на ударную вязкость (КCV) и механизм разрушения в широком интервале температур в сравнении с исходным крупнозернистым состоянием сплава.

Задачи исследования:

— Исследовать микроструктуру титанового сплава в исходном крупнозернистом (КЗ) состоянии и у УМЗ состоянии, после равноканального углового прессования (РКУП).

— Подготовить образцы для исследования на растяжение и ударную вязкость.

— Провести механические испытания сплава на твёрдость, растяжения.

— Провести испытания образцов на ударную вязкость в интервале температур от -196 до 500 °С.

— Провести макро- и микрофрактографические исследования ударных изломов.

Объектом исследования является титановый сплав ВТ 6 с КЗ и УМЗ структурой, полученной методом РКУП.

Предметом исследования является ударная вязкость и механизм разрушения ультрамелкозернистого титанового сплава ВТ6 в широком интервале температур.

В основу диссертации легли исследования Р.З. Валиева, Г.В. Клевцова о влиянии маршрутов РКУП на микроструктуру и свойства чистого титана и сплавов на его основе, таких как ВТ6, Grade 4.

Обобщив имеющиеся результаты исследований механического поведения УМЗ титана можно заключить, что сильное измельчение структуры методом РКУП позволяет значительно повысить его прочность, величина которой может достигать уровня высоколегированных титановых сплавов. УМЗ титан, изготовленный методами ИПД, демонстрирует хороший потенциал для повышения усталостной прочности, которая является одной из

наиболее важных требований для перспективных конструкционных применений.

Практическая значимость работы заключается:

Результаты исследования показывают, что РКУП повышает твердость и прочность в 1,2 раза, снижая пластичность в 1,4 раза. Однако, несмотря на снижения пластичности сплава ВТ6 после РКУП, ударная вязкость (КСV) сплава с УМЗ структурой практически не отличается от КСV сплава в исходном (КЗ) состоянии в интервале температур испытания, положительно характеризует сплав с точки зрения конструктивной прочности.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Механические свойства сплава ВТ6 с УМЗ структурой, полученные при испытании на твердость и растяжение.
2. Ударная вязкость сплава ВТ6 в КЗ и УМЗ состоянии в интервале температур от -196 до 500 °С.
3. Макро- и микрофрактографические особенности строения ударных изломов сплава ВТ6 в УМЗ и КЗ состоянии, полученных в широком интервале температур.

Диссертация включает в себя введение, три главы, заключение и список использованных источников, содержащего 54 наименования. Диссертация изложена на 82 страницах, включает 48 рисунков, 8 таблиц.

## 1. Аналитический обзор

### 1.1 Основные виды и механизмы разрушения металлических материалов

Рассмотрим основы механики разрушения. Как известно, разрушение может быть полным или частичным. При полном тело разрушается на части.

Разрушение подразделяется по характеру на следующие виды.

#### — Пластическое (вязкое разрушение)

Происходит после осуществлённой пластической деформации. Разрушение материала происходит, когда нагрузка на тело превышает предел текучести материал. Это может произойти при таких больших нагружениях, при сжатии и растяжении.

#### — Хрупкое

Происходит при пластической деформации, когда трещина (магистральная) сосредоточена в области разрушения, т.е. возникают трещины обычно в локальных зонах высокой концентрации напряжений. Хрупкое разрушение самое опасное разрушение.

Можно выделить два вида хрупкого разрушения хрупкое и квазихрупкое.

#### — Усталостное

Различают многоцикловую и малоцикловую усталость.

Если номинальные напряжения меньше предела текучести, то такая усталость является многоцикловой. При этом дополнительное нагружение происходит в упругой области деформации до разрушения тела.

При малоцикловой усталости каждый цикл нагружения влечет за собой макроскопическую пластическую деформацию.

Усталостное разрушение - это характеристика материала, в основном из-за образования трещин и в результате повторного применения циклов напряжений, ниже предела упругости материала и относительно низкого.

Усталость, вызванная ударами и вибрациями, в этом исследовании не будет рассматриваться.

Явление усталости начинается с пластической деформации макроскопических дефектов (включение, микротрещины). При повторных запросах, большей или меньшей интенсивности, эти дефекты превращаются во все более крупные трещины до разрыва части.

Если проследить цикл напряжений и деформаций, полученная таким образом петля гистерезиса представляет собой незамкнутую кривую, форма которой изменяется в зависимости от количества примененных циклов. С прошлого века были предложены различные выражения для описания кривой Вёлера, отражающей усталостную стойкость материала, часто в ограниченной зоне выносливости (определение этой кривой также развивалось на протяжении многих лет для перехода от детерминированной кривой к статистической кривой). Как мы видели ранее, кривая Вёлера обычно построена по полулогарифмическим осям в которой она представляет приблизительно линейную часть (вокруг точки перегиба), которая изменяется в соответствии с материал, за которым следует асимптота справа  $\sigma = \sigma_D$ . Предел усталости в таком случаи определяется по формуле 1.1

$$\sigma_D = K_e K_s K_\theta K_d K_g K_h \sigma'_D, \quad (1.1)$$

где  $\sigma'_D$  - предел усталости гладкого образца и где другие факторы позволяют учитывать следующие основные эффекты:

$K_e$ : масштабный эффект

$K_s$ : поверхностный эффект

$K_\theta$ : влияние температуры

$K_d$ : эффект формы

$K_g$ : эффект надежности

$X$ : различные эффекты (скорость нагрузки, тип нагрузки, коррозия, остаточные напряжения, частота напряжения).

Эти факторы можно классифицировать следующим образом:



- факторы, зависящие от условий напряжения (характер нагрузок: тяга / сжатие, чередующийся изгиб, вращательный изгиб, чередование кручения);
- геометрические факторы (масштабный эффект, форма);
- факторы условий поверхности;
- металлургические факторы;
- факторы окружающей среды (температура, коррозия).

При напряжении кристаллическое твердое вещество, например металлическое твердое вещество, обратимо деформируется до тех пор, пока приложенное напряжение меньше критического значения, называемого пределом упругости или предел текучести. Помимо этого критического ограничения деформация перестает быть обратимой: деформация, называемая пластической деформацией, остается после устранения ограничения. Твердое вещество разрывается, когда деформация продолжается.

Пластичность определяет способность переносить значительную пластическую деформацию, она зависит как от характера материала, так и от типа напряжения. Можно, например, уменьшить путем прокатки в несколько проходов, металлический образец, размеры которого составляют порядка одного метра, до пластины, толщина которой составляет порядка доли миллиметра, или деформации порядка  $10^3$ , а при одноосном растяжении трудно добиться деформации при разрыве больше 1.

Изучение пластической деформации, вероятно, связано с желанием контролировать образование и использование металлов и, в более общем случае, материалов. В результате он уже давно является эмпирическим, и только в последние несколько десятилетий разработаны концепции, необходимые для понимания физических явлений, происходящих во время пластических деформаций. Для кристаллических твердых тел, к которым мы ограничимся в этом представлении, основные механизмы достаточно хорошо

поняты, но динамика деформаций плохо известна и в настоящее время представляет собой очень активную исследовательский вектор.

Макрофрактографически можно четко различать усталостный излом и остаточный излом (долом) чаще всего по его структуре. Поверхность усталостного излома имеет мелкозернистую матовую бархатистого вида структуру, тогда как остаточный излом обычно светлый, растрескавшийся.

Усталостный излом, как правило, имеет две зоны: зону собственно усталостного излома с относительно гладкой, притертой, как бы замазанной поверхностью, и вторую зону - грубокристаллическую, имеющую все признаки излома образца с острым надрезом при однократном приложении нагрузки. В первой зоне иногда наблюдаются концентрации линии, напоминающие годовые слои древесины. По первой зоне разрушение происходит постепенно за время, соответствующее большому количеству циклов нагрузки[30].

Усталостная зона начинается от так называемого очага разрушения, зона усталости переходит затем в зону долома (рисунок 1.1)

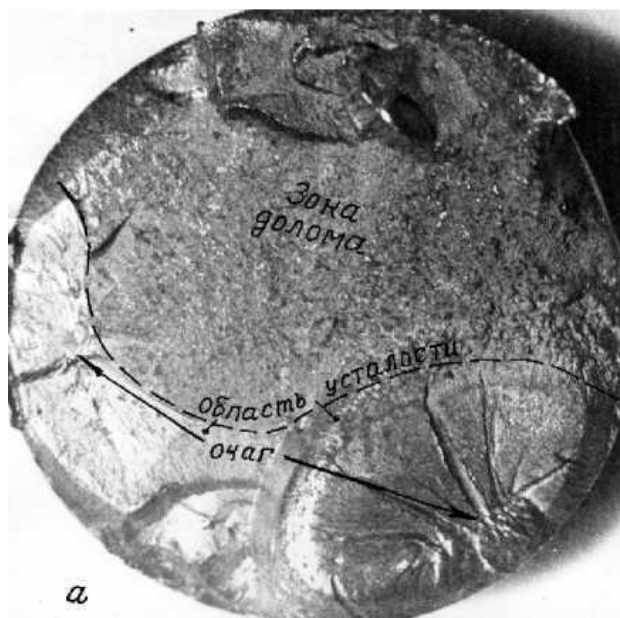


Рисунок 1.1-Усталостный излом

— Деформация и разрушения при ползучести

Тест на разрыв напряжения используется для определения времени, необходимого для выхода из строя, в то время как материал подвергается постоянной нагрузке при постоянной температуре. Испытание измеряет время разрыва и влияние температуры на долговременные несущие характеристики. Представленные результаты очень полезны при выборе материалов, где допуски размеров не являются критическими, но разрыв невозможен. Тестирование на разрыв напряжения аналогично тестированию ползучести, за исключением того, что напряжения выше.

Металлографические исследования разрушения при ползучести выявляют два типа межзеренного разрушения:

— Разрушение клиновидно трещины, зарождающееся обычно в точке встречи трех зерен и затем непрерывно распространяющееся вдоль их границ.

— Разрушение путем образования по границам зерен пор, которые увеличиваются со временем в размерах, сливаются и образуют сплошную трещину.

Клиновидные трещины образуются при более низких температурах, высоких напряжениях и высоких скоростях ползучести, а трещины, образовавшиеся из пор,- при более высоких температурах, низких напряжениях и малых скоростях ползучести.

— Коррозионное разрушение

Коррозионные разрушения по виду достаточно разнообразны. Принято подразделять коррозию на сплошную (общую) и местную (локальную).

Сплошная коррозия распространяется на всю поверхность, разрушая металл в глубину более или менее равномерно.

Местная коррозия охватывает лишь отдельные участки поверхности, остальная поверхность металла при этом не затрагивается повреждениями.

Все перечисленные виды разрушений вследствие появления и дальнейшего развития трещин, в связи с этим к оценке чувствительности материалов необходимо добавить анализ закономерностей развития трещин.

При усталостном, хрупком, а так же пластическом разрушении трещины начинают развиваться на много раньше полного разрушения.

Раскрытие трещины в твердом теле может быть осуществлено тремя различными путями. При нормальных напряжениях возникает трещина типа «разрыв» рисунок 1.1.2а, когда берега трещины перемещаются перпендикулярно плоскости трещины. При плоском сдвиге образуется трещина типа «поперечный сдвиг» рисунок 1.1.2б – перемещения берегов трещины происходит в плоскости и перпендикулярно её фронтальной линии. Трещина «продольный сдвиг» рисунок 1.1.2в образуется при антиплоском сдвиге– перемещения берегов трещины совпадают с плоскостью трещины и параллельны её направляющей кромке. В общем случае трещину можно описать этими тремя типами. Среди них чаще встречается на практике трещина первого типа «разрыв».

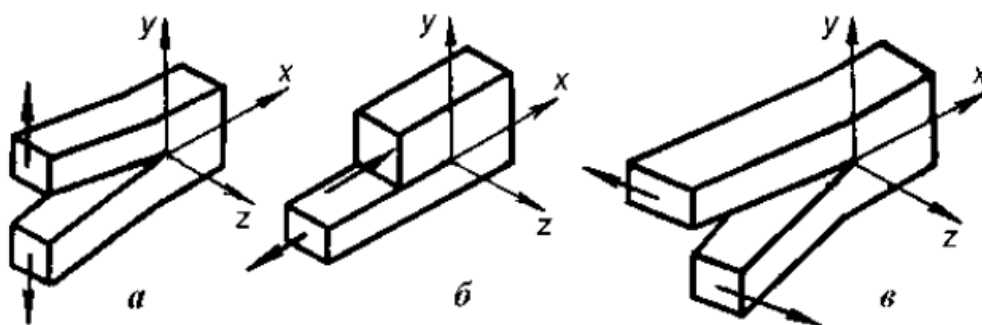


Рисунок 1.1.2– Основные виды смещений поверхности трещины

С точки зрения микроструктуры существуют два вида разрушения – транскристаллитное и интеркристаллитное. При транс– кристаллитном разрушении трещина распространяется по телу зерна, а при интеркристаллитном она проходит по границам зерен.

В транскристаллитном сколе (рисунок 1.1.3 а) трещина обычно распространяется вдоль кристаллографической плоскости с малым индексом. Трещины скола зарождаются в местах, где затруднено кристаллографическое скольжение, т.е. на границах зерен, на пересечениях двойников, плоскостей скольжения, на включениях и частицах второй фазы. Фасетки с ручьистым узором наблюдаются внутри зерен в виде ступенек между участками

трещины на параллельных плоскостях скола данного зерна, и интеркристаллитное (межзеренное) по границам зерен (рисунок 1.1.3 б) трещина распространяется в однофазных материалах по поверхности граней зерен, при наличии на границах второй фазы- вдоль межфазной поверхности или вдоль поверхности скола внутри данной фазы.

Транскристаллитный скол происходит путем отрыва.

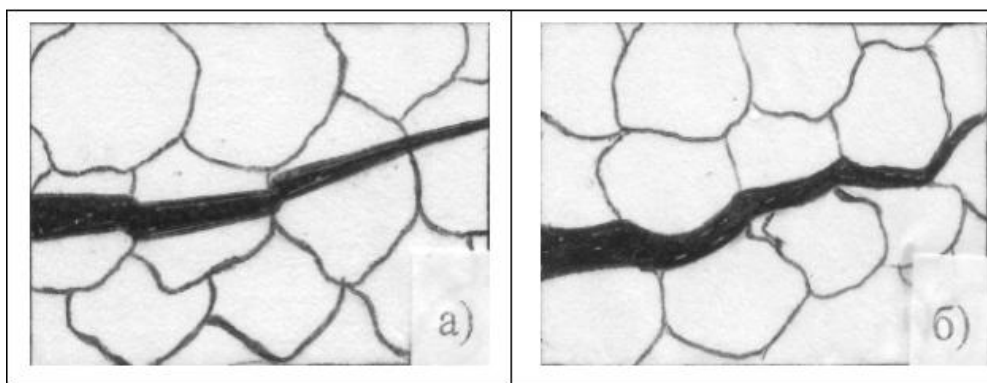


Рисунок 1.1.3–Схемы разрушения

Наибольшее распространение получила классификация изломов по характеру разрушения – хрупкое, вязкое и усталостное.

Вязкий излом имеет волокнистое строение и, вследствие сильной деформации зёрен, не имеет кристаллического блеска. Неровные участки рассеивают свет, и поверхность излома кажется матовой.

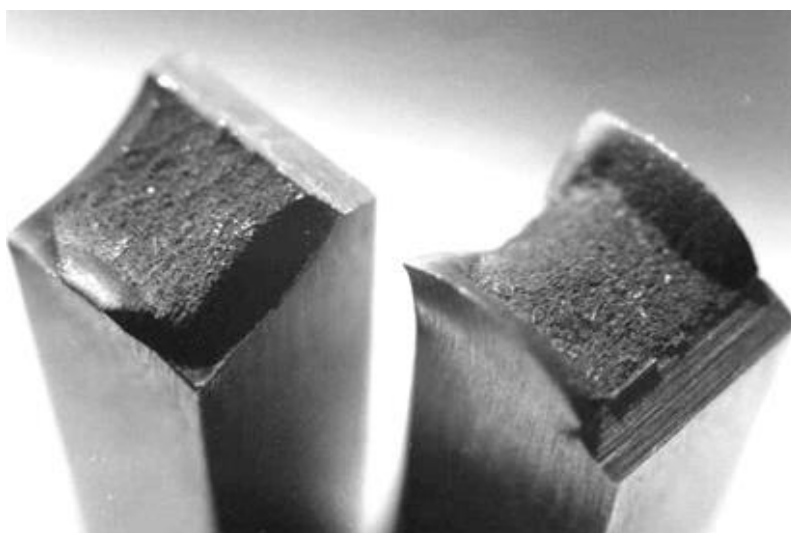


Рисунок 1.1.4– Общий вид вязких изломов

На рисунке 1.1.4 видно, что излом состоит из относительно плоской центральной части излома; в периферийной части образуются губы среза.

Вблизи поверхности излома имеет место утяжка, отражающая макропластическую деформацию образца или детали при вязком разрушении.

Хрупкие изломы шероховаты, светлого цвета, с металлическим блеском в кристаллическом строении (рисунок 1.1.5)[47].

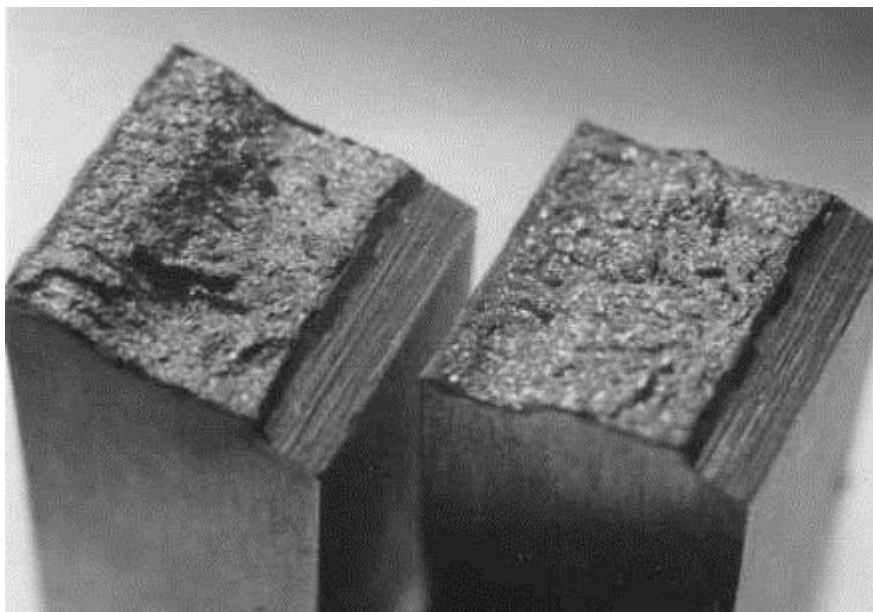


Рисунок 1.1.5– Общий вид хрупких изломов

Квазихрупкое разрушение. Такое разрушение по своей природе нельзя отнести к хрупкому или определить его как вязкое. Излом при таком разрушении розеточный, он появляется при концентрическом слиянии трещен. Всё же по энергоёмкости разрушение ближе к хрупкому.

. При этом происходит расширение округлого фронта трещин, образуя поры в виде линзы. Во время слияния трещин образуются острые гребни, именуемые гребнями отрыва.

Образующийся таким образом квазискол представлен на рисунок 1.1.6.

Квазихрупкое разрушение присуще наноструктурированным материалам с ОЦК структурой, при низкотемпературных ударных разрушениях.

