

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки  
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук

На правах ~~рукописи~~

Корольков Олег Евгеньевич

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ,  
МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И МИКРОСТРУКТУРЫ В  
БИОМЕДИЦИНСКИХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ  
ИМПУЛЬСНОГО ТОКА

Специальность 2.6.17. Материаловедение (технические науки)

Диссертация на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Научный руководитель:  
профессор, доктор технических наук  
Столяров Владимир Владимирович

Москва – 2026

## Оглавление

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ СОКРАЩЕНИЙ.....	4
ВВЕДЕНИЕ.....	5
Глава 1. Литературный обзор .....	11
1.1 Эффекты электрического тока в проводящих материалах .....	11
1.1.1. Тепловой эффект тока.....	11
1.1.2. Скин эффект.....	11
1.1.3. Пондеромоторный пинч-эффект .....	13
1.1.4. Магнитомеханический эффект .....	14
1.2. Электропластический эффект и его механизмы .....	17
1.2.1. Критическая плотность тока .....	23
1.3. Влияние вида и режимов электрического тока на деформационное поведение металлических материалов.....	27
1.4. Особенности проявления ЭПЭ в различных схемах деформации .....	37
1.4.1 Растяжение .....	37
1.4.2. Сжатие и сдвиг .....	42
1.4.3. Изгиб .....	46
1.5. Влияние исходной микроструктуры на ЭПЭ .....	48
1.6. Влияние ЭПЭ на микроструктуру и механические свойства.....	51
1.7. Моделирование ЭПЭ .....	63
1.8. Титан и его сплавы .....	67
1.9. Примеры практического применения ЭПЭ .....	75
Выводы по главе .....	83
Глава 2. Материалы, методы обработки и исследования .....	85
2.1. Материалы .....	85
2.2. Оценка значимости сопутствующих эффектов импульсного тока .....	86
2.3. Структурные методы исследования.....	90
2.4. Механические испытания.....	94
2.5. Термическая обработка .....	104
2.6. Методика оценки ЭПЭ .....	105
Глава 3. Влияние импульсного тока на деформационное поведение и микроструктуру КЗ титановых сплавов.....	106

3.1. Влияние режимов импульсного тока при растяжении на деформационное поведение и микроструктуру титана.....	106
3.1.1. Влияние включения-отключения тока.....	106
3.1.2. Влияние плотности тока.....	109
3.1.3. Влияние скважности тока.....	114
3.1.4. Особенности микроструктуры титана .....	119
3.2. Оценка вкладов теплового и электропластического действия.....	124
3.3. Релаксация напряжений при растяжении под действием тока .....	133
3.4. Влияние схемы деформации на проявление ЭПЭ в титане.....	145
3.4.1 Сжатие .....	145
3.4.2 Изгиб.....	151
3.5. Деформационное поведение и микроструктура сплава ВТ6.....	157
3.5.1. Растяжение .....	157
3.5.2. Изгиб.....	164
Выводы по главе.....	170
Глава 4. Влияние импульсного тока на деформационное поведение и микроструктуру УМЗ титана .....	172
4.1. Растяжение .....	172
4.2. Релаксация напряжений при растяжении под действием тока .....	181
4.3. Изгиб.....	194
4.4. Сравнение ЭПЭ в КЗ и УМЗ титане.....	197
Выводы по главе.....	201
Глава 5. Применение ЭПЭ для формообразования полуфабрикатов имплантатов .....	203
5.1. Изгиб малой угловой пластины.....	204
5.2. Изгиб ладонной пластины для дистального отдела лучевой кости.....	208
5.3. Изгиб фигурной крючковидной ключичной пластины.....	210
5.4. Изгиб сегмента универсального стержня для большеберцовой кости	212
Выводы по главе.....	215
Общие выводы по работе .....	215
Список литературы .....	217

## СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ СОКРАЩЕНИЙ

- СРЗ – Средний размер зерна  
БУГ – Большеугловые границы зерен  
МУЗ – Малоугловые границы зерен  
СГЗ – Специальные границы зерен  
ГНД – Геометрически необходимые дислокации  
КЗ – Крупнозернистое состояние  
УМЗ – Ультрамелкозернистое состояние  
ЭПЭ – Электропластический эффект  
ЭИО – Электроимпульсная обработка  
ЭПП – Электропластическая прокатка  
МПЭ – Магнитопластический эффект  
МИО – Магнитоимпульсная обработка  
РКУП – Равноканальное угловое прессование  
ОМД – обработка металлов давлением  
ОКР – области когерентного рассеивания  
 $j$  – Плотность тока, А/мм<sup>2</sup>  
 $j_{кр}$  – Критическая плотность тока, А/мм<sup>2</sup>  
 $\tau$  – Длительность импульса, мкс  
 $F$  – Частота, Гц  
 $Q$  – Сквозность  
 $\sigma_a$  – Амплитуда скачка напряжения

## **Введение**

Восстановление опорно-двигательного аппарата человека является важной научной и социальной задачей, связанной с поиском новых материалов и технологий, решение которой в настоящее время особенно актуально. Для решения этой проблемы продолжительное время проводились исследования на стыке медицины и материаловедения. В результате развития науки и техники к данным областям добавились такие, как механика, физика конденсированного состояния, электроника, электротехника, и многие другие отрасли знания, ранее не имевшие прямую связь с медициной. Технологии, которые разрабатываются в результате исследований в ранее не задействованных областях, могут позволить создавать новые, более совершенные материалы. Осваиваются новые методы, позволяющие модифицировать имеющееся производство, не справляющееся с возрастающей нагрузкой, связанной с поступлением в медицинские учреждения травмированных военных и гражданских людей. Наиболее распространенным материалом для производства протезов и имплантатов для остеосинтеза является титан, имеющий комплекс уникальных свойств, главным из которых является биосовместимость. Конечные технологические и эксплуатационные свойства биомедицинского титана сильно зависят от особенностей производства и должны соответствовать требованиям, предъявляемым Росздравнадзором. Данные требования заключаются в прохождении титановым имплантатом клинических, технических и токсикологических испытаний, гарантирующих соответствие нормам безопасности и качества. Эксплуатационные свойства имплантата гарантируются через стабильность структуры и физико-механических свойств биомедицинского титана. Традиционные подходы к производству титановых имплантатов из крупнозернистого (КЗ) титана основаны на методах обработки металлов давлением (прессование, прокатка, волочение, штамповка), которые, как правило, многооперационные и энергоемкие, ограничены деформируемостью заготовки и требуют промежуточных и финишных

операций нагрева и формоизменения. Перечисленные недостатки существенно повышают себестоимость изделий, вызывают их окисление, требуют введения защитной атмосферы в технологическом процессе или дополнительных операций по удалению альфированного слоя с поверхности полуфабрикатов. Другая причина связана с особенностью кристаллической ГПУ решетки низкотемпературной фазы титана, в которой низкое число систем деформации приводят к ограниченной пластичности. Данное обстоятельство затрудняет холодную деформацию титана, особенно в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии и вынуждает искать способы повышения деформируемости. Препятствием является низкая температура начала рекристаллизации (не выше 400°C) УМЗ титана и, соответственно, рост зерен, которые не позволяют использовать горячую деформацию. Повышение пластичности и снижение напряжения течения УМЗ титана в процессе деформации, при сохранении выходных прочностных характеристик, является актуальной задачей, которая может быть решена при помощи деформации с импульсным током. Предполагается, что одновременное взаимодействие пластической деформации и электрического тока может позволить формообразовать титановые полуфабрикаты, не превышая температуры рекристаллизации.

Одновременное взаимодействие пластической деформации и электрического тока в металлических материалах сопровождается множеством явлений, в число которых входит электропластический эффект (ЭПЭ) [1], способствующий резкому снижению напряжения течения и увеличению деформируемости.

*Объект исследования:* Биомедицинские титановые сплавы

*Предмет исследования:* Внешнее воздействие импульсным электрическим током на металлические материалы при пластической деформации.

*Цель работы:* Установление закономерностей деформационного поведения, механических свойств и микроструктуры биомедицинского титана в сопровождении импульсного тока при умеренных температурах.

*Задачи работы:*

- Определить критическую плотность импульсного тока различной скважности для проявления ЭПЭ при растяжении в биомедицинском титане (Grade 2, Grade 4, ВТ6).

- Экспериментально оценить вклады теплового и электропластического эффектов при разных режимах тока и схемах деформации в биомедицинском титане (Grade 2, Grade 4, ВТ6).

- Сравнить влияние импульсного тока на микроструктуру однофазного (Grade 2, Grade 4) и двухфазного (ВТ6) титанового сплава при растяжении.

- Исследовать влияние размера зерен в микроструктуре биомедицинского титана (Grade 4) на деформационное поведение под током при различных схемах деформации.

- Исследовать влияние схемы деформации на проявление электропластического эффекта в биомедицинском титане (Grade 4).

- Исследовать релаксационную способность (снятие напряжений и повышение пластичности) при воздействии импульсным током в биомедицинском титане (Grade 4).

- Дать рекомендации и разработать технологическую оснастку для применения ЭПЭ в деформационных процессах изготовления медицинских ортопедических имплантатов.

*Научная новизна работы заключается в следующем:*

1. Обнаружено, что критическая плотность тока, соответствующая появлению ЭПЭ в виде скачков напряжения течения вниз, зависит от состава сплава и скважности. Критическая плотность тока высокой скважности и длительности импульса ( $Q = 5000$ ;  $\tau = 1000$  мкс) при растяжении в технически чистом КЗ титане ( $200-250$  А/мм<sup>2</sup>) по сравнению со сплавом ВТ6 ( $120$  А/мм<sup>2</sup>) выше в два раза. Снижение скважности тока с  $Q = 5000$  до 10 способствует

снижению критической плотности тока в данных материалах на порядок. Повышение скважности снижает тепловое действие тока и повышает вклад ЭПЭ (пункт 4 паспорта специальности).

- Установлена стабильность исходной зеренной микроструктуры и механических свойств биомедицинского титана (Grade 2, Grade 4, VT6) в процессе растяжения, сопровождаемого импульсным током высокой интенсивности при температуре, не превышающей 350 °С. Импульсный ток оказывает избирательное влияние на параметры внутриверенной структуры - плотность дислокаций и долю двойниковых границ в биомедицинском титане (Grade 2) (пункты 2, 4, 15 паспорта специальности).

- Показано, что ЭПЭ в титане является структурно зависимым свойством. Уменьшение среднего размера зерен на два порядка снижает уменьшение напряжений течения и амплитуду скачка на 12% и 14%, соответственно, при воздействии импульсного тока максимальной интенсивности (пункт 15 паспорта специальности).

*Теоретическая и практическая значимость работы.*

- Научно обоснован выбор режимов импульсного тока для реализации атермического ЭПЭ при различных схемах деформации.

- Установлены взаимосвязи между параметрами импульсного тока, микроструктуры и механическими свойствами для чистого и легированного титана с различной степенью дисперсности структуры.