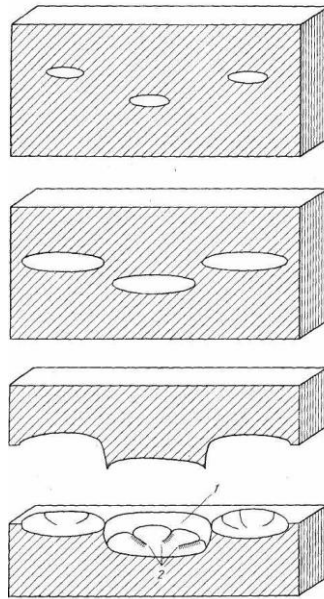


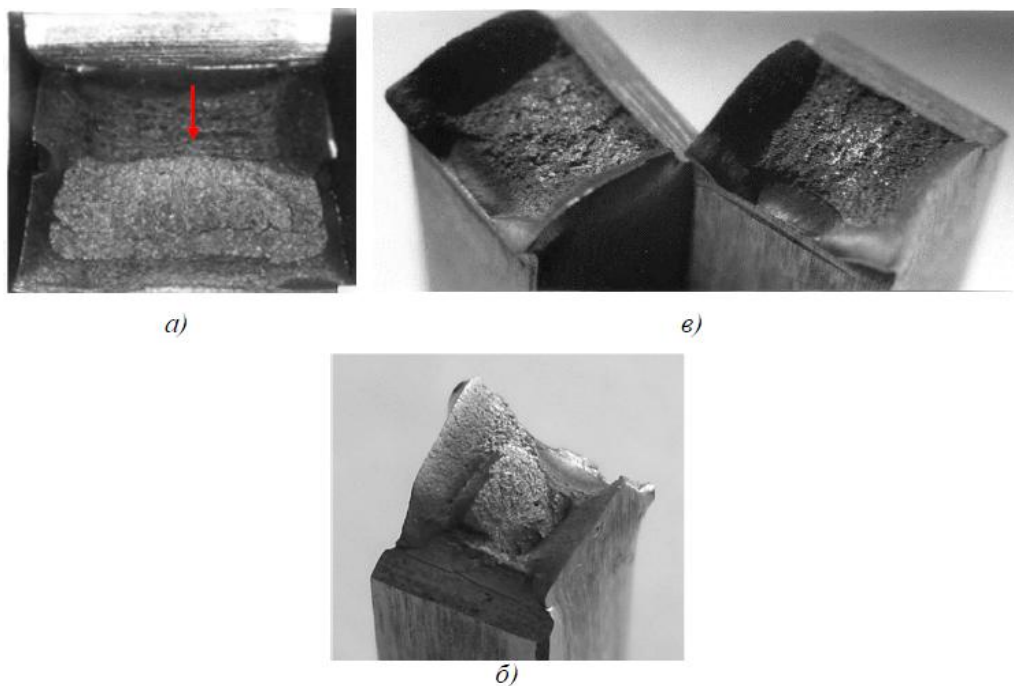
Рисунок 1.1.6– Схема образования квазискола

Вязко-хрупкое разрушение.

Разрушение материалов с ОЦК решеткой в интервале вязко-хрупкого перехода называют вязка-хрупким. При визуальном осмотре излома, наблюдается как вязкая, так и хрупкая составляющая. Их соотношение зпнимаемой площади зависит от температуры разрушения образца.

По характеру распределения вязкой и хрупкой составляющих на поверхности изломов различают[43]:

- Сосредоточенный излом (рисунок 1.1.7 а, б)
- Рассредоточенный излом (рисунок 1.1.7 в)



а, б-сосредоточенный излом, в-рассредоточенный излом  
 Рисунок 1.1.7-Общий вид вязко-хрупкого излома

Смешанное разрушение возникает при разрушении материалов с ГЦК-решеткой, например, аустенитных сталей и некоторых цветных сплавов при низких температурах, высоких скоростях нагружения и т. д., а также при разрушении некоторых закаленных инструментальных сталей. Изломы обладают матовой или «бархатной» поверхностью; ровные, без губ среза или имеют небольшие губы среза (рис. 1.1.8) и небольшую шероховатость. Отсутствует блеск металла.

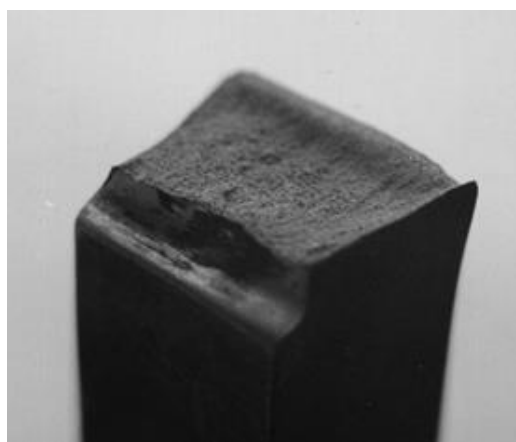


Рисунок 1.1.8– Общий вид смешанного разрушения



Также бывают случаи, где микрорельеф не ярко выражен или излом имеет признаки разных типов микрорельефов.

## 1.2 Получения наноструктурированных металлических материалов

Существует несколько способов получения наноструктурированных материалов:

1. Получение кристаллизацией из аморфного состояний
2. Получение методом термообработки
3. Электрохимические методы
4. Получение методом интенсивной пластической деформации (ИПД)

«Нанотехнология» термин, который в 1974г. предложил японец Н. Танигучи. В настоящее время международно согласованное определение термина «наноматериал» не установлено[7]. Скорее, широкий спектр определений используется различными национальными органами, научными комитетами и международными организациями. ISO определяет наноматериал «как материал, имеющий любой внешний размер в наномасштабе или имеющий внутреннюю структуру или структуру поверхности в наномасштабе».

ISO/TS 80004–1, 2015 классифицирует наноматериалы в двух основных категориях: нанообъекты и наноструктурированные материалы. Нанообъект описывается как «дискретный кусок материала с одним, двумя или тремя внешними размерами в наномасштабе»

Наноструктурированный материал представляет собой «материал, имеющий внутреннюю структуру или структуру поверхности в наноразмер» это определение дано в ISO/TS 80004–4, 2011.

В последние годы Европейский Союз (ЕС) прилагает ряд усилий для определения «наноматериалов» и «инженерного наноматериала». В частности, Европейская комиссия рекомендовала следующее определение наноматериала: «Наноматериал означает естественный, случайный, или

изготовленный материал, содержащий частицы, в несвязанном состоянии или в виде агрегата или в виде агломерата и где для 50% или более частиц в распределении по размеру одного или нескольких внешних размеров в диапазоне размеров 1–100 нм ».

Основные виды наноструктурных материалов представлена на рисунке 1.2.1

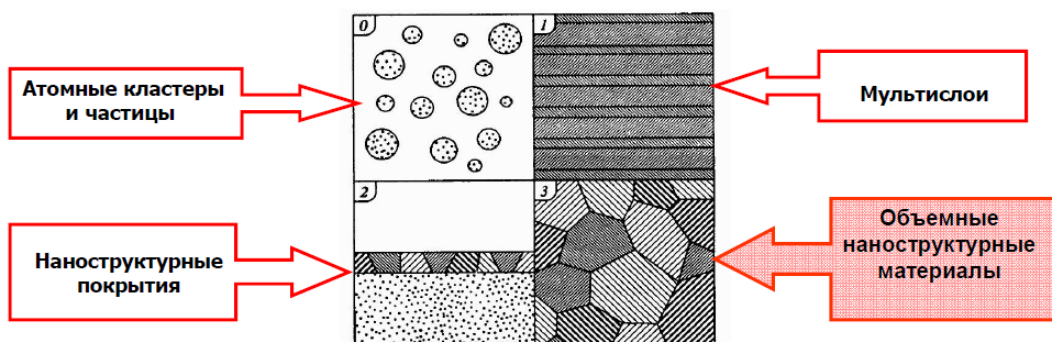


Рисунок 1.2.1 – Виды наноструктурных материалов

Валиев Р.З. в своих работах выделяет два подхода к получению объемных наноструктурных материалов[30]:

- Bottom–up: консолидация атомов или кластеров;
- Top–down: измельчение микроструктуры.

Подход к получению наноструктурных материалов основанный на измельчении микроструктуры до наноразмеров в объемных образцах или образцах подвергнутых ИПД.

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) является одной из самых эффективные методы для улучшения физического и механического свойства металлических материалов путем переработки структуры для получения ультрамелкозернистых (УМЗ) и нанокристаллических (НС) структур. Для формирования УМЗ и структуры НС, сложные схемы деформации, как правило, используется: кручение высокого давления, равноканальное угловое прессование, скручивание экструзией и т. д. Несмотря на различия в условиях загрузки все эти схемы имеют один общая черта - структура уточняется из-за активной деформация сдвига металла под комбинированным эффектом сжатия и растяжения. Дальнейшее развитие

методов ИПД подразумевает разработку комбинированных схемы загрузки с обязательным использованием деформации сдвига.

УМЗ металлы и сплавы, полученные методами ИПД, имеют, как правило, размер зерен в интервале 100–500 нм, но содержат обычно внутри зерен различные наноструктурные элементы: нанодвойники, наночастицы, сегрегации и др., которые также существенно влияют на их свойства, поэтому такие материалы относят к классу объемных наноструктурных материалов. При этом наноматериалы обладают специфичными микроструктурными особенностями, связанными с режимами и методами обработки. Например, формирование объемной ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в титановых сплавах повышает различные механические свойства материала, что влечет за собой повышение эксплуатационных характеристик. Рассмотрим некоторые виды ИПД более подробно.

Равноканальное угловое прессование.

В начале 1980–х годов был разработан метод равноканального углового прессования (рисунок 1.2.2). Метод был разработан В. Сегалом и В. Копыловым.

А уже в начале 90-х Вылиевым Р.З. с соавторами развит и применен РКУП как ИПД для получения УИЗ структур. Он заключался в сдвиговой деформации заготовок (длинной до 300 мм и диаметром до 60 мм).

В заготовке накапливается деформация, не меняя формы, структура превращается в однородную УМЗ структуру.

В РКУП для структурообразования наиболее важными являются сопряжение каналов, т.е. в обрабатываемых материалах могут быть задействованы разные системы скольжения в связи с вращением заготовки вокруг ее продольной оси в промежутках подходов.

В действительности осуществляют четыре основных маршрута прессования: маршрут А – маршруты ВА и ВС, при С-заготовки после пресса поворачивают на 180°

После каждого прохода заготовку вынимают из оснастки, поворачивают и повторяют процесс прессования.



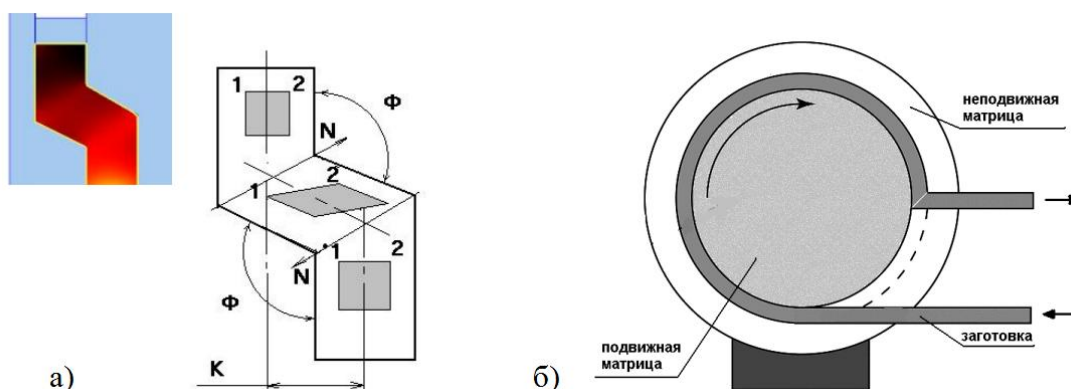
Рисунок 1.2.2–Схема обработки РКУП

Поэтому что бы устранить эти недостатки процесс усовершенствовали, добавив вращающуюся оснастку с четырьмя каналами. Каналы имеют одинаковые размеры поперечного сечения и пересекаются под углом  $90^\circ$ .

Использование данной схемы позволяет существенно упростить процесс РКУ прессования. Исчезает необходимость вынимать и вновь вставлять заготовку в оснастку между проходами. Время РКУ прессования уменьшается более чем на 75 %. Появляется возможность точно контролировать температуру процесса.

Недавно была разработана новая технология ИПД (рисунок 1.2.3 а), равноугловое угловое прессование с параллельными каналами (РУКП-ПК). Метод имеет несколько преимуществ по сравнению с обычным РКУП. Проведено экспериментальное исследование механических свойств и деформационного поведения при комнатной температуре. Показано, что РКУП-ПК приводит к увеличению прочности сплавов. Оказалось, что как длина второго канала головки РКУП-ПК, так и скорость вращения штока могут играть очень важную роль в формировании микроструктуры при обработке РКУП-ПК.

РКУП-КОНФОРМ (рисунок 1.2.3, б) представляет собой метод, при котором образец продавливается не по двум пересекающимся каналам, а по круговой траектории, между подвижной и неподвижной матрицами.



а–РКУП в параллельных каналах (РКУП–ПК), б–РКУП–конформ  
Рисунок 1.2.3 – Прогрессивные методы РКУП

Этот метод является наиболее эффективной модификацией непрерывного метода РКЦП. Он позволяет получить длинномерные заготовки с УМЗ структурой.

Новым направлением получения длинномерных заготовок с повышенным комплексом свойств является совмещение двух разновидностей равноканального углового прессования (РКУП): метода РКУП в параллельных каналах (РКУП–ПК) и непрерывного процесса РКУП по схеме Конформ – метод Мульти–РКУП–Конформ. За один цикл обработки заготовки методом Мульти–РКУП–Конформ обеспечивается истинная деформация  $e > 2,5$ .

Деформационные процессы могут быть удобно классифицированы в объемные процессы (например, прокат, экструзия и ковка) и процессы формирования листа (например, растяжка, отбортовка, вытяжка и контур). В обоих случаях поверхности деформирующего материала и инструментов обычно находятся в контакте, и трение между ними оказывает большое влияние. При объемном формировании входной материал находится в форме заготовки, стержня или плиты, и значительное увеличение отношения поверхности к объему происходит в формованной части. При формировании

листов листовая заготовка пластически деформируется в сложную трехмерную конфигурацию, как правило, без существенного изменения толщины листа и характеристик поверхности.

Массообразующие процессы имеют следующие характеристики:

— Заготовка подвергается большой пластической деформации, что приводит к заметному изменению формы или поперечного сечения.

— Часть обрабатываемой детали, которая подвергается постоянной пластической деформации, обычно намного больше, чем часть, испытывающая упругую деформацию. Поэтому упругое восстановление или упругое уплотнение после деформации незначительно.

Помимо изменения формы, процессы формования УМЗ также изменяют металлургическую структуру заготовки и могут использоваться для улучшения свойств материала. Такие улучшения могут устранить необходимость в термообработке и обеспечить комбинации свойств, которые ранее недостижимы.

Всесторонняя зона ковка, предложенная углом в ИПСМ РАН Г.А. Салищевым[43] с соавторами, является еще одним методом.

Процесс всесторонне ковки сопровождается динамической рекристаллизацией. Всесторонняя ковка основана на использовании неоднократного повторения операции свободной ковки: осадка-протяжка со сменой оси прилагаемого деформирующего усилия[21]. Одинаковая деформация в данной схеме в сравнении с РКУ-прессованием или кручением ниже. Данный способ используется для получения нанокристаллического состояния в хрупких материалах, так как обработка начинается с повышенных температур и гарантируются малые удельные нагрузки на инструмент. Выбрав соответствующие температурно-скоростных условия деформации позволяет получить очень мелкие зерна размером 100-500 нм. в чистых металлах и не менее 100 нм. в сплавах. Данный метод ИПД был использован для измельчения структуры в ряде сплавов: в стальных сплавах в чистом титане и сплавах, в высокопрочных высоколегированных

никелевых сплавах. Обычно данный подход реализуется при температурах пластической деформации  $(0,3-0,6) T_{\text{ПТ}}$ .

Всесторонняя ковка – процесс изотермической деформации заготовок при последовательном проведении операций протяжки и осадки. При этом данный процесс проводится при повышенной температуре с поэтапным ее снижением в ходе деформации. Например, в случае обработки технически чистого Ti VT1–00 и двухфазных титановых сплавов VT 6, VT 8 и VT 30 температура деформации снижалась от 700 °С до 400 °С [47].

Важное преимущество метода состоит в возможности равномерно прорабатывать все стороны заготовки и отсутствии необходимости изготовления специального инструмента для деформирования. Недостатком метода является ограничение степени деформации, вносимой в материал за одну операцию осадки, связанное с необходимостью сохранения начальной формы объемной заготовки.

На рисунке 1.2.4 всесторонняя изотермическая ковка производится так, чтобы избежать сильного контактного трения, иначе с использованием небольших степеней деформации на каждом переходе. По окончанииковки заготовка принимает форму, похожую на исходную. Измельчение микроструктуры повышает технологическую пластичность металлов и сплавов.

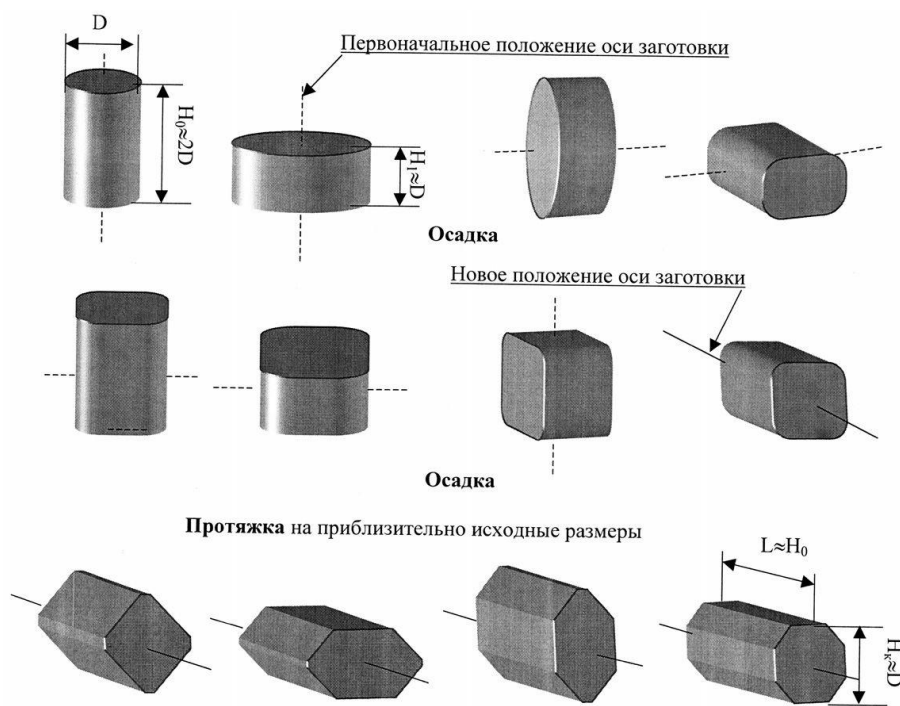


Рисунок 1.2.4– Схема всесторонней изотермическойковки

Метод кручения высокого давления (КВД) в настоящее время уделяет большое внимание технике интенсивной пластической деформации (ИПД) в основном из-за исследований профессора Р. З. Валиева и его сотрудников в 1988 году. Они сообщили об эффективности метода при создании ультрамелкозернистые (УМЗ) структуры с преимущественно высокоугловыми границами зерен, которые начали новую эпоху материалов nanoSPD с новыми свойствами.