- Определены режимы импульсного тока, для которых вклад ЭПЭ в снижение напряжений течения при разных схемах деформации является максимальным, а температура не превышает 350 °С. На основе результатов исследований получен патент РФ1457-2781513 «Способ электропластического формования деталей из титановых сплавов».

- Разработанная оснастка и режимы лабораторной технологии для операции гибки биомедицинского титана в сопровождении импульсного тока опробованы в производстве ортопедических имплантатов на предприятии ООО «Здоровье+». Получен акт о внедрении научно - практических

результатов в производство. Улучшенный технологический процесс позволил сократить время, затрачиваемое на производство изделий, на 12%.

*На защиту выносятся следующие положения*

- Экспериментальные результаты, подтверждающие зависимость ЭПЭ от структурно-фазового состояния титана: легирование титана снижает критическую плотность тока, а уменьшение размера зерен в структуре способствует снижению амплитуды скачков напряжения вниз, вызванных током.

- ЭПЭ в зависимости от скважности импульсного тока проявляется при деформации двояким образом: в виде скачков напряжения вниз при  $Q \geq 1000$ ; в виде равномерного снижения напряжений течения при  $Q < 1000$ .

- Отсутствие изменений в размере зерен и скачки напряжений течения при растяжении с током в КЗ и УМЗ титановых сплавах подтверждают обратимый атермический характер ЭПЭ.

- Экспериментальные данные, подтверждающие значимость параметра скважности импульсного тока, свидетельствуют о возможности регулирования вкладов теплового и электропластического эффектов при деформации растяжением в биомедицинском титане. Повышение скважности усиливает вклад ЭПЭ и снижает вклад теплового эффекта тока.

- ЭПЭ в чистом титане при деформации сжатием проявляется сильнее, чем при растяжении, что обусловлено активизацией дополнительных пирамидальных и призматических систем скольжения.

*Апробация работы:* материалы диссертации были доложены на конференциях «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении», Москва, 2019, 2024, 2025; «XX Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлослов-молодых ученых», 2020, Екатеринбург; «Фазовые превращения и прочность кристаллов» памяти академика Г.В. Курдюмова, Черноголовка, 2020, 2022; «Актуальные проблемы прочности», Витебск, 2020; Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы, Уфа, 2020, 2022, 2024;

«Живучесть и конструкционное материаловедение», Москва, 2020, 2022; «Проблемы прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий», Новокузнецк, 2021; «Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы», Тольятти, 2021; «Физика и технологии перспективных материалов», Уфа, 2021, 2023; «Прочность неоднородных структур», Москва, 2023; «Актуальные проблемы прочности», Екатеринбург, 2024; VIII Международная молодежная конференция «Magnitogorsk Rolling Practice 2024; «Биоматериалы: от исследований к практике», Москва, 2025; «V Байкальский материаловедческий форум», Улан-Удэ, 2025; «Магнитогорская неделя материалов», Магнитогорск, 2025.

*Публикации:* по материалам диссертации автором опубликовано 17 научных работ, в том числе 8 статей в журналах из перечня ВАК и 6 статей в журналах, цитируемых в базах Web of Science и Scopus и 1 патент.

*Структура и объем работы:* работа состоит из введения, 5 глав и общих выводов; изложена на 235 страницах машинописного текста, содержит 33 таблицы, 29 формул, и 130 рисунков; список литературы содержит 143 источника.

## Глава 1. Литературный обзор

### 1.1. Эффекты электрического тока в проводящих материалах

Ниже рассматриваются явления, сопровождающие прохождение электрического тока по металлическим материалам, вне связи с пластической деформацией. Многие из них являются основой для практического применения в виде электроимпульсной (ЭИО) или магнитоимпульсной (МИО) обработки.

#### 1.1.1. Тепловой эффект тока

Наиболее известным явлением, сопровождающим прохождение электрического тока через металлический проводник, является тепловой эффект, описываемый законом Джоуля-Ленца.

В интегральной форме закон имеет вид:

$$Q = \int_{t_1}^{t_2} I^2 R dt \quad (1.1)$$

где  $Q$  – количество теплоты, выделенное за промежуток времени от  $t_1$  до  $t_2$ ,  $R$  – электрическое сопротивление проводника,  $I$  – сила тока.

Для тепловых расчётов часто используется выражение:

$$Q = I^2 R t \quad (1.2)$$

Из (1.1) и (1.2) следует, что количество теплоты и, соответственно, температура проводника тем выше, чем больше удельное электросопротивление материала [2]. В работе [3] отмечается, что увеличение температуры металлических материалов в результате прохождения тока зависит и от структурно фазового состояния материала.

#### 1.1.2. Скин эффект

Эффект заключается в вытеснении линий тока к поверхности проводника под действием индуцированного магнитного поля внутри проводника при протекании переменного или импульсного тока. В результате, плотность тока по сечению проводника имеет неоднородное распределение - в центральной части проводника она ниже, чем на его периферии. Глубина

скин-слоя зависит от частоты и материала (рис. 1.1). Для равномерного распределения импульсного тока по сечению необходимо сочетание таких параметров, как частота следования импульсов тока, электропроводность и магнитная проницаемость материала.

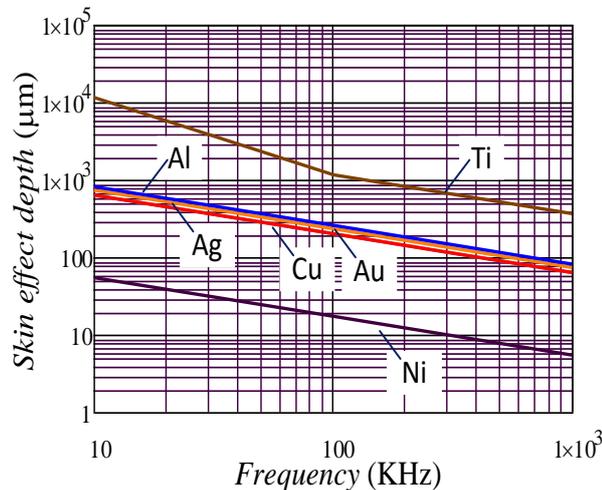


Рис. 1.1. Зависимость глубины скин-слоя от частоты для разных металлов [4]

Глубина скин-слоя может быть рассчитана при помощи выражения:

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi \cdot \mu_0 \cdot \mu_r \cdot F \cdot G}} \quad (1.3)$$

Где  $\delta$  – глубина проникновения (м);  $\mu_0$  – магнитная проницаемость вакуума;  $\mu_r$  – относительная магнитная проницаемость материала (безразмерная);  $G$  – проводимость материала ( $\text{Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$ );  $F$  – частота переменного (импульсного) тока.

Большое удельное электросопротивление титана и его сплавов приводит к большим значениям толщины скин-слоя по сравнению с Al, Ag, Cu, Au, Ni (Рис.1.1). Для относительно тонких образцов скин-эффект практически отсутствует.

Постоянные свойства материала можно использовать для первоначального исследования скин-эффекта [5]. Однако если обнаружен значительный скин-эффект, при моделировании необходимо использовать температурно-зависимые свойства материала. Источники питания (выпрямители

постоянного тока) со значительной пульсацией не вызывают значительных скин-эффектов.

### 1.1.3. Пондеромоторный пинч-эффект

Известно, что импульсный электрический ток в проводнике вызывает собственное магнитное поле, сопровождающееся двумя эффектами: пинч-эффектом [6]. Действие пинч-эффекта основано на сжатии проводника собственным магнитным полем импульсного тока. Отдельные импульсы вызывают вибрацию кристаллической решетки материала за счет упругих колебаний ее узлов. Данное воздействие похоже на ультразвуковые колебания, которые снижают напряжения течения.

В твёрдом теле, различают  $Z$ -пинч, возникающий при протекании сильного тока по образцу и обусловленный сжатием условных линий тока собственным магнитным полем, возникающим при его прохождении, а также  $Q$ -пинч, возникающий при сжатии линий тока в импульсном продольном магнитном поле, нарастающем во времени (рис. 1.2).

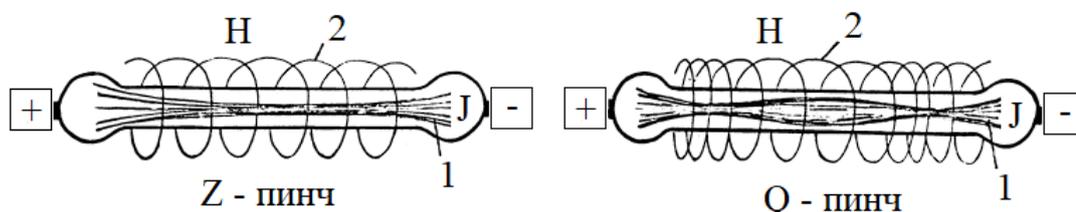


Рис. 1.2.  $Z$  – и  $Q$  – пинч эффекты: 1- линии тока, 2 – линии магнитного поля [7]

Наибольшее значение имеет  $Z$  – пинч. Для его расчета необходимо вычислить радиальную силу  $P$ , воздействующую на центр образца, можно использовать формулу [8]:

$$P = \frac{1}{4} \mu j^2 (r^2 - a^2) \quad (1.4)$$

где  $j$  – амплитудная плотность тока;  $r$  – радиус проводника,  $a$  – расстояние от центра проводника (при определении  $P$  для центра проводника  $a = 0$ ).

$Z$ -пинч эффект рассчитывается по формуле [8]:

$$\Delta\sigma_{pinch} = 2\nu P \quad (1.5)$$

где  $\nu$  – Коэффициент Пуассона

В работах [9] рассмотрены физические условия возникновения пондеромоторных эффектов при прохождении импульсного тока в проводящих материалах. Показано, что в условиях электропластичности реализация оптимальных значений пондеромоторных факторов достигается при частотах, когда магнитное поле не успевает существенно проникать в материал, при этом скорость диффузии будет зависеть как от проводимости металла, так и частоты тока. С ростом частоты следования импульсов тока магнитное и электрическое поля смещаются к поверхности образца, а с увеличением радиуса образца наблюдается рост напряженности магнитного поля и уменьшение плотности тока. При одной и той же геометрии образцов пинч-эффект выражен сильнее на материале с более высокой электропроводностью.

На примере сурьмы, авторы работы [10] произвели расчет пинч-эффекта и получили 0,45 и 1,013 Па для 2 и 5 мм соответственно, что позволило сделать вывод о квадратичной зависимости Пинч-эффекта от радиуса образца и от плотности тока. Расчеты скин слоя для сурьмы показали, что он равен 0,044 мм, при круговой частоте  $10^5$  Гц.