Метод ИПД впервые был введен профессором Перси У. Бриджманом в 1935 году. Бриджмен впервые применил применение кручения в сочетании с высоким гидростатическим давлением для многих различных видов материалов ( рисунок 1.2.5, а), таких как чистые элементы, металлические материалы, стекла, геологические материалы (породы и минералы), биологические материалы, полимеры и множество различных органических и неорганических соединений.

Рассмотрим результаты Бриджмена и его преемников с 1935 по 1988 год с использованием метода КВД и обобщается их историческое значение в недавнем продвижении материалов, свойств, фазовых превращений и конструкций машин.



Результаты показали, что повышение температуры пропорционально твердости и скорости вращения и является несколько более высоким наложенным давлением и на больших расстояниях от дисцентра.

В первой статье о КВД Бриджмен упомянул, что аппликация должна быть жесткой, а части должны быть точно центрированы и выровнены. Важность выравнивания осей вращения между нижней и верхней наковальнями в настоящее время является общеизвестным фактом, и его влияние на картину сдвига изучено в нескольких работах. В группе авторов выравнивание регулируется в пределах 0,03 мм для обычных экспериментов и в пределах 0,01 мм для точных экспериментов.

Монотонные и циклические режимы КВД Бриджман в основном вводил деформацию сдвига в образцах, поглощая центральную пластину на своем объекте под углом 35-60 ° . Этот режим деформации теперь известен как циклический режим. Он также обрабатывал несколько образцов непрерывной ротацией в одном направлении, а не реверсировал колебание сдвиговой деформации. Этот режим, который обычно используется сейчас, известен как монотонный режим.

Бриджман исследовал устойчивую силовую стойкость для обоих мод и сообщил, что «никакая существенная разница не была введена этой процедурой». Недавние публикации также показали, что механические свойства в установившемся состоянии в конечном итоге одинаковы как для циклических, так и для монотонных. Основное отличие состоит в том, что эволюция механических свойств с деформацией сдвига обычно медленнее для циклического режима, чем монотонный режим.

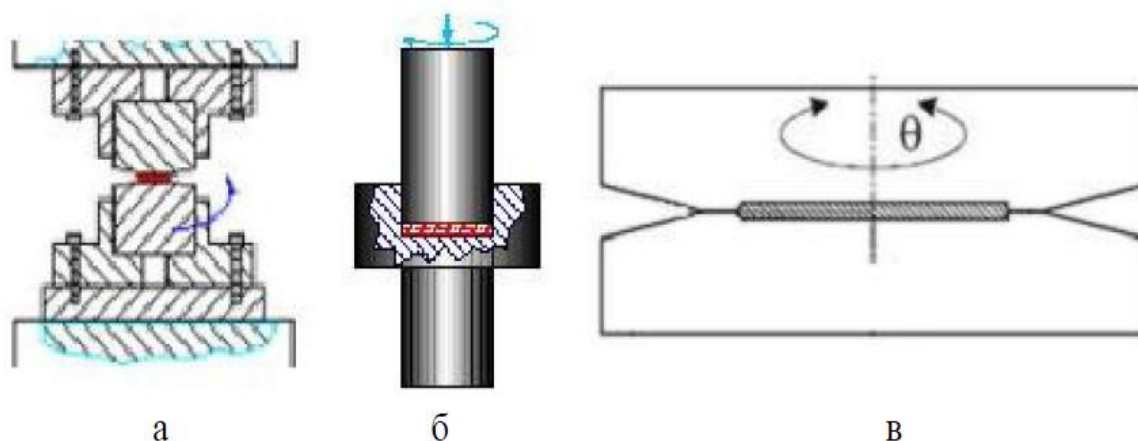


Рисунок 1.2.5—схема метода ИПД— кручение под давлением

Также Салищев изучат титановый сплав после горячего отжига. Изучено влияние теплового отжига на структуру и свойства сплава Ti-6Al-4V. Обнаружено, что горячий обжиг сплава в интервале 680-500 ° С с общей деформацией  $\varepsilon = 2,66$  приводит к образованию однородной глобулярной микроструктуры с размером зерна 0,4 мкм как в продольном, так и в поперечном сечениях. Прочность на растяжение при комнатной температуре и относительное удлинение при растяжении сплава с наплавкой составляли 1315 МПа и 10,5% соответственно. Сверхтонкий зернистый сплав Ti-6Al-4V, полученный путем обжатия, показал хорошую обрабатываемость при 600-700 ° с.

Смирнов И.В. исследовал изменения качества зерна в титановом сплаве при кручении под высоким давлением. Материалом, выбранным для исследования, был сплав титана VT-6 (Ti-6Al-4V), начальная крупнозернистая структура которой имела средний размер зерна 10 мкм и состоял из  $\alpha + \beta$ -фаз.

Образование структуры УМЗ в этом сплаве довольно привлекательно, поскольку он позволяет увеличить не только прочность сплава, но и его усталостные свойства. Обработка кручение под высоким давлением проводилась на гидростатическом прессе с максимальной силой 160 тонн, приспособленном для изменения параметров кручения. Два наковальни были использованы в этом процессе, первая была плоской, а вторая имела 0,8 мм

глубокой канавки. Для образцов НРТ толщиной 2 мм использовались диски в форме диска. Образцы были вырезаны из стержней диаметром 20 мм, которые подвергались двум обработке режимы.

Согласно первому обычному режиму, (КВД) проводили в помещении температура под постоянным давлением 4 ГПа, с рядом оборотов равной 10, а скорость вращения равна 0,2 об / мин.

Согласно второму режиму, торсион был выполнен под тем же но с циклически приложенной силой, когда после каждого оборота давление был увеличен на 2 ГПа, от 4 до 6 ГПа, а затем уменьшен до 4 ГПа. Время приложенное изменение давления составляло около 5 секунд. После обработки КРУЧЕНИЕМ образцы имели диаметр 20 мм и 0,9 мм в толщина. Измерение микротвердости по диаметру образца было выполнено на устройстве Omnimet 5101 с значениями HV при нагрузке 100 г и времени выдержки 10 с.

В ходе проведенных экспериментов и исследований было установлено, что недостаток обычного режима КРУЧЕНИЯ с обработкой СПЛАВА титана Ti-6Al4V при комнатной температуре, ПРИ 10 оборотов и постоянное приложенное давление были неоднородными зерно, а также неоднородность структуры. Эта проблема может быть существенно улучшена путем циклирования давления сжатия во время НРТ.

Следующий метод- винтовой экструзии (ВЭ)

ВЭ позволяет аккумулировать больше деформации в металлах и заметно измельчать их микроструктуру. Однако она может приводить к появлению сильной нежелательной анизотропии, например, в чистом титане.

Применение последующей прокатки позволяет существенно снизить степень анизотропии, вызванной ВЭ.

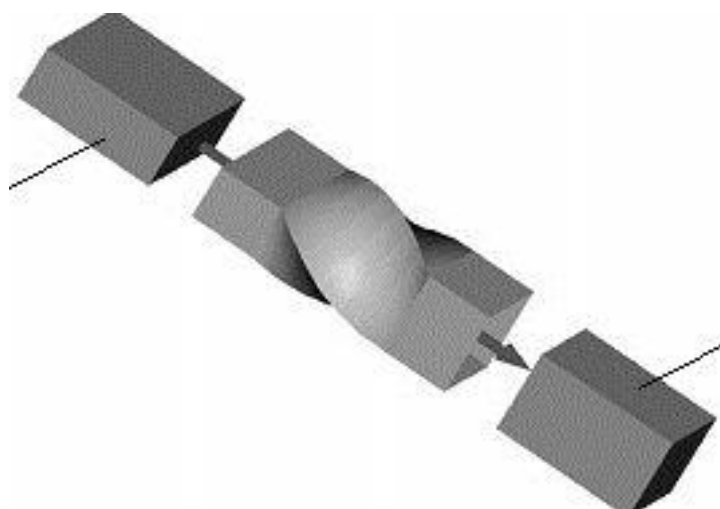
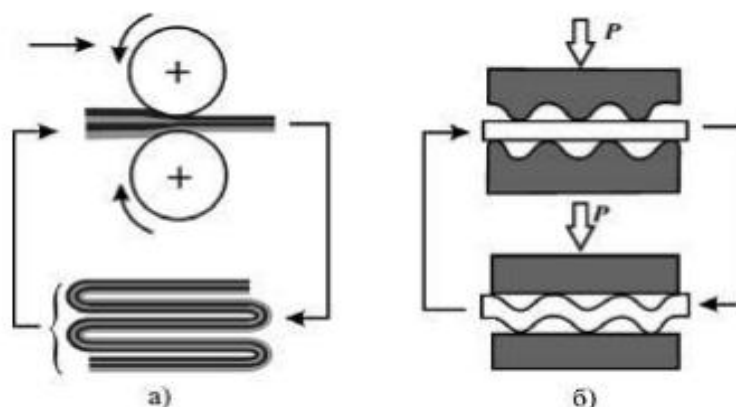


Рисунок 1.2.6– Схема винтовой экструзии

Недостатками данного способа является ограниченный уровень деформационного воздействия за цикл обработки, не позволяющий обеспечить значительные суммарные деформации, а соответственно, сужающий возможности формирования УМЗ структуры материала.

Существует на данный момент два новых метода (рисунок 1.2.7 а,б):

1. Многократная прокатка, когда образец подвергается многократной прокатке;
2. Метод многократного гофрирования, где образец попадает в пресс с губцами, а потом под плоский пресс. Процесс повторяется несколько циклов

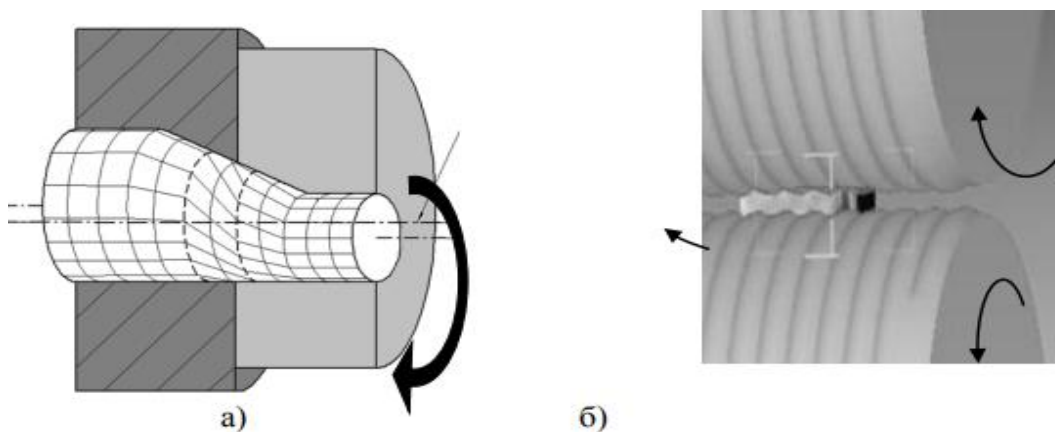


а– многократная прокатка, б– прокатка гофрирования

Рисунок 1.2.7 – Метод многократной прокатки

На ряду с уже имеющимися и используемыми методами ИПД существуют и перспективные методы для получения наноструктурированных металлических материалов.

Рааб Г.И. со своими сотрудниками исследовали два новых метода ИПД для получения длинномерных наноструктурированных прутковых и листовых полуфабрикатов. Метод сдвигового волочения и сдвиговой прокатки. Схемы этих методов предствленны на рисунке 1.2.9.



а –сдвиговое волочение; б– сдвиговая прокатка

Рисунок 1.2.9– Схемы методом ИПД

### 1.3 Механические свойства наноструктурированного титана

Массовые наноструктурированные или сверхмелкозернистые материалы часто изготавливаются с помощью интенсивной пластической деформации для разрушения размера зерна путем скопления дислокаций. В основе часто впечатляющего улучшения свойств, который формирует основу для широкого круга потенциальных применений, является модификация объемной доли границ зерен. Тем не менее, наряду с улучшением свойств, возникает несколько важных вопросов относительно размещения внешних напряжений, если процессы на дислокациях более не доминируют при малых размерах зерен. Один вопрос касается так называемых «неравновесных» границ зерен, которые были постулированы для формирования во время сильной деформации, и это может иметь важное значение не только для уже

известного уже совершенствования свойств, но и для впечатляющих приложений в контексте, например, газопроницаемость или быстрый перенос вещества для самовосстанавливающихся конструкций. Этот вклад затрагивает основные проблемы путем объединения количественного микроструктурного анализа с высоким разрешением с измерениями диффузии границ зерен.

Перспективным методом получения объемных УМЗ образцов является интенсивная пластическая деформация (ИПД) путем равноканального углового прессования (РКУП), позволяющего сформировать в объемных заготовках УМЗ структуру без изменения их геометрических размеров.

В данном разделе будут рассмотрены результаты нескольких исследований механических свойств наноструктурированного титана и его сплавов.

В работе Vasudevan D. И Balashanmugam P. также заинтересовались титановым сплавом Ti-6Al-4V.

Термически обработанный (отожженный и обработанный раствор) и термоциклированный титановый сплав были подвергнуты испытаниям на растяжение, эффективности теплового расширения, твердость по Виккерсу. Были сделаны SEM-изображение. Испытание на растяжение проводили при комнатной температуре с использованием универсальной испытательной машины; Коэффициент теплового расширения был проведен при комнатной температуре с использованием дилатометра. Изучали поведение при растяжении различных термообработанных и термоциклированных образцов.

Влияние термического циклирования сплава Ti-6Al-4V после отжига

Предполагается, что прочность на разрыв отожженного образец увеличивается с количеством циклов. После 1000 циклов предельное растяжение уменьшается. Прочность на растяжение остается почти постоянной между 250 и 1000 циклов.

Удлинение сплава уменьшается с увеличением количества циклов.

Твердость отожженного образца уменьшается после 1000 циклов, относительное удлинение уменьшается.

Влияние термического циклирования сплава Ti-6Al-4V после раствора обрабатывали

Предел прочности при растяжении титановый сплав растет с большей скоростью, когда число циклов увеличивается.

Прочность на растяжение образца увеличивается с более высокой скоростью после 250 циклов и незначительно уменьшается после 1000 циклов. Удлинение образца уменьшается при более высоких циклах.

Предел прочности при растяжении может быть больше в образце, обработанном раствором, по сравнению с отожженным образцом и прочностью на растяжение, % относительного удлинения уменьшается после 1000 циклов.

Сплав с пластинчатой микроструктурой соответствуют наиболее высокие значения сопротивления ползучести при 500 °C и средней длительной прочности, но более низкие значения прочностных и пластических характеристик.

Vasudevan D в исследовании подвергает титановый сплав (Ti-6Al-4v) термической обработке для двух различных методов, чтобы получить оптимальное сочетание пластичности, обрабатываемости и структурной стабильности путем отжига и повышения прочности при обработке раствором. Титан (Ti-6Al-4V) сплав представляет собой альфа-бета-сплав, который представляет собой раствор, обработанный при температуре 950 °C для достижения бета-фазы. Эта бета-фаза поддерживается закалки и последующего старения для увеличения прочности.

Процесс термического циклирования проводили для образцов Ti-6Al-4V для цикла 250-1250 при 450 ° C и 2 минутное время ожидания. Термически обработанный (отожженный и обработанный раствор) и термический образцы с циклическим титановым сплавом подвергали испытаниям на сжатие для различных (0,1 - 0,5) при постоянной скорости

деформации 1с. Испытание на сжатие и растяжение испытание проводили при комнатной температуре с использованием универсальной испытательной машины.

Изучено показатель текучести различных образцов термической обработки и термоциклирования.

Проведено сравнительное исследование показателей текучести титанового сплава.

Следующие выводы, касающиеся текучести титанового сплава (Ti6Al-4V) приведены в исследовании:

1. Термическая обработка значительно увеличивает прочность термообработанных образцов.
2. Прочность отожженного образца и обработанного раствором образца увеличивается с увеличением количества циклов.
3. После 1000 циклов предельная прочность на растяжение и твердость по Виккерсу уменьшаются.
4. Образец, обработанный раствором, показывает лучший результат по сравнению с отожженным образцом.
5. Было установлено, что сплав после 750 термических циклов (Ti-6Al-4V) имеет большую прочность.

В работе А.Г. Салищева был исследован титановый сплав ВТ6 (вес. %: 6,5 Al; 5,1 V; 0,1 Fe; 0,03 Si; 0,02 C; 0,01 N, остальное Ti) с температурой полного полиморфного  $\alpha \rightarrow \beta$  превращения  $T_{III}=980^{\circ}\text{C}$ . Для сравнения были взяты образцы сплава в двух состояниях: МК (размер частиц первичной  $\alpha$ -фазы и превращенной  $\beta$ -фазы составлял 10 мкм) и УМЗ (размер зерен/субзерен обеих фаз около 0,5 мкм). Образцы с УМЗ структурой были подготовлены методом всесторонней изотермической деформации.

Температура последнего этапа деформации была  $650^{\circ}\text{C}$ , скорость деформации – около  $10^{-3}$  с $^{-1}$ . Образцы с МК структурой были получены упрочняющей термообработкой горячекатаного прутка, которая включала закалку с температуры  $945^{\circ}\text{C}$  и отпуск при  $500^{\circ}\text{C}$  в течение 3 часов [22].



Были проведены механические испытания, на их основе составлена рисунок 1.3.1 механических свойств титанового сплава ВТ6 в УМЗ и МК состояниях.

Состояние	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\psi$ , %	$\delta$ , %	$\delta_p$ , %	$\sigma_{-1}$ , МПа
МК (10 мкм) термоупрочненное	1050	960	32	9	0,9	580
УМЗ (0,5 мкм)	1302	1178	60	7	0,6	693

Рисунок 1.3.1– Механические свойства титанового сплава

В таблице приведены значения характеристик прочности, пластичности и усталости сплава ВТ6 в различных состояниях. В УМЗ сплаве, по сравнению с МК, наблюдается заметный рост прочностных характеристик (более 20%).

Также Столяров В. В изучал титановый сплав ВТ 6 в УМЗ состоянии, полученном РКУП.

Он пришел к выводу, что сплав с глобулярной структурой имеет лучше деформируемость чем с ламеллярной, т.е. количество проходов и накопленная деформация до разрушения в несколько раз выше при одинаковых режимах РКУП. Более того, только глобулярная структура в сплаве позволяет провести РКУП при наименьшей температуре 600°C.

Отличительной особенностью деформационных кривых сплава ВТ 6 является короткая стадия упрочнения и длинная стадия разупрочнения (рисунок 1.3.2), что свидетельствует о соотношении равномерной и неравномерной деформации.

Если резкое упрочнение связано с ограниченным количеством плоскостей скольжения в гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решетке титана, то разупрочнение может быть обусловлено нестабильностью структуры при деформации.