#### **1.1.4. Магнитомеханический эффект**

Известно, что вокруг проводника с постоянным или импульсным током индуцируется соответствующее постоянное или импульсное магнитное поле. Показано, что оно влияет на движение дислокаций при пластической деформации после обработки полем, что сказывается на механических свойствах проводника [11]. Магнитное поле влияет на ферромагнитные составляющие (примеси, фазы, частицы) в составе материала. Намагничивание ферромагнетиков создает внутренние напряжения в матрице материала, что сказывается на снижении прочности, ползучести, микротвердости, а также способствует увеличению динамики дислокаций

[12]. Качественные оценки такого влияния показывают, что во внешнем поле индуктивностью от 1 Тл увеличение скорости ползучести алюминия может составлять 25%% [12]. Физический механизм такого воздействия связан с спиновым разупрочнением металлов [13] и коэрцитивной силой. В основе спинового разупрочнения металлов лежит преобразование магнитным полем синглетного состояния в триплетное реакционных пар электронов, расположенных на локальных стопорах, состоящих из примесных атомов. Такие примеси чаще всего располагаются в вакансиях около краевых дислокаций. Переход в триплетные состояния, находящиеся на более высоком энергетическом уровне, облегчает движение сквозь дислокационные препятствия, что приводит к увеличению скорости перемещения дислокации, а также к снижению напряжения последующей пластической деформации. Ввиду различия в спиновой комбинации электронных пар, радикальные пары были разделены на четыре состояния как S, T<sub>0</sub>, T<sup>+</sup> и T<sup>-</sup>, которые показаны на рис. 1.3.

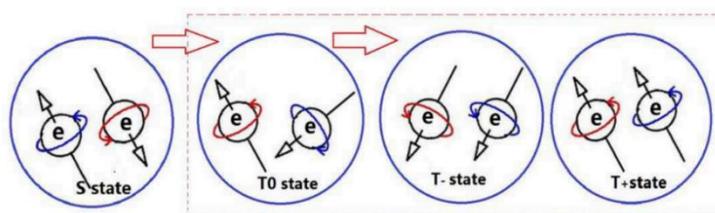


Рис. 1.3. Четыре состояния радикальных пар [14]

Математическая модель, построенная авторами, предсказывает, что добавление примесей (Fe, Co или Ni в Cu) приведет к более быстрому увеличению падения напряжения  $\Delta\sigma$  по сравнению с эффектом добавления немагнитных примесей, например, P или Al в Cu.

В работе [15] рассматриваются механизмы действия магнитного поля на различные материалы. Показано, что в результате спиновой конверсии происходит срыв дислокаций от точек закрепления в виде примесей. Однородное магнитное поле действует на заряженные движущиеся дислокации с силой Лоренца и может ускорять их перемещение. Также рассматривается механизм спинового разупрочнения, в частности воздействие

магнитного поля на спиновые степени свободы, помимо действия на орбитальные магнитные моменты.

В работе [14] сплав TC4 (Ti-6Al-4V) подвергали обработке статическим магнитным полем с индукцией ( $B = 0 \div 7$  Тл). Результаты показали увеличение плотности дислокаций. Она достигала максимума при  $B = 2$  Тл, что усиливалось в 1,6 раза по сравнению с необработанными образцами. В квантовом масштабе магнитное поле способствовало переходу пар радикалов из синглетного в триплетное состояние, что вызывало движение дислокации, приводило к отщеплению дислокации от центра открепления и увеличивало подвижность дислокации. Кроме того, магнитное поле способствовало увеличению относительного удлинения по сравнению с необработанным образцом. И удлинение увеличивалось с увеличением интенсивности магнитной индукции  $B$  (рис. 1.4).

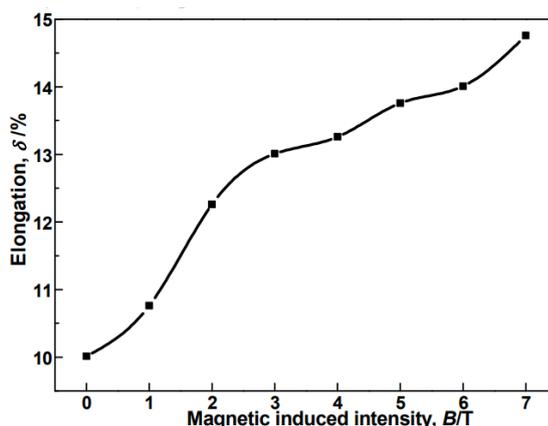


Рис. 1.4. Влияние магнитной индукции на удлинение сплава TC4 [14]

Кроме того, при  $B = 2$  Тл отмечается увеличение микротвердости на 8,09% по сравнению с таковой без обработки. Авторы отмечают, что сплав, обработанный магнитным полем склонен к динамической рекристаллизации с последующим уменьшением зерна и приводят возможный механизм (рис. 1.5).

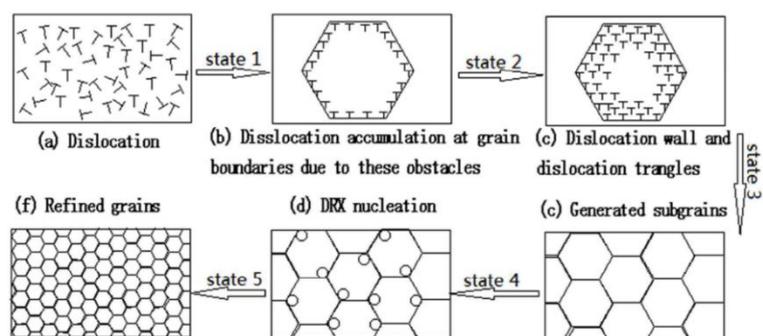


Рис. 1.5. Схема динамической рекристаллизации и измельчения зерен в магнитном поле [14]

В работах [16] отмечается, что выдержка образцов алюминия и титана в магнитном поле (до 1 Тл) при комнатной температуре инициирует магнитострикционное расширение ферромагнитных включений, что приводит к генерации свежих дислокаций и увеличению скорости ползучести.