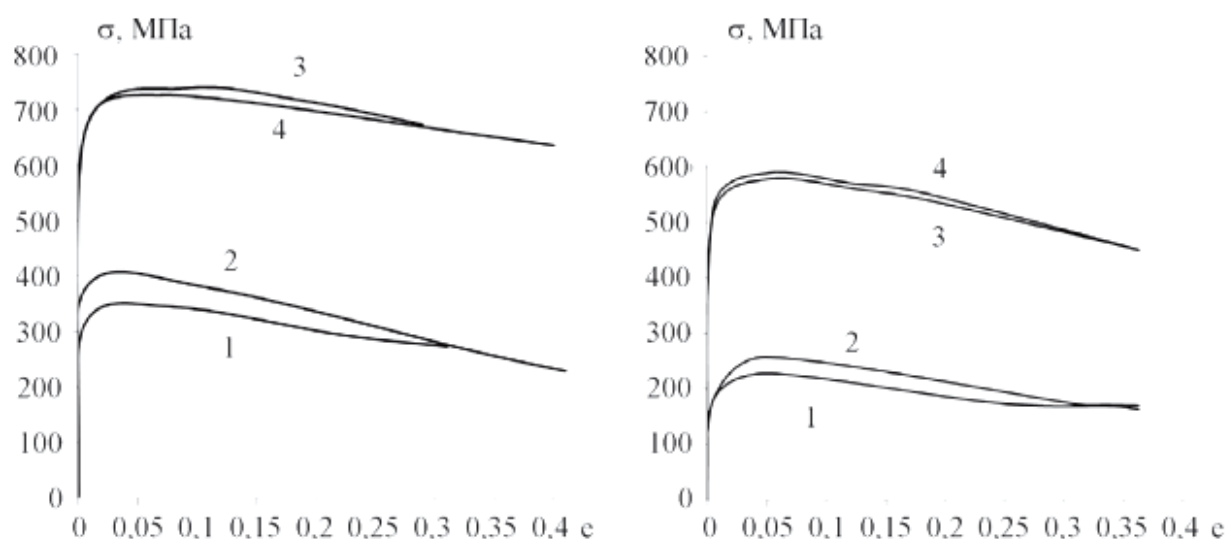


Рисунок 1.3.2–Кривые деформации сплава с глобулярной(1,3) и ламеллярной (2,4) структурами при осадке а– исходное состояние; б– после РКУП; 1,2– при T=700°C, 3,4– T=600°C.

Рассмотрим теперь результаты исследования механических свойств УМЗ титана, полученного разными методами ИПД. Экспериментальные результаты свидетельствуют, что прочность титана увеличивается с его измельчением в соответствии с известным соотношением Холла–Петча (таблица 1.3.1).

Таблица 1.3.1– Данные механических свойств УМЗ титана, полученного разными способами ИПД

Состояние	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_{-1}$ МПа
Исходное горячекатанное, размер зерна 15 мкм	460	380	26	240
ИПДК(5 ГПа), размер зерна 100 нм	950	790	14	–
РКУП, размер зерна 0,28 мкм	710	640	14	403
Всесторонняя ковка, размер зерна 0,15 мкм	710	635	14	–

Таким образом, суммируя имеющиеся результаты исследований механического поведения УМЗ титана можно заключить, что сильное измельчение структуры методами ИПД позволяет значительно повысить его

прочность, величина которой достигает уровня высоколегированных титановых сплавов. УМЗ титан, изготовленный методами ИПД, демонстрирует хороший потенциал для повышения усталостной прочности, которая является одним из наиболее важных требований для перспективных конструктивных применений[48].

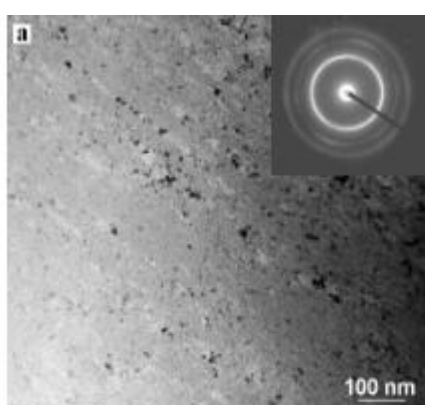
Отметим, что в соответствие с соотношением Холла–Петча предел текучести материала должен увеличиваться в десятки раз при уменьшении среднего размера зерен до нанометрического. Однако, несмотря на действительно наблюдаемое многократное повышение пределов прочности, текучести и микротвердости (таблица 1.3.2)[69], коэффициент упрочнения меньше, чем это следует из закона Холла–Петча [59].

Типичные виды микроструктур на примере технически чистого титана Grade 2 и сплава с памятью формы Ti49,4Ni506 представлены на рисунке 1.3.3.

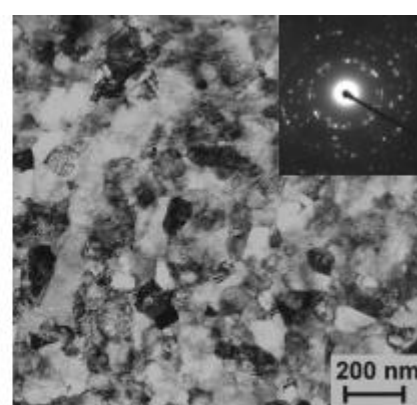
Они показывают, что в результате интенсивной пластической деформации в сплавах может происходить не только измельчение микроструктуры (рисунок 1.3.3, б), но и изменение фазового состава, вызванное, например, частичной аморфизацией (рисунок 1.3.3, а), что необходимо учитывать при анализе деформационного поведения и прогнозировании разрушения.

Таблица 1.3.2–Микротвердость (Н), пределы текучести ( $\sigma_{02}$ ), прочности ( $\sigma_B$ ) и усталости ( $\sigma_{-1}$ ) сплавов в КЗ, УМЗ и НС состояниях.

Сплав	Метод получения	Размер зерен, мкм	H, ГПа	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{-1}$ , МПа
Титан BT1-0	отжиг	15	1.8	380	460	252
	РКУП (+прокатка)	0.3 (0.1)	2.8 (3.2)	640 (1020)	710(1150)	403 (500)
	ИПДК	0.1	3.2	790	950	-
Ti 64	горячая прокатка	5-10	2.8	900	970	600
	РКУП	0.5	4.24	1100	1160	-
	ИПДК	0.08	5.5	1750	1750	-
TiNi	закалка	50	2.0	600	940	405
	РКУП	0.3	2.8	1360	1400	585
	ИПДК	<100	6.0	>2000	>2000	-



(a)



(б)

Рисунок 1.3.3–Микроструктуры сплавов

Анализ данных[1] и наблюдение реальных наноструктур позволяет заключить, что наблюдаемое отклонение от закона Холла Петча связано практически с отсутствием дислокационных источников в теле зерен наноструктурных материалов, а также преимущественным действием зернограничного механизма деформации. Таким образом, данная особенность механического поведения наноструктурных материалов свидетельствует о смене деформационного механизма от внутриверного дислокационного скольжения к зернограничному проскальзыванию с определяющей ролью межзеренных границ.

Исследования температурной зависимости ударной вязкости титана показали, что при комнатной и повышенной температурах значения ударной вязкости в наноструктурном состоянии выше, чем в КЗ состоянии.

Механические свойства, а также кривые условных  $\sigma$ – $\varepsilon$  («напряжение деформация») при растяжении образцов сплава ВТ6 в исходном и РКУП состояниях, представлены в таблице 1.3.3.

Таблица 1.3.3 Механические свойства сплава с глобулярной структурой

№	Состояние	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_{0.02}$ , МПа	$\delta$ , %
1	Исходное (отожженное)	970	900	20
2	1 + РКУП ( $T_{\text{загот}} = 700 \text{ }^\circ\text{C}$ , $N_{\text{мах}} = 13$ )	1160	1110	12
3	Ti-6Al-4 – состояние поставки *	951	879	17

\* Зарубежный сплав (*Extra Low Interstitial Alloy (R56401) for Surgical Implant Applications*). Стандартный образец  $\varnothing 5 \times 25$  мм.

В таблице приведены данные для исходного состояния зарубежного аналога Ti–6Al–4V.

РКУП для всех исследованных состояний приводит к повышению предела прочности и предела текучести на 10–20% по сравнению с исходным состоянием сплава. При этом удлинение остается достаточно высоким. Наибольшую прочность (1160МПа) демонстрирует сплав после РКУП при  $T_{\text{загот}} = 700^\circ\text{C}$ . Повышение или снижение температуры заготовки, соответственно, до 800 и 600  $^\circ\text{C}$  приводит к снижению прочности сплава.

Таким образом, РКУП при 700 $^\circ\text{C}$  позволяет сформировать достаточно однородную УМЗ структуру с размером зерен 0,5 мкм, повысить микротвердость и прочность исходного сплава при комнатной температуре и снизить напряжения течения при повышенных температурах.

Резюмируя данные выше, можно сделать вывод, что ультрамелкозернистые титановые материалы, полученные методами ИПД, обладают высокими механическими свойствами при комнатной температуре. Вместе с тем, пока мало работ по их эксплуатационным свойствам при повышенных температурах, хотя сплавы типа Ti – 6 Al – 4 V, принадлежащие к двухфазным  $\alpha$ + $\beta$  титановым сплавам, наиболее широко используются в авиации и двигателестроении для деталей, которые эксплуатируются в широком диапазоне температур.

Анализ механического поведения объемных НСМ, структура которых формируется деформационными методами «сверху–вниз»[32],

является важной составляющей в понимании действующих механизмов пластической деформации и прогнозировании конструкционных свойств новых материалов.

К наиболее ярким особенностям механических свойств и деформационного поведения НСМ относят зависимость от размера структурных элементов, сверхпрочность и сверхпластичность, степень деформационного упрочнения, различие в сопротивлении и характере разрушения ударным и циклическим нагрузкам в области мало- и многоциклового усталости, структурную стабильность и ряд других.

Анна Ерошенко и Иван Глухов с коллегами делают следующие выводы, после механических испытаний титанового сплава после РКУП.

В результате внешнего воздействия при интенсивной пластичной деформации с использованием многократного прессования и последующей многопроходной прокатки с последующим перекристаллизационным отжигом сплава Ti-40% . образована сверхтонкая зернистая структура со средним размером элемента 0,3 мкм. Во время деформации метастабильная альфа-фаза превращается в стабильную бета-фазу сплава и D-фазу титана. В ультратонкой зернистой структуре была обнаружена наноразмерная метастабильная Z-фаза 10-20 мкм. Образование ультратонкой зернистой структуры значительно улучшает механические свойства (предел прочности, предел текучести, микротвердость) при низком модуле упругости, составляющем 70-85 ГПа по сравнению с начальной фазой.

Далее рассмотрим виды механических испытаний металлов, с помощью которых мы получаем данные о механических свойствах металлов.

#### 1.4 Механические испытания металлов

Одними из важнейших параметров при определении качества металлов и сплавов являются результаты механических испытаний, определяющих механические свойства.

Испытание на растяжение измеряет стабильность материала до статического или медленно приложенного усилия. Этот лабораторный эксперимент предназначен для демонстрации процедуры, используемой для получения механических свойств в качестве модуля упругости, предела текучести, предела прочности на растяжение вязкости, равномерного удлинения, удлинения и уменьшения площади при разрыве. Кроме того, с помощью теста на растяжение можно также определить истинную кривую деформации истинного напряжения.

Рассмотрим подробно три основных механических испытаний.

Испытание на растяжение проводят в соответствии с ГОСТом 1497–84[35]. Это наиболее распространенный метод определения прочности конструкционных материалов. Наряду с пределом прочности при этих испытаниях определяют предел текучести и характеристики пластичности материала — относительное удлинение и сужение.

Для испытаний выбирают образцы и подготавливают их к испытаниям. При изготовлении образцов необходимо принять меры (охлаждение, соответствующие режимы обработки), исключающие возможность изменения свойств металла при нагреве или наклепе, возникающих в результате механической обработки.

Также существуют несколько требований к обработке образцов, которые не следует нарушать:

Плоские образцы должны сохранять поверхностные слои проката;

Для плоских образцов стрела прогиба на длине 200 мм не должна превышать 10% от толщины образца, но не более 4 мм.;

Заусенцы на гранях плоских образцов должны быть удалены механическим способом без повреждения поверхности образца;

Обычно испытания проводят на двух образцах пропорционально цилиндрической формы (рисунок 1.4.1) или плоские образцы диаметром или толщиной в рабочей части 3,0мм. Применение коротких образцов предпочтительнее. Образцы маркируют вне рабочей длины образца.

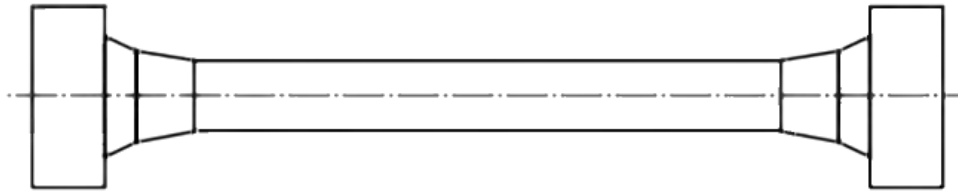


Рисунок 1.4.1– Образец для испытаний на растяжение

Рабочая длина для разных образцов рассчитывается:

от  $l_0 + 0,5d_0$  до  $l_0 + 2d_0$  - для образцов цилиндрической формы  
от  $l_0 + 1,5\sqrt{F_0}$  до  $l_0 + 2,5\sqrt{F_0}$  - для плоских образцов.

Для испытаний используют разрывные и универсальные испытательные машины, испытания проводят путем осевого растяжения образца до разрыва, с автоматической записью диаграммы зависимости деформации от нагрузки. Например, на Универсальной испытательной машине Н50КТ.

Когда материал нагружается с некоторой нагрузкой, он становится напряженным и может или не может нести какое-либо напряжение или может потерпеть неудачу, зависит от величины нагрузки. График, полученный из-за стресса, и возникший штамм известен как кривая напряжения или деформации, график или диаграмма. Все материалы имеют собственный график напряжений.

Деформация, вырабатываемая в организме стрессом, называется напряжением.

- Напряжение, который исчезает с удалением нагрузки, называется упругой деформацией, а тело называется упругим телом.
- Штамм и тело оба называются пластичными, если тело не восстанавливает свою форму даже после снятия нагрузки.
- Предельное значение нагрузки, которое тело может нести без деформации своей формы, называется его пределом упругости.

Роберт Гук обнаружил, что внутри упругого напряжения прямо пропорционально деформации.



Из начала координат (рисунок 1.4.2) проводят прямую, совпадающую с начальным линейным участком диаграммы растяжения. Затем на произвольном уровне проводят прямую АВ, параллельную оси абсцисс, и на этой прямой откладывают отрезок kn, равный половине отрезка mk. Через точку n и начало координат проводят прямую On и параллельно ей проводят касательную CD к диаграмме растяжения. Точка касания определяет искомое усилие  $R_{пц}$ .

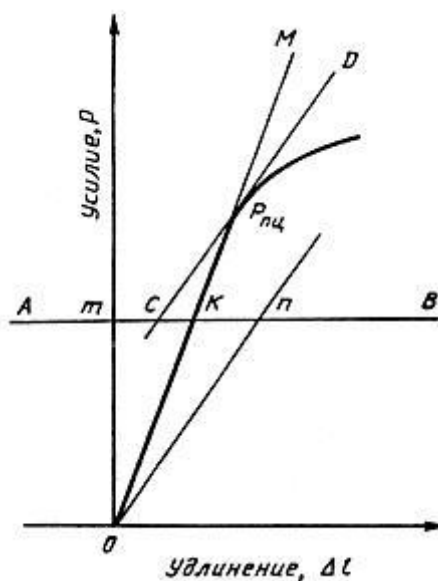


Рисунок 1.4.2– Определение величины предела пропорциональности

Определение предел текучести материала. Если на диаграмме растяжения присутствует площадка текучести то определяется физический предел текучести  $\sigma_T$  – наименьшее напряжение на площадке текучести.

При отсутствии площадки текучести определяют условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$ . Для этого из начала координат O по оси деформации откладывается отрезок OE, соответствующий величине деформации 0,2 %. Из точки E проводят прямую ER, параллельную OA. Точка пересечения прямой ER с диаграммой соответствует напряжению условного предела текучести (рисунок 1.4.3).

Истинная кривая напряжения и деформации, показанная на графике, представляет собой истинную деформацию материала, поскольку, когда материал подвергается одноосной нагрузке, всегда происходит некоторое

сокращение или расширение, таким образом, разделение прилагаемой силы на соответствующую фактическую площадь образец в тот же момент дает истинная деформация.

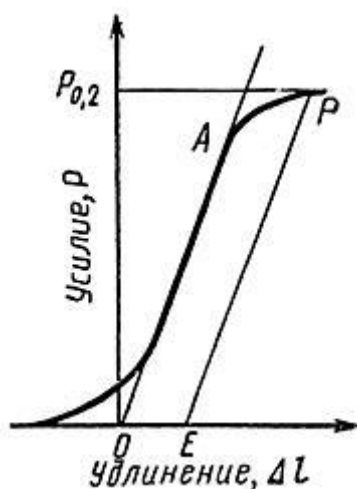


Рисунок 1.4.3– Определение величины условного предела текучести

Условный предел текучести вычисляется по формуле(1.4):

$$\sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{F_0}, \quad (1.4)$$

где  $P_{0,2}$  – определяется по приведенной диаграмме растяжения;

$F_0$  – площадь поперечного сечения рабочей части образца до испытаний.

Предел прочности  $\sigma_b$  материала определяется как наибольшее условное напряжение, которое выдерживает образец.

При определении временного сопротивления скорость деформирования должны быть не больше 0,5 от начальной расчетной длины образца, выраженной в мм/мин.

Определение относительного равномерного удлинения проводят на образцах с начальной расчетной длиной  $l_0$  не менее  $R_{MAX}$ . Относительное равномерное удлинение  $\delta_r$  определяют на большей части разрушенного образца на расчетном участке  $A'B'$  (рисунок 1.4.4), отстоящем на расстоянии не менее чем  $2-d_0$  или  $2b_0$  от места разрыва. Конечная длина расчетного участка  $l_{кр}$  должна быть не менее  $2d$  или  $1,5b$ . Начальную длину расчетного участка  $l_{нр}$  определяют по количеству меток на расчетном участке и начальному расстоянию между ними.

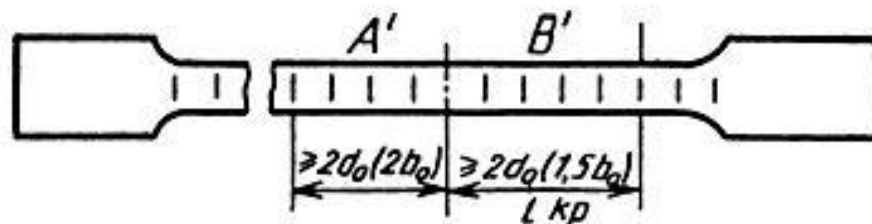


Рисунок 1.4.4– Определение относительного равномерного удлинения

Относительное равномерное удлинение  $\delta_p$  в % вычисляют по следующей формуле(1.4.1):

$$\delta_p = \frac{l_{кр} - l_{нр}}{l_{нр}} * 100\%, \quad (1.4.1)$$

где  $l_{кр}$  –конечная длина расчетного участка;

$l_{нр}$  –начальная длина расчетного участка.

Модулем упругости называют:

- Отношение растягивающего напряжения к растягивающей деформации является модулем Юнга (E).
- Отношение напряжения сдвига по сдвиговой деформации является модулем жесткости, также называемым модулем сдвига.
- Отношение нормального напряжения к объемной деформации - это модуль массы (K).

Значение расчета напряжения и деформации:

Вычисляя напряжение, мы можем исследовать различные свойства материалов, такие как предел текучести, предел прочности на разрыв и т. Д., Получая значения этих свойств, мы можем выбрать материал, который будет использоваться на основе применения.

Определяя стресс и напряжение, мы можем предсказать предел выносливости, который говорит нам о жизни материала, или мы можем сказать, период, после которого он может потерпеть неудачу.

Испытание считается недействительным при случаях прописанных в ГОСТе.

В указанных случаях испытание на растяжение должно быть повторено на отобранных от той же партии или плавки новых образцах.

Испытание на сжатие имеет характерные особенности:

- образцы из пластичных материалов не разрушаются, испытывая большую деформацию, чем при разрыве в условиях растяжения;
- результаты испытаний образцов на сжатие существенно зависят от отношения высоты образца к его диаметру;
- на предел прочности и характеристики пластичности заметно влияют силы трения на опорных торцах образца.