Анализ работ [16; 17; 18] показывает, что существует ощутимое воздействие постоянного магнитного поля на механические свойства таких парамагнетиков, как алюминий и титан. Эффект возникает при пластической деформации после выдержки в магнитном поле, а также непосредственно при его воздействии одновременно с деформацией. Наличие в данных материалах ферромагнитных примесей при достаточной индукции магнитного поля может служить дополнительным источником новых дислокаций, порождаемых за счет коэрцитивной силы. Минимальная индукция магнитного поля, использованного в работах, составляет 0,3 Тл.

## 1.2. Электропластический эффект и его механизмы

Электропластический эффект (ЭПЭ) – явление, характеризующееся резким снижением сопротивления металла деформированию и повышением его пластичности под влиянием электрического тока большой плотности [1]. ЭПЭ проявляется при одновременном воздействии тока и пластической деформации. Действие ЭПЭ неразрывно связано с движением дислокаций. Данный факт продемонстрирован в отечественной монографии [19], где на примере монокристалла цинка показан постепенный переход от отдельных

скачков к их полному отсутствию при включенном источнике тока, но остановленной деформации. К такому же выводу пришли зарубежные авторы работы [20] при испытании титановой проволоки. Однако скорость деформации также играет важную роль. В работе [21] авторы выполнили испытания на растяжение с высокой скоростью деформации на машине, оборудованной оснасткой типа «сплит-стержень Гопкинсона / Кольского». Результаты показали, ЭПЭ не наблюдался на образцах стали 304SS и титанового сплава Ti-6-4 толщиной 1 мм с приложенным током до 180 А / мм<sup>2</sup> при скорости деформации 1000 с<sup>-1</sup>. Авторы делают вывод, что данный факт связан с некоторой конечной скоростью движения дислокаций.

В зависимости от моды и режимов тока ЭПЭ может проявляться в виде снижения напряжения течения или в форме отдельных скачков. Подробнее данный вопрос будет рассмотрен в разделе 1.3. При обсуждении природы ЭПЭ необходимо отметить, что существует два подхода к определению ЭПЭ. Первый заключается в рассмотрении ЭПЭ как совокупности множества явлений, сопровождающих ток (рис. 1.6).

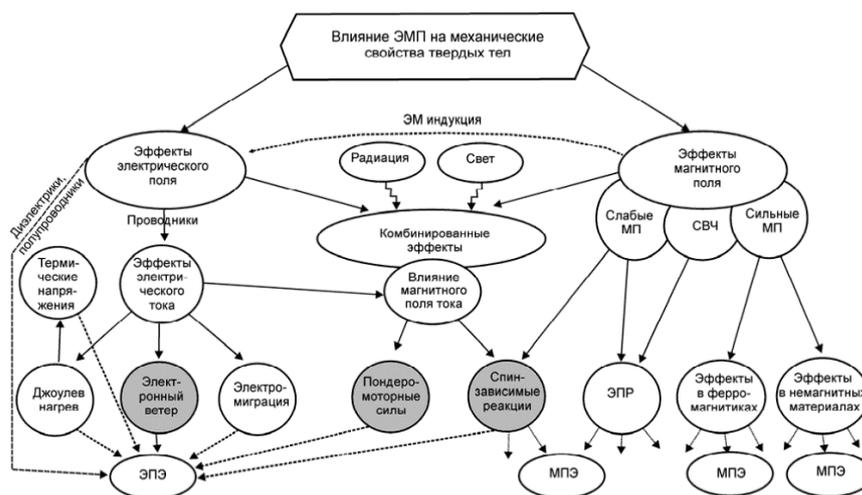


Рис. 1.6. Возможные каналы действия тока и электромагнитных полей [22]

Второй подход заключается в рассмотрении ЭПЭ как чисто электронно-дислокационного взаимодействия (электронный ветер) без учета различных

других эффектов (макроразогрев, спиновое разупрочнение, пинч-эффект и др.). В настоящей работе рассматривается второй подход.

ЭПЭ впервые был обнаружен при изучении воздействия электронного и  $\gamma$ -облучения в ускорителе на процесс деформации монокристаллов цинка [23]. В работе [13] показано, что пластичность металла повышается за счет облегчения срыва дислокаций, вызванного магнитным полем индуцированным током. Этот механизм позволяет объяснить основные особенности ЭПЭ, к которым относится его неполярность (зависимость эффекта от направления движения электронов в цепи), критическое значение плотности тока, а также зависимости снижения напряжения от плотности тока, температуры и т. д. Большой вклад в изучение ЭПЭ внес Н. Conrad в работе [24], где рассмотрено влияние электрического поля или соответствующего тока на пластическую деформацию металлов и даже проводящей керамики. Влияние внешнего поля, автор связал с миграцией вакансий или растворенных комплексов атом-вакансия по границам зерен к заряженной поверхности. Автор делает вывод, что постоянный электрический ток высокой плотности, приложенный либо непрерывно, либо в виде коротких импульсов, может значительно повысить скорость ползучести металлов в дополнение к побочному тепловому эффекту тока, который связан с Джоулевым разогревом. Механизмы, действующие в процессе ЭПЭ, рассматривались в работе [25], в которой автору удалось объяснить основные закономерности действия ЭПЭ, однако максимально полная теория ЭПЭ до сих пор не создана.