При испытании на сжатие образец стандартной формы и размеров из исследуемого материала помещается в испытательную машину и подвергается непрерывному плавному деформированию до заданного значения деформации или до разрушения.

В процессе нагружения образца сжимающими силами его высота уменьшается, а диаметр увеличивается, причем по высоте образца его диаметр увеличивается неравномерно.

В процессе сжатия образца регистрируется зависимость  $F$  (сжимающая сила) и  $h_0$  (укорочение расчетной длины) и составляется диаграмма сжатия.

По диаграмме сжатия можно оценить поведение материала в разных стадиях упругой и упруго-пластической деформации и определить механические свойства материала.

Следующий вид механических испытаний– Испытание на удар.

В процессе сжатия образца регистрируется зависимость  $F$  (сжимающая сила) и  $h_0$  (укорочение расчетной длины) и составляется диаграмма сжатия.

По диаграмме сжатия можно оценить поведение материала в разных стадиях упругой и упруго-пластической деформации и определить механические свойства материала.

Следующий вид механических испытаний– Испытание на удар.

Так как трещина в металле начинает расти от места скопления микротрещин (когда размер скопления достигает критического уровня),

которые обязательно присутствуют в реальных конструкциях, то на образцах для испытания делают искусственный дефект – надрез. Существует три основных типа образцов для испытания на ударную вязкость, которые различаются типом надреза.

В основе испытания на ударный изгиб лежит разрушение образца с концентратором напряжений посередине одним ударом маятникового копра. Образец закрепляют на опорах копра и наносят удар по стороне образца, противоположной надрезу.

Первый тип – образец с полукруглым надрезом изображен на рисунке 1.4.5, который обозначают латинской буквой «U» и называют образцом «Менаже» в честь ученого, предложившего данный тип образца. Радиус у основания надреза 1 мм.

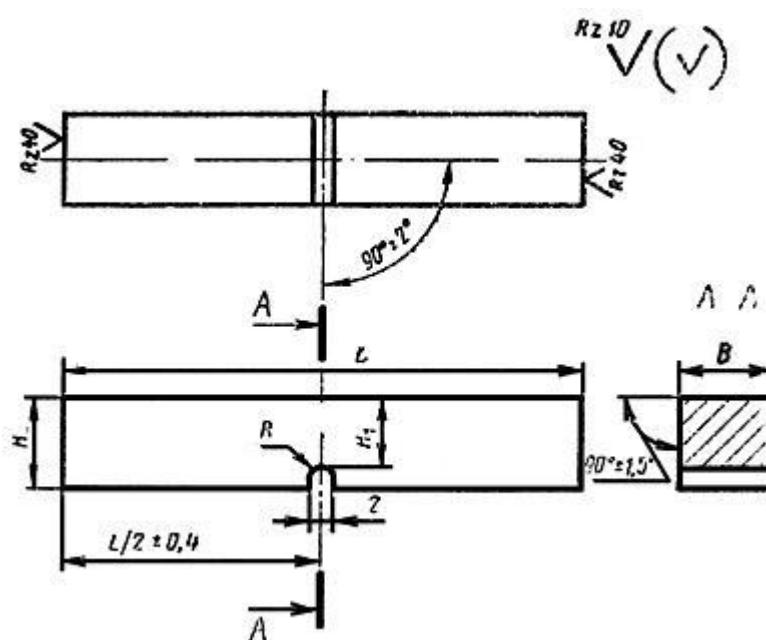


Рисунок 1.4.5– Образец с концентратором вида U

Второй тип – образец с острым надрезом, который обозначается латинской буквой «V» (рисунок 1.4.6) и называют образцом «Шарпи», также назван в честь ученого, который его предложил и впервые использовал. Радиус у основания надреза 0,25 мм. Тип образца во время экспертизы металла выбирается, исходя из нормативных документов.

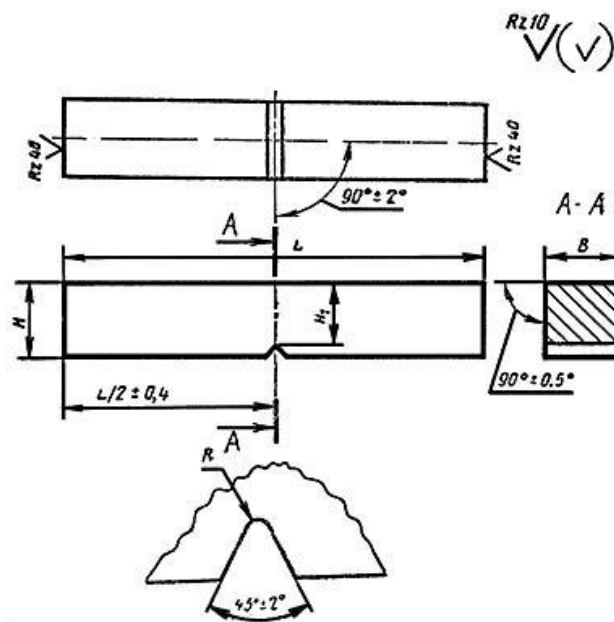


Рисунок 1.4.6– Образец с концентратором вида V

Ударная вязкость состоит из двух составляющих – из работы зарождения и работы распространения трещины. Отсюда вытекает логичное умозаключение, что ударная вязкость на образцах «Шарпи» существенно меньше, чем на образцах «Менаже», за счет меньшей работы зарождения трещины.

Третий тип– образец Т-образной с усталостной трещиной, изображенный на рисунке 1.4.7. Концентратор вида Т получают в вершине начального надреза при плоском циклическом изгибе образца.

Выбрать способ получения начального концентратора может быть любым.

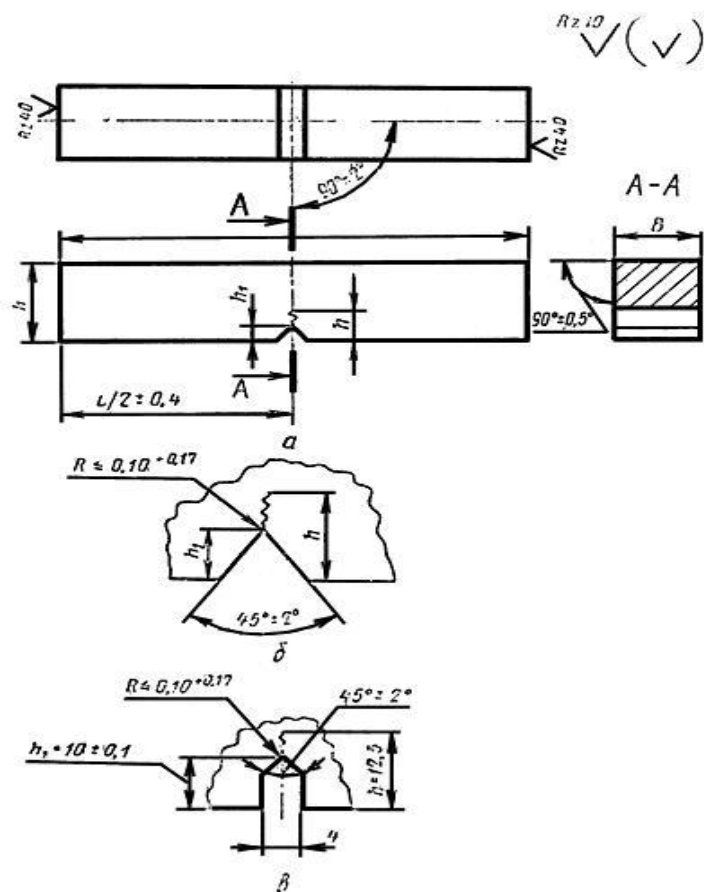


Рисунок 1.4.7—Образец с концентратором вида Т (усталостная трещина)

В соответствии с этим при записи ударной вязкости (КС) в ее обозначение вводится третья буква, указывающая вид надреза – КСУ, КСV, КСТ.

Испытания образцов на ударный изгиб проводятся на маятниковых копрах.

Разрушение осуществляется маятником, свободно качающимся на горизонтальной оси, укрепленной в шарикоподшипниках на стойках копра. Образец устанавливают на нижних опорах копра симметрично относительно опор и так, чтобы надрез был обращен в сторону, противоположную направлению удара (рисунок 1.4.8)

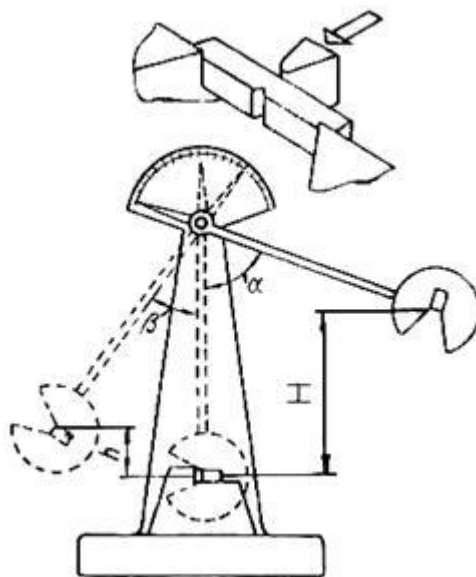


Рисунок 1.4.8– Схема ударного изгиба на маятниковом копре

Величина КСУ характеризует ударную вязкость материала при отсутствии ярко выраженного концентратора напряжения. Величина КСВ характеризует ударную вязкость материала при наличии концентратора напряжения.

Известно, что работа разрушения состоит из работы зарождения трещины и работы распространения трещины. Величина КСТ характеризует работу распространения трещины при ударном изгибе и оценивает способность материала тормозить начавшееся разрушение. Он учитывается при выборе металлов и сплавов для конструкций особо ответственного назначения.

При подготовке к испытанию образцы должны быть переохлаждены (при температуре испытания ниже комнатной) или перегреты (при температуре испытания выше комнатной).

Кроме типа надреза на величину ударной вязкости прямое влияние оказывает температура испытания. С понижением температуры испытания ударная вязкость снижается, как и меняется характер разрушения образца с вязкого (со значительной степенью пластической деформации), на хрупкий (с практически полным отсутствием



пластической деформации). Переход от вязкого к хрупкому разрушению с понижением температуры обусловлен таким явлением, как хладноломкость.

Хладноломкость – склонность металлов и сплавов к хрупкому разрушению при низких температурах. При температурах эксплуатации ниже порога хладноломкости металл применять не следует.

Оценку хладноломкости также проводят по виду излома образцов после ударных испытаний. Определяется соотношение площадей вязких и хрупких участков в изломе образцов. Обычно за порог хладноломкости принимают температуру, при которой доля волокнистой составляющей структуры равна 50%.

Таким образом, количественной характеристикой хладноломкости является порог хладноломкости – температура, соответствующая доли вязкого разрушения, равной 50%.

Порог хладноломкости обозначается  $T_{50}$ .

К хладноломким относятся прежде всего материалы с ОЦК решеткой. Материалы с ГЦК решеткой не проявляют ярко выраженных признаков хладноломкости.

В ГОСТе прописано, что если в результате испытания образец не разрушился полностью, то показатель качества материала считается не установленным.

Следующий вид испытаний – определение твердости.

Твердость – сопротивление твердого тела деформации при местных силовых контактных воздействиях. Твердость – свойство материала сопротивляться проникновению в него другого, более твердого тела, например инструмента. От твердости зависит область применения материалов, поведение их в процессе эксплуатации и сохранение внешнего вида.

Наибольшее распространение для определения твердости металлов получили методы, основанные на вдавливании индентора в виде стального

шарика (методы Бринелля и Роквелла), алмаза в форме пирамиды (метод Виккерса) или алмаза с округлой вершиной (также метод Роквелла) в испытуемый образец.

Числа твердости указываются в единицах НВ (метод Бринелля), НV (метод Виккерса), НR (метод Роквелла), где Н – первая буква английского слова харднесс – твердость.[24]

Рассмотрим отдельно каждый из указанных методов.

Метод твердости по Бриннелю разработал и впервые применил на практике инженер из Швеции Юхан Бриннель. Данный способ измерения твердости заключается во вдавливании стального шарика (или из твердого сплава) диаметром от 1 до 10 мм в образец под действием усилия, приложенного перпендикулярно к поверхности образца, в течение определенного времени, и измерении диаметра отпечатка после снятия усилия.

Толщина образца  $S$  должна не менее чем в 8 раз превышать глубину отпечатка  $h$ . Для испытаний используют образцы с плоской и гладкой поверхностью.

Для минимизации погрешностей в измерении прибор следует хорошо фиксировать и избегать ударов, вибрации и других внешних воздействий.

Величину нагрузки и диаметр шарика выбирают в зависимости от исследуемого материала, который разделен на 5 основных групп, указанных в таблице 1.4.1.

Таблица 1.4.1 Зависимость  $K$  от металла

Материал	Твердость по Бринеллю	К
Сталь, чугун, высокопрочные сплавы (на основе никеля, кобальта и др.)	До 140	10
	140 и более	30
Титан и сплавы на его основе	От 50	15
Медь и сплавы на ее основе, легкие металлы и их сплавы	Менее 35	5
	От 35	10
Подшипниковые сплавы	От 8 до 50	2,5
Свинец, олово и другие мягкие металлы	До 20	1

К недостаткам метода относится:

- Из-за большого размера шарика (индентора) метод неприменим к тонким образцам;
- Метод можно применить для материалов с твердостью не более 650 единиц.

Перейдем к измерению твердости по методу Виккерса.

Для определения твердости по Виккерсу берут среднее арифметическое значение длин обеих диагоналей (рисунок 1.4.9). Разность диагоналей одного отпечатка не должна превышать 2% от меньшей из них.

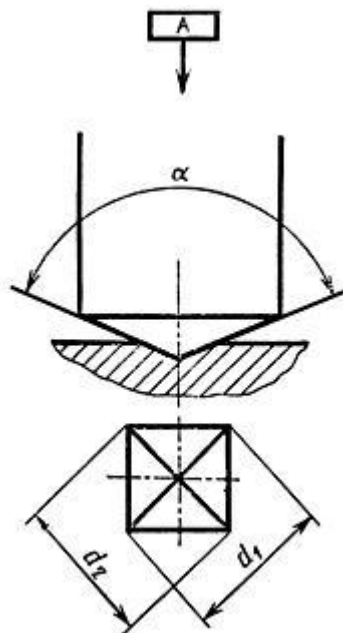


Рисунок 1.4.9—Схема диагоналей отпечатка

Основным недостатком метода Виккерса является зависимость измеряемой твёрдости от приложенной нагрузки или глубины внедрения индентора (явление размерного эффекта).

Далее рассмотрим Метод Роквелла – метод определения твердости материалов, преимущественно металлов, основанный на вдавливании под заданной нагрузкой в поверхность испытуемого образца специального индентора – алмаза в форме конуса либо стального закаленного шарика. Метод назван по имени разработавшего его в 1919 году американского металлурга Стенли Роквелла. Отличием данного метода является применение небольших испытательных нагрузок (60, 100 и 150 кгс), что позволяет применять его для испытания тонких образцов и окончательно обработанных изделий, а также применение специальных шкал твердости, связанных только с глубиной отпечатка.

Существует 11 шкал Роквелла. Они отличаются по соотношению наконечника к нагрузке. Наконечник в установке именуется индентером. Алмазный конус уже давно не является его единственным вариантом. Применяются, также, шарики из сплава карбида с вольфрамом, а так же, сферы из закаленной стали. Шкалы обозначаются латинскими буквами: А, В, С, D, E, F, G, H, K, N, T. Наиболее распространены А, В и С.

Шкала А соответствует алмазному конусу. Угол при его вершине обязательно составляет 120 градусов. Нагрузка при воздействии алмазом равна 60 кгс. 100 кгс – нагрузка уже карбидного шарика шкалы В. Для нее применима и сфера из стали. Важен диаметр шарика в 1/16 дюйма. Это чуть больше полутора миллиметров.

Шкала С соответствует алмазному конусу с нагрузкой при взаимодействии с НИИ–150кгс.

Число твердости по Роквеллу можно определить по специальной шкале. Таким образом, одним из основных свойств материала, определяющих надежность и долговечность механизмов и конструкций,

является твердость. Выбор метода определения твердости зависит от металла.

Выбор металла для изготовления деталей машин и конструкций определяется конструктивными, эксплуатационными, технологическими и экономическими требованиями.

Металл должен обладать необходимой прочностью, способностью деформироваться, соответствовать условиям эксплуатации (стойкость против коррозии, тепло- и электропроводность и др.) и иметь минимальную стоимость.

Мы рассмотрели несколько основных видов механических испытаний, которые показывают свойства и важные характеристики металлов.

## 2 Материал и методики исследования

### 2.1 Исследуемый материал

Сегодня титан и его сплавы широко используются в аэрокосмической, промышленной и потребительской сферах. В дополнение к авиационным двигателям и планам титан также используется в следующих применениях: ракеты; Космический аппарат; химическое и нефтехимическое производство; добыча и переработка углеводородов; выработка энергии; опреснение воды; хранение ядерных отходов; контроль загрязнения; выщелачивание руды и извлечение металлов; морские, морские глубоководные и морские корабельные компоненты; бронированные пластины; аноды, автомобильные компоненты, пищевая и фармацевтическая переработка; спортивно-оздоровительное оборудование; медицинские имплантаты и хирургические устройства; а также во многих других областях. Сплав ВТ 6 благодаря своей отличной удельной прочности, привлекателен для конструктивных применений в аэрокосмических транспортных средствах. Следовательно, титан играет жизненно важную роль во всех приложениях.

Титан очень дорогой материал, который представляет собой несколько исключительное положение, сочетая довольно низкую плотность, связанную с механическими характеристиками, аналогичными характеристикам сталей.

Его плотность ( $\rho = 4,51$ ) является промежуточной между алюминием и сталью, а ее модуль упругости ( $E = 110$  ГПа) помещает ее в значение относительно плотности на том же уровне, что и Al и Fe:  $E / \rho = 25$ .

Его температура плавления высокая  $T_f = 1668$  °C и, следовательно, ее низкое тепловое расширение ( $\alpha = 8,5 \cdot 10^{-6} / K$ ), а также его теплопроводность [ $\lambda = 18$  Вт / (м · К)].

Его коррозионная стойкость часто превосходит и даже лучше, чем у нержавеющей стали, благодаря пассивирующей пленке, которая образуется

на воздухе до примерно 650 °С, а также в окислительных или нейтральных жидких средах.

Его кристаллическая структура является еще одним активом титана, поскольку он имеет, как железо, две фазы:

- один при температурах ниже 882 °С, является гексагональным компактным ( $a = 0.295$  нм,  $c = 0.468$  нм при комнатной температуре), это титан  $\alpha$ . Его структура представляет собой гексагональную (не совсем) компактную H (C), так как отношение параметров  $c/a = 1,587$  ниже идеального отношения  $c/a = 1,633$ . Отсюда следует, что имеется много плоскостей скольжения, что объясняет хорошую пластичность Ti.
- другой, при более высоких температурах, является кубическим центром ( $a = 0.332$  нм при 900 °С), титан  $\beta$

В качестве исследуемого материала был выбран двух фазный  $\alpha+\beta$ титановый сплав ВТ6 с химическим составом, представленным в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав титанового сплава ВТ6

Элемент	Ti	V	Al
%	89,04	5,95	5,01

Данный сплав исследовали в исходном крупнозернистом (КЗ) состоянии, полученном путем горячей прокатки заготовок и в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии после РКУП. Технология проведения РКУП сплава заключалась в следующем:

1. Заготовку из сплава диаметром 20 мм и длиной 100 мм подвергали гомогенизационному отжигу с целью повышения пластичности.
2. Затем проводили закалку в воду с температуры 960 °С (выдержка 1 час).
3. Отпуск при 675 °С в течение 4 часов.
4. РКУП при 650 °С (маршрут Вc,  $\varphi = 120^\circ$ ,  $n = 6$  проходов)\*).