Существуют работы [26; 27; 28; 29], авторы которых частично или полностью отрицают существование ЭПЭ. Авторы работы [26] относят снижение напряжений течения к тепловому эффекту тока, приводя в своих исследованиях кривые деформации, сопровождаемые постоянным током (рис. 1.7).

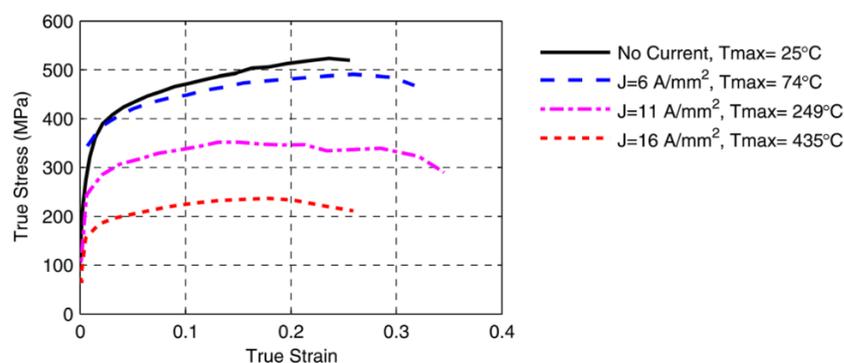


Рис. 1.7. Механическое поведение титана Grade 2 при растяжении с использованием постоянного тока [26]

В работе [27] рассматривается тепловая природа ЭПЭ и была предложена математическая модель воздействия электрического тока на пластическую деформацию конструкционной стали 08 ПС. Установлено, что увеличение скорости очагов пластического течения при воздействии тока обусловлено неоднородным нагревом (микроразогревом) поликристаллической структуры из-за различия удельных сопротивлений тела и границ зерен. В результате чего происходит проскальзывание зерен относительно друг друга.

В исследовании [28] проанализировано термомеханическое поведение коммерчески чистого титана при ЭПД. Проведенный авторами термоупругий анализ показал, что неоднородные градиенты температуры титана, возникающие в результате теплового действия тока, вызывают неоднородное тепловое расширение, а также измеримое тепловое напряжение сжатия в стационарных условиях. Прогнозируемое снижение напряжения было завышено, что авторы объяснили динамической рекристаллизацией, поскольку температура испытаний была ниже начала первичной рекристаллизации. Однако полностью объяснить атермический фактор авторам не удалось.

Результаты испытаний на растяжение чистой поликристаллической меди, железа и титана [29] показали нетепловые эффекты тока только для титана, в котором наблюдалось 20% снижение предела прочности по

сравнению с испытанием при соответствующих равных температурах. Авторы делают вывод, что механизмы электронного ветра и локального разогрева для деформации в сопровождении тока не дают достаточно больших эффектов, чтобы объяснить наблюдаемые для титана результаты. В качестве потенциального механизма наблюдаемых эффектов в титане авторы принимают рассеяние дислокаций тепловыми фононами и электронами, генерируемыми объемным разогревом.

В обзорных работах [30; 31] авторы обобщили имеющиеся теоретические и экспериментальные данные и выделили следующие основные механизмы ЭПЭ: электронный ветер, тепловой эффект, МПЭ и ослабление структурных связей. Авторы считают, что в металлических материалах тепловое действие тока является основным эффектом ЭПЭ. Исследования *In-situ* с помощью ПЭМ монокристаллической меди показали, что нет отличий в движении дислокаций от магнитного поля (магнитопластичность) или от передачи импульса на основе столкновений электронов (электронный ветер). Также было показано, что влияние ЭПЭ на напряжение течения можно спрогнозировать, используя предположение о 100% -ном тепловом действии тока. В результате авторы пришли к выводу, что основной непредсказуемой частью ЭПЭ является падение напряжения, вызванное возникновением электрического тока. Объяснение данного факта предлагается с помощью теории микроразогрева на дефектах, таких как границы зерен или микротрещины в металле. В данной теории предполагается, что границы зерен будут иметь повышенную плотность дислокаций по мере увеличения деформации, что, в свою очередь, увеличит удельное электрическое сопротивление границ зерен и приведет к увеличению теплового действия тока в этих местах. Разогретая дислокация становится более мобильной и перемещается в холодную область решетки, где тепло будет рассеиваться, что делает его (тепло) не обнаружимым на макроуровне.

В работе [32] был предложен один из наиболее вероятных механизмов воздействия электрического тока на металлические материалы. Он

заключается в действии направленного потока электронов на подвижные дислокации (электронный ветер).

*Электронный ветер* - эффект "увлечения" электрическим током в проводниках различных дефектов структуры: *вакансий, дислокаций* и т. п. Неоднородное поле деформаций, окружающее дислокации, рассеивает электроны проводимости, благодаря чему происходит увлечение дислокаций направленным потоком электронов и соответствующая пластическая деформация (электропластический эффект). Схематическое изображения действия «электронного ветра» показано на рис. 1.8, а.