## 2.2 Методики исследования структуры сплава ВТ 6

Исследование структуры сплава проводили в оптическом микроскопе и в растровом электронном микроскопе (РЭМ) JEOLJSM-6390. Тонкую структуру сплава после РКУП изучали в просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEOLJEM2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ<sup>\*)</sup>.

## 2.3 Механические испытания

Испытания сплава на твердость по методу Роквелла проводили на твердомере TimeGroup ТН 300 (рисунок 2.1). Твердомер TimeGroupТН300 позволяет определять твердость материала с высокой точностью в режиме автоматического измерения. Проводилось два испытания образцов сплава: первое в исходном (КЗ) состоянии и повторное после РКУП в УМЗ состоянии.

Испытание на статическое растяжение проводили на универсальной испытательной машине Tinius Olsen Н50КТ, которая соответствует ГОСТу 28840. Для испытания на растяжение были подготовлены круглые образцы диаметром 3 мм. (рисунок 2.2).

---

<sup>\*)</sup> РКУП сплава и исследование тонкой структуры сплава было проведено сотрудниками НИИ перспективных материалов УГАТУ (г.Уфа)





Рисунок 2.1 – Полуавтоматический стационарный измеритель твердости  
TimeGroupТН300

Скорость растяжения образца составляла 5 мм/мин. Для определения временного сопротивления образец подвергают растяжению под действием плавно возрастающего усилия до разрушения. Испытания образцов проводились в соответствии с ГОСТом 1497-84.



Рисунок 2.2 – Образец для испытаний сплава на растяжение



Рисунок 2.3 – Универсальная испытательная машина Tinius Olsen H50KT

Ударные испытания образцов сплава ВТ6 с V-образным концентратором напряжения (рисунок 2.4) проводили на маятниковом копре TimeGroupJB-W300 (рисунок 2.5) с энергией маятника 150 Дж в интервале температур от  $-196$  до  $500^{\circ}\text{C}$ , согласно ГОСТ 9454-78.

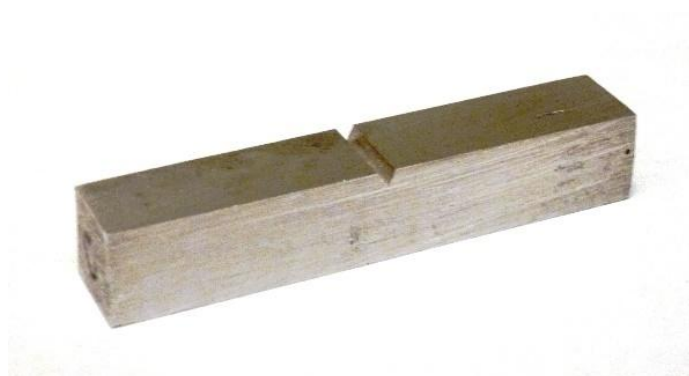


Рисунок 2.4 – Образец для испытаний сплава на ударную вязкость

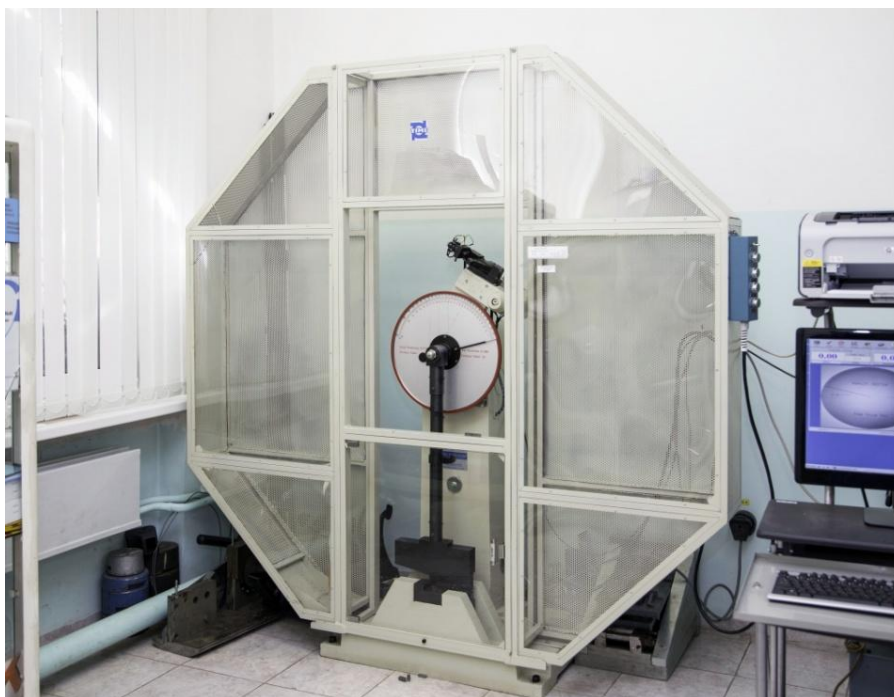


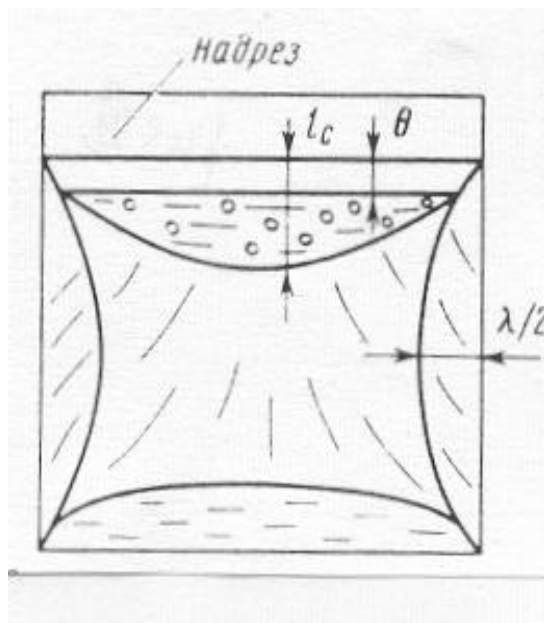
Рисунок 2.5 – Маятниковый копер TimeGroup JB-W300 с компьютерным управлением предназначен для определения ударной вязкости материалов

Испытания при отрицательной температуре проводили в следующей последовательности. Образцы охлаждали согласно ГОСТ 22848-77 в жидком азоте с содержанием кислорода не более 10%. Время выдержки при температуре  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$  составляло 5 минут, а время с момента извлечения образца из хладагента до удара маятника – не превышало 5 секунд.

Для испытания при высоких температурах, образцы нагревали в муфельной печи, руководствуясь ГОСТом 9454-78, в течение 15 минут. Далее, образец извлекали из печи и переносили на копер, время с момента извлечения образца из печи до удара маятника также не превышало пяти секунд. Затем производился удар маятника.

#### 2.4 Методики макро- и микрофрактографического анализа

При макрофрактографическом анализе исследовали общий вид изломов, определяли на поверхности ударных изломов размер губ среза  $\lambda$  (рисунок 2.6), утяжку и шероховатость центральной части изломов. При микрофрактографических исследованиях – изучали микрорельеф ударных изломов.



$\theta$  - зона вытягивания,  $l_c$  - вязкая зона стабильного роста трещины,  
 $\lambda$  – губы среза

Рисунок 2.6 – Схема строения излома, полученного при ударном нагружении

Размер губ среза определялось следующим образом: штангенциркулем измеряли размер губ среза в самой широкой их части с левой и правой стороны излома ( $\lambda_1$  и  $\lambda_2$ ).

Общий размер губ среза определяли по формуле 2.1:

$$\lambda = \frac{(\lambda_1 + \lambda_2)}{2} * 100\%, \quad (2.1)$$

где  $\lambda_1, \lambda_2$  - размер губ среза с лево и правой стороны образца.

Шероховатость изломом измеряли в центральной части как среднее значение на площади 1 миллиметр на 1 миллиметр.

Утяжку образца вблизи поверхности излома измеряли с помощью штангенциркуля. Расчет утяжки проводили по формуле 2.2:

$$\delta = \frac{(t_0 - t_1)}{t_0} * 100\% , \quad (2.2)$$

где  $t_0$  – исходная толщина образца;

$t_1$  – толщина образца у излома.

С помощью штангенциркуля были замерены также губы среза и L-зона на изломах всех образцов. На основе полученных данных были построены графики температурной зависимости макрохарактеристик излома.

Микрофрактографические исследования всех изломов проводили в растровом электронном микроскопе (РЭМ) SIGMA фирмы «ZEISS» (рисунок 2.7).



Рисунок 2.7 –Сканирующий электронный микроскоп Carl Zeiss Sigma

Также исследовали поверхность изломов с помощью конфокального лазерного сканирующего микроскопа (КЛСМ) LextOLS 4000 (рисунок 2.8).

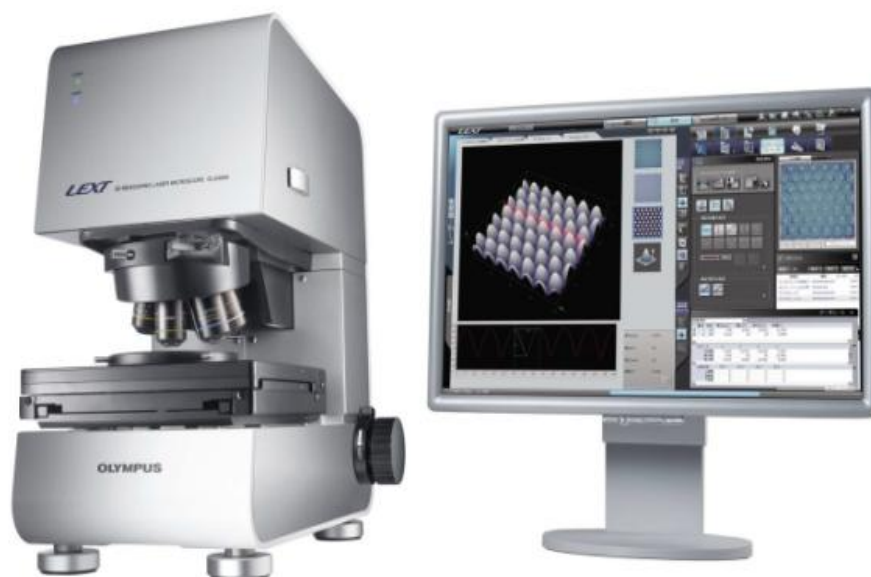


Рисунок 2.8 – Конфокальный лазерный сканирующий микроскоп LEXT  
OLS4000

### 3 Результаты исследования

#### 3.1 Структура титанового сплава ВТ 6

На рисунке 3.1 и 3.2 приведена микроструктура сплава ВТ6 в исходном КЗ состоянии. Структура исходной заготовки представляет собой типичную для горячекатаных прутков смешанную глобулярно-пластинчатую структуру: первичная  $\alpha$ -фаза в виде равноосных зерен с размером  $(15\pm 5)$  мкм и области с пластинчатой ( $\alpha+\beta$ ) структурой. Объемная доля глобулярной составляющей  $\alpha$ -фазы была около 65 %.

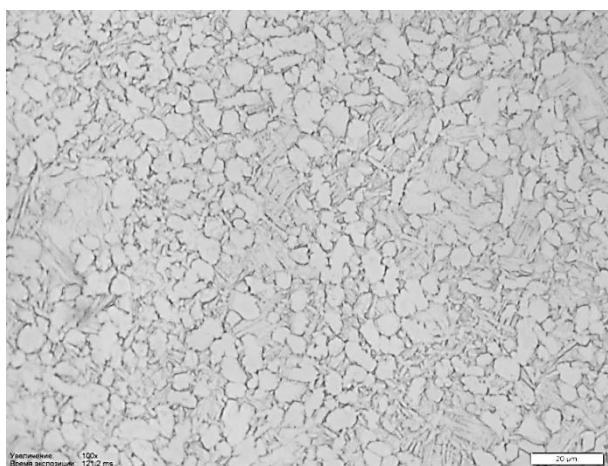


Рисунок 3.1 – Микроструктура сплава ВТ6 в состоянии поставки (КЗ).  
Оптическая микроскопия

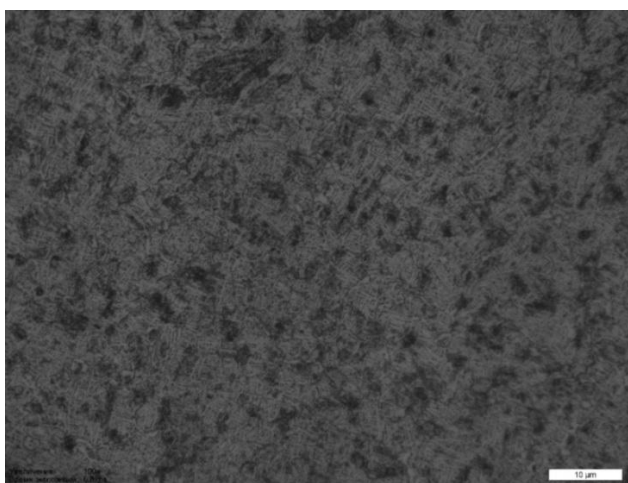


Рисунок 3.2 – Микроструктура сплава ВТ6 в состоянии поставки (КЗ).  
Оптическая микроскопия, x100



Термическая обработка и РКУП сплава привели к уменьшению размера первичных зерен  $\alpha$ -фазы до 5 мкм. Доля УМЗ структуры со средним размером зерен/субзерен  $\alpha$ -фазы ( $240\pm 60$ ) нм составляла около 70 %. На рисунках 3.3-3.6 можно увидеть уменьшение зерен вследствие РКУП.

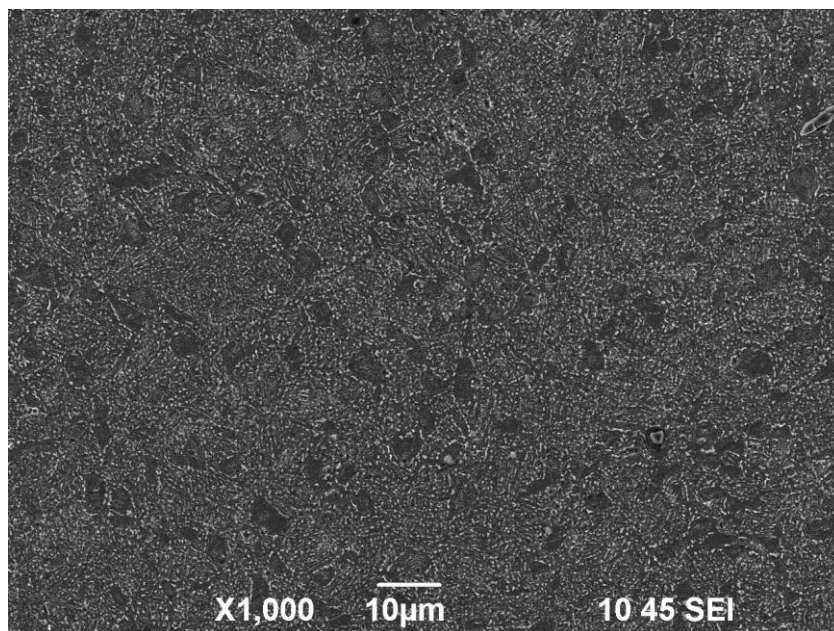


Рисунок 3.5 – Микроструктура сплава BT6 после РКУП, РЭМ

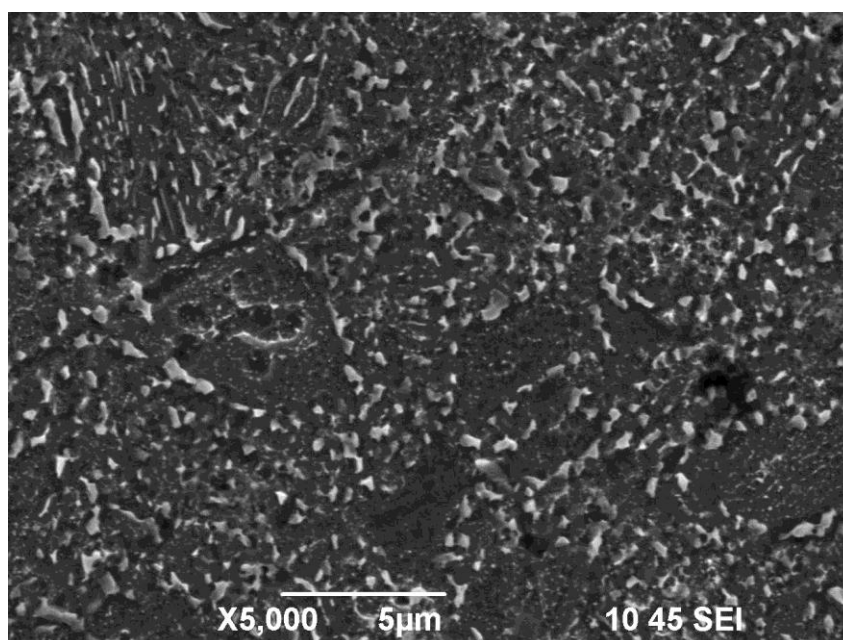


Рисунок 3.6 – Микроструктура сплава BT6 после РКУП, РЭМ

С помощью просвечивающего электронного микроскопа можно рассмотреть тонкую структуру сплава в ультрамелкозернистом состоянии, представленной на рисунок 3.7.



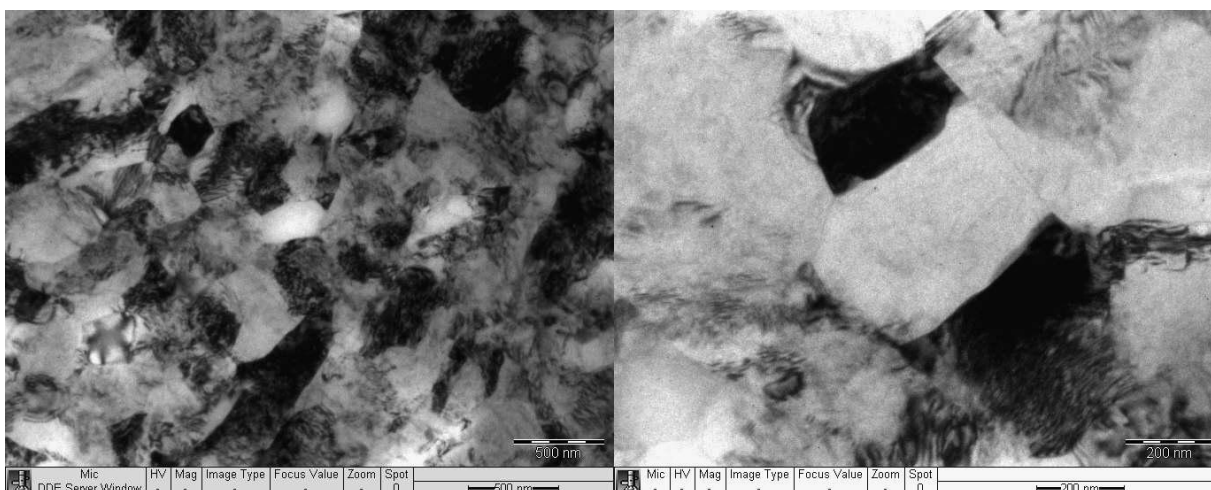


Рисунок 3.7 – Тонкая структура сплава ВТ6 после РКУП (ПЭМ)

На основании полученных данных была составлена сравнительная таблица 3.1 параметров структуры сплава ВТ6 в исходном и УМЗ состоянии.

Таблица 3.1 Параметры структуры сплава ВТ6

Состояние сплава	Средний размер $\alpha$ -зерен/субзерен (по ПЭМ) D, мкм	Плотность дислокаций (РСА), $\rho \times 10^{15}$ , м <sup>-2</sup>	Доля $\beta$ -фазы, (РФА), %
Исходное горячекатаное (КЗ)	15.0	0.19	15
После РКУП (УМЗ)	0.24±0.60	1.28	8

### 3.2 Испытание на растяжение титанового сплава ВТ 6

Из таблицы 3.2 видно, что РКУП по вышеуказанным режимам повышает твердость сплава ВТ6 в 1,1 раза с 34 до 36 МПа, также увеличились прочностные свойства в 1,2 раза, уменьшился средний размер зерна до 0,24±0,06.

Также видно, что пластичность снизилась в 1,4 раза.

Подобные результаты были получены в работе [58], где измельчение структуры после РКУП привело к заметному увеличению прочности сплава ВТ6.

Таблица 3.2 – Средний размер зерна и механические свойства сплава ВТ6

Состояние сплава	$d_{ср.}$ , мкм	HRC	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
Исходное состояние	15±5	34	950±20	849±30	12±1,5
После РКУП	0,24±0,06	36	1090±30	990±40	8±0,3

### 3.3 Испытания на ударную вязкость титанового сплава ВТ6

Результаты испытания образцов из титанового сплава ВТ6 на ударную вязкость показали, что с повышением температуры испытания от -196 до 200 °С ударная вязкость (KCV) сплава как в исходном (КЗ) состоянии, так и после РКУП (в УМЗ состоянии) практически совпадает между собой, возрастая от 0,1-0,2 МДж/м<sup>2</sup> до 0,8-1,2 МДж/м<sup>2</sup> (рисунок 3.8). При температурах испытания 300 и 500 °С образцы полностью не разрушились (рисунок 3.8). Однако после долома таких образцов были замерены некоторые их макрофрактографические характеристики.

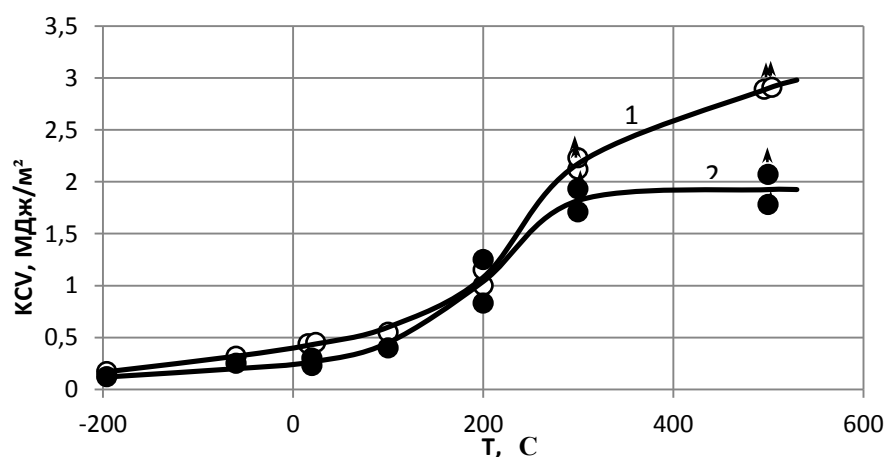


Рисунок 3.8 – Температурная зависимость ударной вязкости (KCV) сплава ВТ6 в исходном состоянии (1) и после РКУП (2)

Таким образом, несмотря на снижение пластичности сплава ВТ6 после РКУП, ударная вязкость (KCV) сплава с УМЗ структурой практически не отличается от KCV сплава в исходном (КЗ) состоянии в интервале температур испытания от  $-196$  до  $200$  °С, что положительно характеризует сплав с позиции конструктивной прочности.

### 3.4 Макро- и микрофрактографический анализ ударных изломов

Все полученные изломы образцов из сплава ВТ6, независимо от вида обработки и температуры испытания, серые, матовые. Они состоят из плоской центральной части и губ среза [54] (рисунки 3.9 и 3.10). В очаге разрушения изломов, полученных при температурах отличных от  $-196$  °С, можно наблюдать зону L с характерным складчатым макрорельефом, подробно описанным в работах [14, 15].

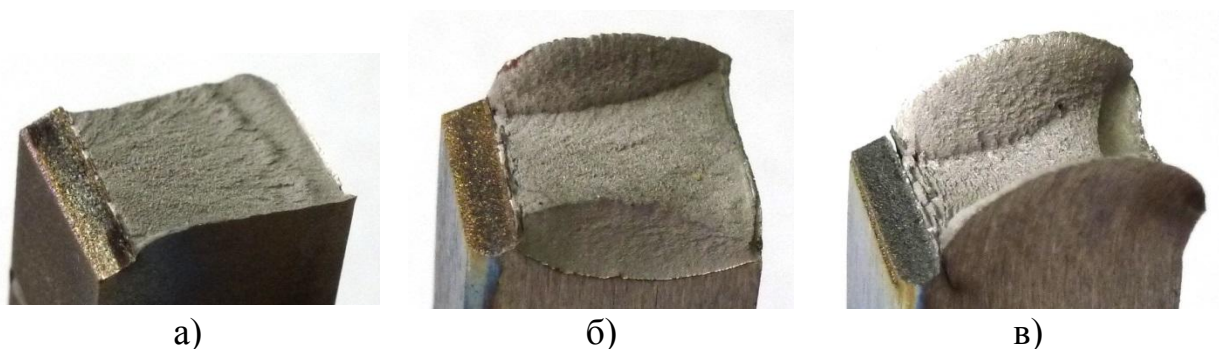


Рисунок 3.9 – Общий вид ударных изломов титанового сплава ВТ6 в исходном состоянии. Изломы получены при температурах:  $-196$  °С (а),  $20$  °С (б),  $200$  °С (в)

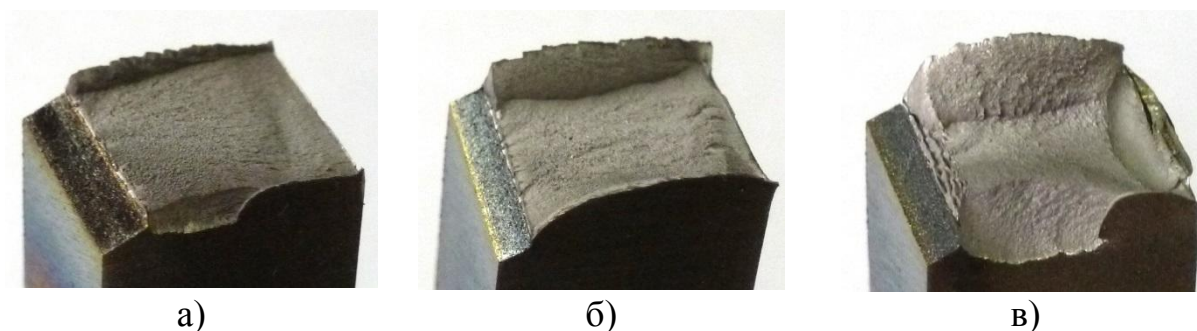


Рисунок 3.10 – Общий вид ударных изломов титанового сплава ВТ6 после РКУП. Изломы получены при температурах:  $-196^{\circ}\text{C}$  (а),  $20^{\circ}\text{C}$  (б),  $200^{\circ}\text{C}$  (в)

Температурная зависимость основных макрохарактеристик изломов: размера губ среза, длины зоны L и утяжки образцов вблизи изломов представлена на рисунке 3.11 а, б. Сравнивая рисунки 11 и 8 видим, что такие характеристики как длина зоны L и размер губ среза хорошо отражают температурную зависимость ударной вязкости сплава. Причем, величина данных характеристик практически не зависит от состояния сплава (рисунок 3.11 а, б).

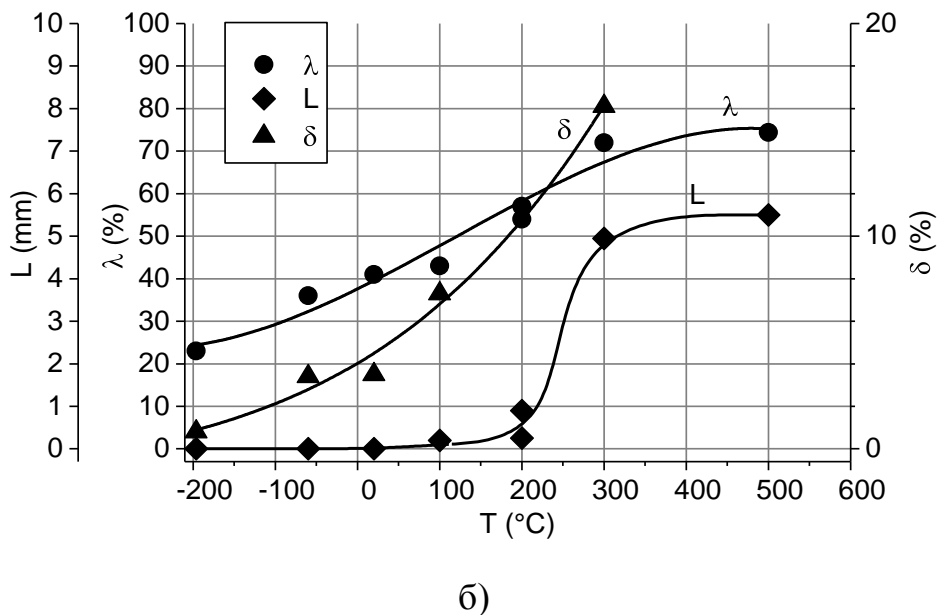
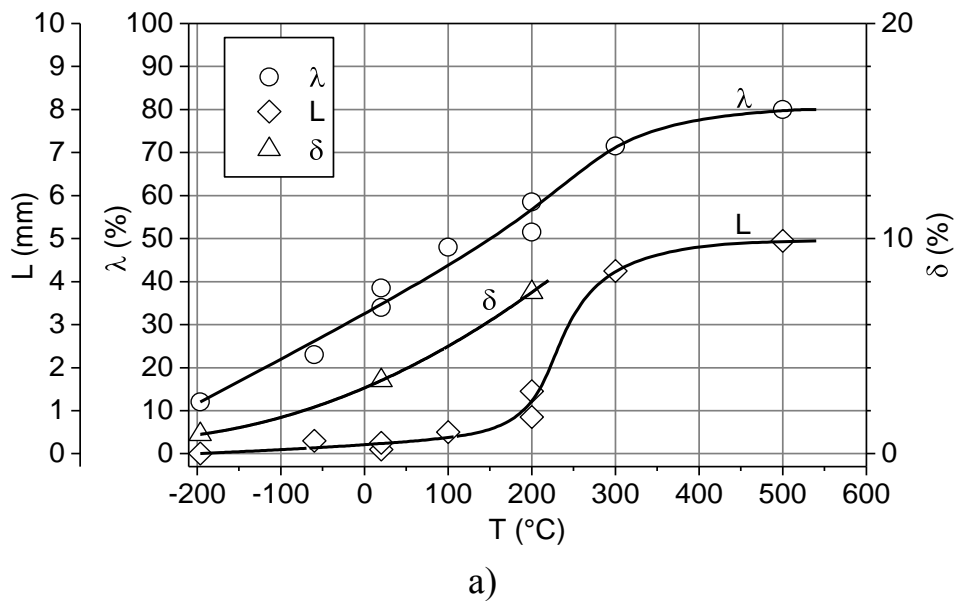
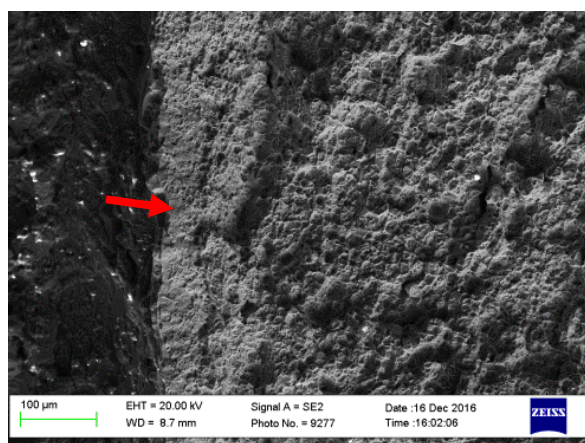
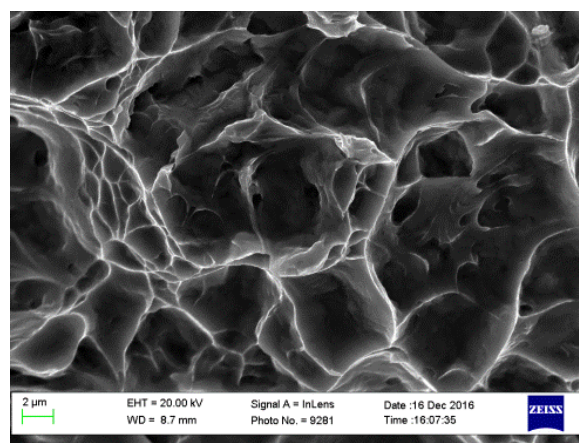


Рисунок 3.11 – Температурная зависимость размера губ среза ( $\lambda$ ), длины зоны L и утяжки образцов вблизи излома ( $\delta$ ) сплава ВТ6 в исходном состоянии (а) и после РКУП (б)

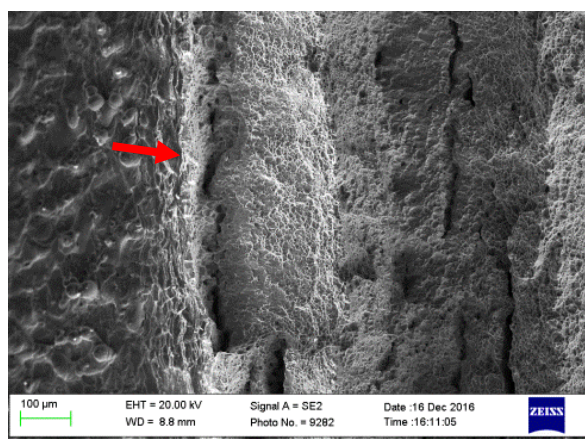
Микрофрактографический анализ показал, что в очаге разрушения всех изломов сплава ВТ6 в исходном состоянии зона вытяжки  $\theta$  [13] отсутствует, а в зоне L видны вторичные трещины (рисунок 3.12 а, в, д). Центральная часть всех изломов, полученных при температурах испытания от -196 до 200 °С имеет микрорельеф, состоящий из хаотично расположенных гладких гребней (рисунок 3.12 б, г, е), напоминающий ямочный. Аналогичный микрорельеф авторы [32] ранее наблюдали при ударном разрушении образцов из титана Grade 4.



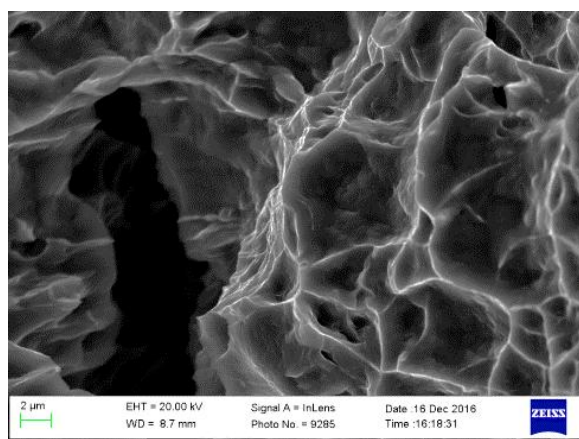
а)



б)

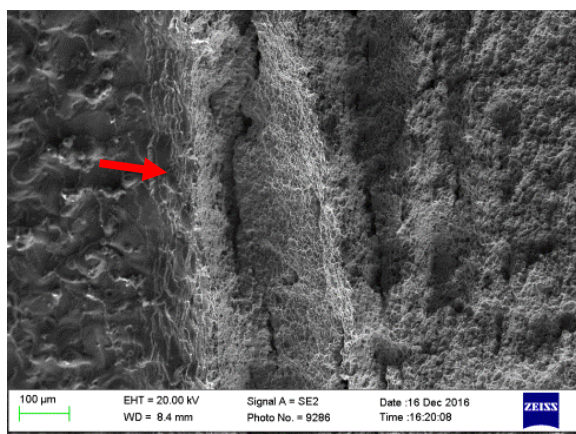


в)

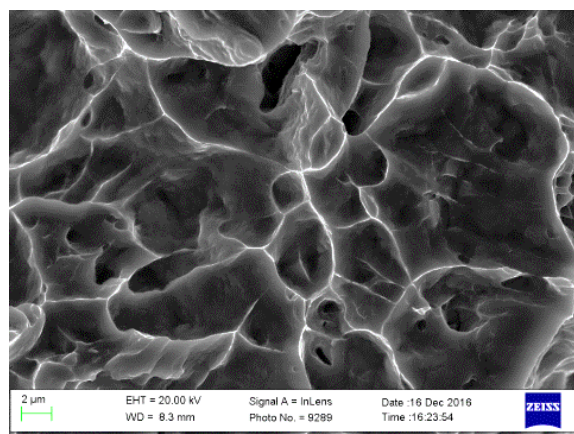


г)





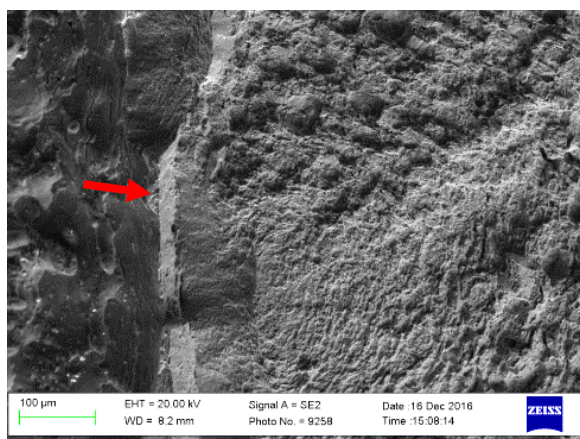
д)



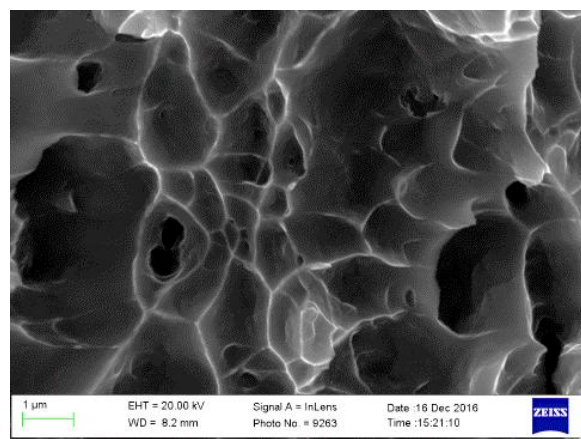
е)

Рисунок 3.12 – Микрорельеф ударных изломов титанового сплава ВТ6 в исходном состоянии вблизи очага разрушения (а, в, д) и в центральной части изломов (б, г, е). Изломы получены при температурах:  $-196^{\circ}\text{C}$  (а, б),  $20^{\circ}\text{C}$  (в, г),  $200^{\circ}\text{C}$  (д, е). Стрелкой показан очаг разрушения. а-  $\times 50$ ; в, д-  $\times 100$ ; б, г, е-  $\times 3000$

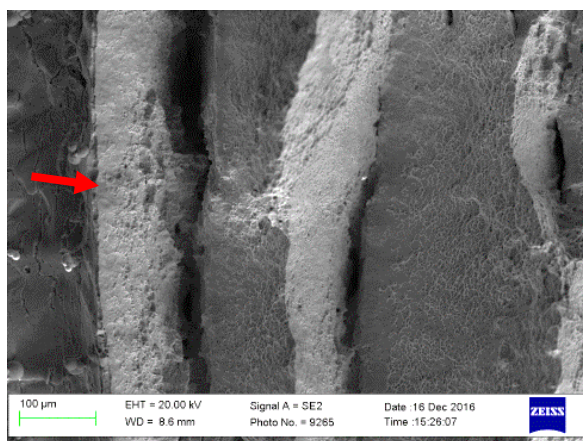
Исследование микрорельефа изломов сплава ВТ6 после РКУП показала, что зона вытяжки  $\theta$ , как и в предыдущем случае, отсутствует, а в зоне L вторичные трещины не наблюдаются (рисунок 3.13 а, в, д). Центральная часть всех изломов, полученных при температурах испытания от  $-196$  до  $200^{\circ}\text{C}$ , как и в предыдущем случае, имеет микрорельеф, состоящий из хаотично расположенных гладких гребней (рисунок 3.13 б, г, е), напоминающий ямочный.



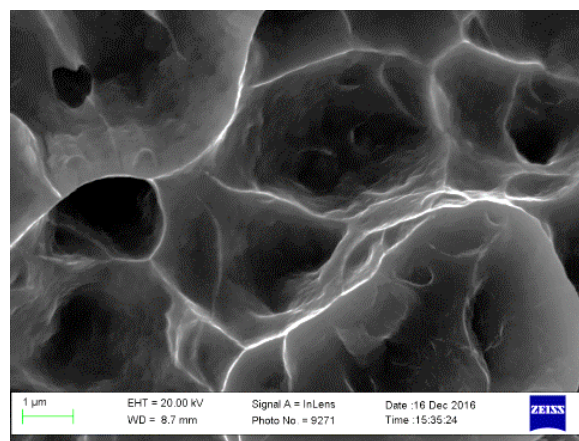
а)



б)



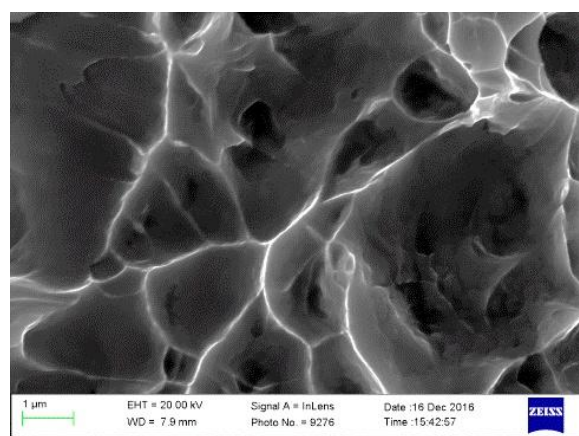
в)



г)



д)



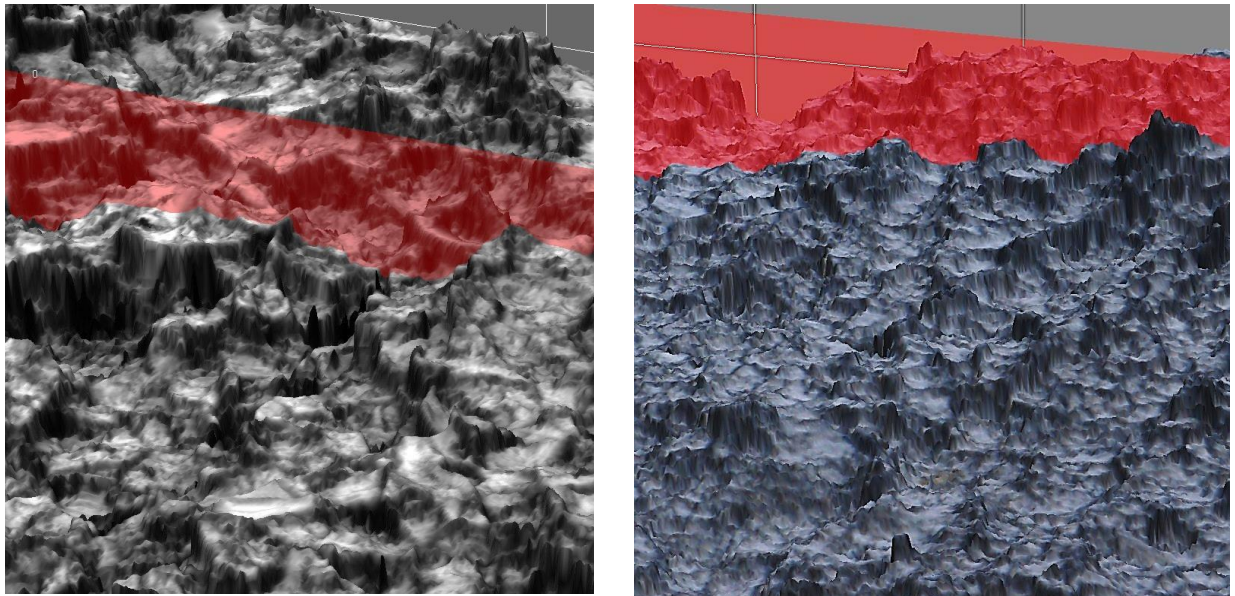
е)

Вблизи очага разрушения (а, в, д) и в центральной части изломов (б, г, е). Изломы получены при температурах:  $-196^{\circ}\text{C}$  (а, б),  $20^{\circ}\text{C}$  (в, г),  $200^{\circ}\text{C}$  (д, е). Стрелкой показан очаг разрушения. а, в, д-  $\times 150$ ; б, г, е-  $\times 10000$

Рисунок 3.13 – Микрорельеф ударных изломов титанового сплава ВТ6 после РКУП

Более объективное представление о микрорельефе изломов титанового сплава дают 3D изображения, полученные в Конфокальный лазерный сканирующий микроскопе (рисунок 3.14 а, б). В таблице 3.3 представлена шероховатость изломов.





а)

б)

Рисунок 3.15 – Микрорельеф статических изломов титанового сплава ВТ6, полученных при температуре  $-196^{\circ}\text{C}$ . а- КЗ состояние, б- УМЗ состояние. (КСЛМ)  $\times 400$

Таблица 3.3 – Параметры шероховатости статических изломов сплава ВТ6

Состояние сплава	Максимальная шероховатость, мкм	Средняя шероховатость, мкм	Среднеквадратичное отклонение, мкм
КЗ	28,938	3,132	3,934
УМЗ	23,887	2,622	3,479

Таким образом, можно заключить, что макро- и микрорельеф ударных изломов сплава ВТ6 как в исходном (КЗ) состоянии, так и после РКУП в УМЗ состоянии схожий. Причем микрорельеф центральной части всех изломов состоит из хаотично расположенных гладких гребней, напоминающий ямочный микрорельеф.



### 3.5 Общие выводы

1. Титановый сплав ВТ6 в исходном (горячекатанное) состоянии имеет смешанную глобулярно-пластинчатая структура с объемной долей глобулярной составляющей  $\alpha$ -фазы была около 65 %. После термической обработки и РКУП сплава доля УМЗ структуры со средним размером зерен/субзерен  $\alpha$ -фазы ( $240\pm 60$ ) нм увеличилась и составила около 70 %.

2. РКУП по вышеуказанным режимам повышает твердость сплава ВТ6 в 1,1 раза; прочностные свойства в 1,2 раза, снижая пластичность в 1,4 раза.

3. Однако, несмотря на снижение пластичности сплава ВТ6 после РКУП, ударная вязкость (KCV) сплава с УМЗ структурой практически не отличается от KCV сплава в исходном (КЗ) состоянии в интервале температур испытания от -196 до 200 °С, что положительно характеризует сплав с позиции конструктивной прочности.

4. Температурная зависимость таких макрохарактеристик изломов, как размер губ среза и длина зоны L в очаге разрушения хорошо отражают температурную зависимость ударной вязкости сплава. Причем, величина данных характеристик практически не зависит от состояния сплава.

5. Центральная часть всех изломов, полученных при температурах испытания от -196 до 200 °С, независимо от состояния сплава, имеет микрорельеф, состоящий из хаотично расположенных гладких гребней.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В области аэрокосмической промышленности титан применяется уже много лет. Коммерчески чистый титан и титановый сплав, представленные Ti-6Al-4V, в основном используются для планера и частей двигателя соответственно. Ожидалось расширение спроса на титан из-за низкой загрузки топлива. С другой стороны, для входа в аэрокосмическую промышленность требуются различные квалификации и высокое качество управления.

Целью настоящей работы было установление закономерности влияния ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния титанового сплава ВТ6 с двухфазной ( $\alpha+\beta$ ) структурой на ударную вязкость (KCV) и механизм разрушения в широком интервале температур в сравнении с исходным крупнозернистым состоянием сплава.

Были поставлены и выполнены задачи исследования:

- ▶ Исследовать микроструктуру титанового сплава в исходном крупнозернистом (КЗ) состоянии и в УМЗ состоянии, после равноканального углового прессования (РКУП).
- ▶ Подготовить образцы для исследования на растяжение и ударную вязкость.
- ▶ Провести механические испытания сплава на твердость, растяжение.
- ▶ Провести испытания образцов на ударную вязкость в интервале температур от -196 до 500 °С.
- ▶ Провести макро- и микрофрактографические исследования ударных изломов.
- ▶ Проанализировать результаты исследования и сделать выводы

Обобщив имеющиеся результаты исследований механического поведения УМЗ титанового сплава ВТ6 можно заключить, что сильное измельчение структуры методами ИПД позволяет значительно повысить его прочность, величина которой достигает уровня высоколегированных

титановых сплавов. УМЗ титановый сплав, изготовленный методами ИПД, демонстрирует хороший потенциал для повышения усталостной прочности, которая является одним из наиболее важных требований для перспективных конструктивных применений.

## СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. A. M. El-Sherik, U. Erb, G. Palumbo, K. T. Aust, Deviations from hall-etch behaviour in as-prepared nanocrystalline Ni, *Scripta Metallurgica Materialia*, V.27,9,1992,1185-1188
2. Alexander V. Polyakov, Irina P. Semenova, Yi Huang, Ruslan Z. Valiev and Terence G. Langdon, Fatigue life and failure characteristics of an ultrafine-grained Ti-6Al-4V alloy processed by ECAP and extrusion (2014), *Advanced Engineering Materials*, V. 16, No. 8. PP. 1038-1043.
3. Beachem C. A new model for hydrogen-assisted cracking (hydrogen “embrittlement”) // *Metallurgical and Materials Transactions*. Springer Boston, 1972. Vol. 3, № 2. pp. 437–451.
4. Gleiter. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure. // *Acta Mater*, 2000, v. 48, p.1-29
5. Leyens C., Peters M. (Eds.) *Titanium and Titanium Alloys. Fundamentals and Applications*, Wiley-VCH Verlag GmbH, Weinheim, 2003.
6. Lövestam, G., Rauscher, H., Roebben, G., Klüttgen, B. S., Gibson, N., Putaud, J. P., et al. (2010). Considerations on a definition of nanomaterial for regulatory purposes. *Joint Res. Centre Refer. Rep. 1*, 80001–80004. doi: 10.2788/98686
7. Low-Temperature Superplasticity of Ultra-Fine Grained Ti-6Al-4V Processed by Equal-Channel Angular Pressing / Y. G. Ko [et al.] // *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 37A (2006). P. 391-405.
8. Lutjering G., Williams J. C. *Titanium*, Springer Verlag, Berlin/Heidelberg, 2007.
9. Mechanical properties of Ti-6Al-4V titanium alloy with submicrocrystalline structure / S. Zharebtsov [et al.] // *Mater. Trans.* 2005. Vol. 46, 9. P. 2020-2025.
10. R.Z.Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov // *Progr. Mater. Sci.* 2000. 45. P.103-189.

11. R.Z.Valiev, V.V. Stolyarov, V.V. Latish, G.I.Raab, T. C. Lowe, Y.T. Zhu // 9th Int.Conf. Titanium-99. V3 (2000). P. 1569-1572.
12. Salishchev G.A. et al. Submicrocrystalline and nanocrystalline structure formation in materials and search for outstanding superplastic properties // Mater. Sci. Forum. - 1994. - 170-172. -P.121-130.
13. Sergueeva A.V. et al. Superplastic behaviour of ultrafine-grained Ti-6Al-4V alloys // Mater. Sci. Eng. - 2002. - A323. - P.318-325.
14. Tsuji N., Ueji R., Minamino Y., Saito Y. A new and simple process to obtain nano-structured bulk low-carbon steel with superior mechanical property // Scripta Mater. 2002. V. 46. P. 305–310.
15. V.V. Stolyarov, Y.T. Zhu, T. C. Lowe, R.Z. Valiev // Mater.Sci. A303 (2001). P. 82-89.
16. Vinogradov A. Fatigue limit and crack growth in ultra-fine grain metals produced by severe plastic deformation // J. Mater. Sci., 2007. V.
17. Адександров В.К., Бочвар Г.А. Полуфабрикаты из титановых сплавов. М.:Металлургия, 1979, 512с.
18. Алферов Ж.И.,Копьев П.С. Наноматериалы и нанотехнологии.//Нано- и микросистемная техника.2003. №8. С.3-13.
19. Алымов М.И., Зеленский В.А. Методы получения и физико-механические свойства объемных нанокристаллических материалов. - М.: МИФИ, 2005. – 52 с.
20. Андриевский Р.А. Наноструктурные материалы – состояние разработок и применение. // Перспективные материалы. 2001. №6. С.5–11.
21. Андриевский Р.А., Рагуля А.В. Наноструктурные материалы. Уч. пособие. М.: Издательский центр «Академия», 2005. – 117 с.
22. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 с.
23. Валиев Р.З., Клевцов Г.В., Семенова И.П., Клевцова Н.А., Гундеров Д.В., Фесенюк М.В., Кашапов М.Р. Прочность и механизм ударного

- разрушения титана Grade 4 и титанового сплава ВТ6 в исходном и субмикроструктурном состояниях // Деформация и разрушение материалов, 2012. № 11. С.32–37
25. Вассерман А.М., Данилкин В.А., Коробов О.С. и др. Методы контроля и исследования легких сплавов. Справочник. М.: Metallurgy, 1985, 510 с.
26. Головин Ю.И. Введение в нанотехнологию. – М.: «Машиностроение – 1», 2003 – 112 с.
27. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение.- Москва.:изд. Стандартформ, 2008.
28. ГОСТ 9454-78 Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах.-Москва: ИПК издательство стандартов, 2008
29. Зарипова Р.Г., Шундалов В.А., Шарафутдинов А. В. Влияние интенсивной пластической деформации и режимов обработки на структуру и механические свойства титанового сплава ВТ6 // Вестник УГАТУ. 2012. №7 (52).
30. Золоторевский В. С. Механические свойства металлов. М.:МИСИС, 1998. 400 с.
31. Исламгалиев Р. К., Ганеев А. В., Никитина М. А., Караваева М.В. Структура и свойства ультрамелкозернистой мартенситной стали // Вестник УГАТУ. 2016. №3 (73).
32. Клевцов Г. В., Клевцова Н. А. Влияние низких температур на микромеханизм разрушения материалов с ОЦК и ГЦК структурой при однократных видах нагружения // Известия РАН. Серия физическая, 2008. Т.72. № 9. С. 1363–1367.
33. Клевцов Г.В. Пластические зоны и диагностика разрушения металлических материалов. М.: МИСИС, 1999. 112 с.
34. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. М.: МИСиС, 2007. 264 с.

35. Клевцов Г.В. Прочность и механизмы разрушения объемных наноструктурированных металлических материалов: учебное пособие / Уфимск. гос. авиац. техн. ун-т. – Уфа: РИК УГАТУ, 2016. – 240 с.
36. Клевцова Н. А., Фролова О. А., Клевцов Г. В. Разрушение аустенитных сталей и мартенситные превращения в пластических зонах. М.: Академии Естествознания, 2005. 155 с.
37. Колачев Б.А. Физическое металловедение титана. М.: Metallurgy, 1976. 184 с.
38. Кочетов В.Т., Кочетов М.В., Павленко А.Д. Сопротивление материалов 3-е изд. Учеб. пособие для вузов. —3-е изд., перераб. и доп. — СПб.: БВХ-Петербург, 2004. — 544 с.
39. Металловедение титана и его сплавов / Под редакцией С.Г. Глазунова, Б.А. Колачева. М.: Metallurgy, 1992. 357 с.
40. Новые перспективные материалы и технологии их получения НПМ-2014: сб. науч. тр. VI Международной конференции / Волгоград. гос. техн. ун-т. – Волгоград, 2014. – 278 с.
41. Панин А. В., Панин В. Е., Почивалов Ю. И., Клименов В. А., Чернов И. П., Валиев Р. З., Казаченок М. С., Сон А. А. Особенности локализации деформации и механического поведения титана VT1-0 в различных структурных состояниях // Физ. мезомех.. 2002. №4.
42. Пигалева И.Н., Власова О.Д., Данилов В.А., Клевцова Н.А., Семенова И.П., Валиев Р.З., Клевцов Г.В. Ударная вязкость и механизм разрушения титанового сплава VT6 с УМЗ структурой в широком интервале температур.
43. Прочность и механизм ударного разрушения титана и его сплавов в исходном и субмикроструктурном состояниях / Р. З. Валиев, Г. В. Клевцов, И. П. Семенова и др. // Деформация и разрушение материалов. — 2012. — № 11. — С. 32–37.
44. Рааб Г.И., В.Г. Шибиков, А.Г. Рааб/ Перспективные методы ипд для получения наноструктурированных металлических материалов// Materials Physics and Mechanics 25 (2016) 77-82

45. Саитова Л. Р., Семенова И. П., Александров И. В. Исследование однородности структуры заготовок из сплава ВТ6, подвергнутого равноканальному угловому прессованию // Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер.: Физ.-мат. науки. 2004. №27.
46. Салищев Г. А., Кудрявцев Е. А., Жеребцов С. В. Структурные изменения и механическое поведение при низкотемпературной сверхпластичности наноструктурного сплава ВТ6 // Научные ведомости БелГУ. Серия: Математика. Физика. 2012. №17 (136).
47. Сафин Э. В. Формирование и оценка показателей качества титанового сплава ВТ6 с ультрамелкозернистой структурой // Universum: технические науки. 2017. №12 (45).
48. Сегал, В.М. Процессы пластического структурного образования металлов / В.М. Сегал, В.И.
49. Семенова И.П., Рааб Г.И., Валиев Р.З. Наноструктурные титановые сплавы: новые разработки и перспективы применения, Российские нанотехнологии (2014) том 9, № 5-6, с.320-333.
50. Сурикова Н. С., Панин В.Е., Деревягина Л.С., Микромеханизмы деформации и разрушения слоистого материала из титанового сплава ВТ6 при ударном нагружении // Физ. мезомех.. 2014. №5.
51. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов. М.: Наука, 2003, 254 с.
52. Технология наноструктур : учебное пособие для студентов высших учебных заведений / С. В. Антоненко. - Москва : Московский инженерно-физ. ин-т (гос. ун-т), 2008 (Троицк (Моск. обл.) : Тип. изд-ва "Тривант"). - 115 с.
53. Черняева Е. Ю., Семенова И.П. Влияние деформации и термообработки на коррозионное поведение двухфазных титановых сплавов // Вестник УГАТУ. 2011. №1 (41).



54. Шляхова Г.В., Данилов В. И., Зуев Л. Б., Карташов Е. Ю./ Разрушение ультрамелкозернистого титана // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки, 2016, №3