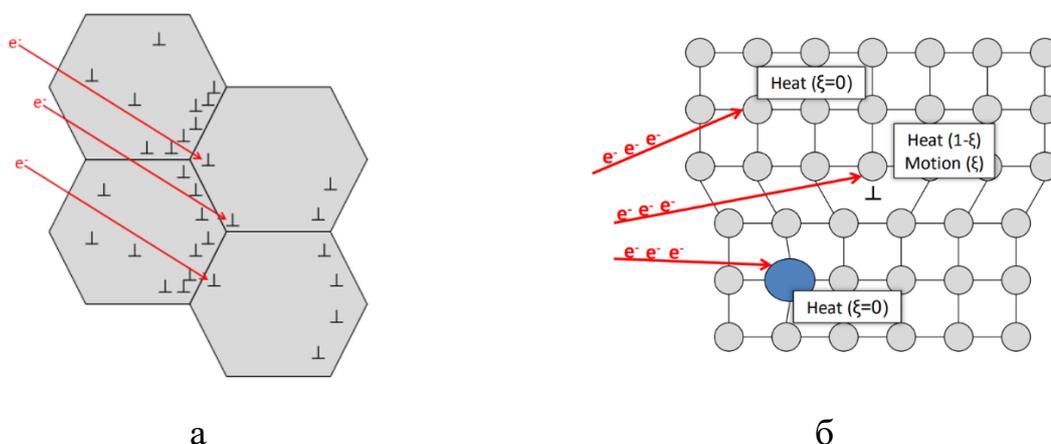


Рис. 1.8. Структурная модель действия механизма «электронного ветра» (а) и Взаимодействие электронов с препятствиями в решетке (б) [33]

В соответствии с третьим законом Ньютона на дефекты будет действовать сила электронного увлечения  $F_j$ , пропорциональная дрейфовой скорости электронов:

$$V = -j/(en) \quad (1.6)$$

Где  $j$  – плотность электрического тока,  $e$  – элементарный заряд,  $n$  – концентрация электронов проводимости. В результате воздействия электронного ветра на единицу длины дислокации действует дополнительная сила:

$$Fj = BV \quad (1.7)$$

Величина данной силы определяется коэффициентом  $B$  ( $\sim 10^{-4}$  г/(см · с) электронного торможения дислокаций [25].

При столкновении электронов (рис.1.8, б) с препятствующими движению дислокаций атомами (вверху) или примесями (внизу) выделяется только тепло. Однако, столкновение электронов с подвижными дислокациями (в центре), вызывает не только выделение тепла, но и движение дислокации [33]. В зависимости от температуры испытания вклад «электронного ветра» в общее снижение напряжения течения может меняться. С повышением температуры эффект электронного ветра снижается и при температурах  $\sim 600$  °С в титановом сплаве Ti6Al4V практически отсутствует [34].

В работе [35] проводились испытания на одноосное растяжение при температуре 300 К, с целью определения воздействия импульсного тока высокой плотности ( $10^3$  А/мм<sup>2</sup> длительностью 60 мкс) на напряжение течения в различных поликристаллических металлах (Al, Cu, Ni, Fe, Nb, W и Ti). Падению нагрузки способствовали как упругие, так и пластические деформации. Анализ вклада пластической деформации в перепады нагрузки позволил авторам сделать предположение, что данное явление связано с увеличением подвижности дислокаций за счет действия свободных электронов.

Таким образом, несмотря на давнее открытие ЭПЭ дискуссия о его природе, механизмах и их отдельных вкладах продолжается, поэтому необходимо детально рассмотреть все возможные механизмы и условия для возникновения ЭПЭ.

### **1.2.1. Критическая плотность тока**

Критической плотностью тока ( $j_{кр}$ ) – является минимальная плотность тока, вызывающая снижение напряжения течения. На существование данного параметра первым обратил внимание Н. Conrad [24]. В зависимости от вида и режима тока снижение напряжения может быть как плавным, так и в виде отдельных скачков, соответственно и  $j_{кр}$  может отличаться. В настоящей работе  $j_{кр}$  будет определяться в зависимости от скважности и длительности импульса.

Для получения достоверных данных о  $j_{кр}$ , помимо ЭПЭ необходимо учитывать тепловой эффект, который проявляется как в снижении напряжения течения, посредством теплового расширения (дилатометрический эффект). Основная теория ЭПЭ (электронный ветер) связана с воздействием потока электронов на дислокационную структуру металла. Для того, чтобы «сорвать» дислокации с локальных стопоров (атмосферы Котрелла, Сузуки, Снука) необходима определенная энергия, при достижении которой происходит лавинообразное движение дислокаций. Критическая (пороговая) плотность тока в данном случае является эквивалентом энергии, необходимой для «срыва» дислокаций.

Авторы работы [19] показали наличие  $j_{кр}$  и определили ее значение для некоторых материалов. Например, для монокристаллов цинка  $j_{кр} = 500 \text{ А/мм}^2$  при диаметре образца 1 мм. Испытания проводили в жидком азоте, что позволило исключить поверхностный разогрев. В работе [24], автор определяет критическую плотность тока для различных металлов по результатам испытаний на ползучесть. Интересно, что  $j_{кр}$  для Zn оказалась разной у авторов данной работы и авторов работы [19]. Это может быть связано с формой импульса тока, скоростью деформации [36] или структурным состоянием материала. На рис. 1.9 показано, что хорошо проводящие ГЦК металлы (Al, Cu) имеют большую  $j_{кр}$ , чем слабо проводящие ГПУ металлы (Zn, Ti).

Авторы работы [2] проводили испытания на сжатие металлов с ГПУ решеткой: Ti, Mg и Zn. В процессе экспериментов была подтверждена гипотеза о существовании критического значения плотности тока, при котором происходит существенное изменение пластического поведения. Величина этого критического значения для анализируемых материалов примерно соответствует значениям, находящимся в диапазоне от 1,6 до 2,0 кА/мм<sup>2</sup>.

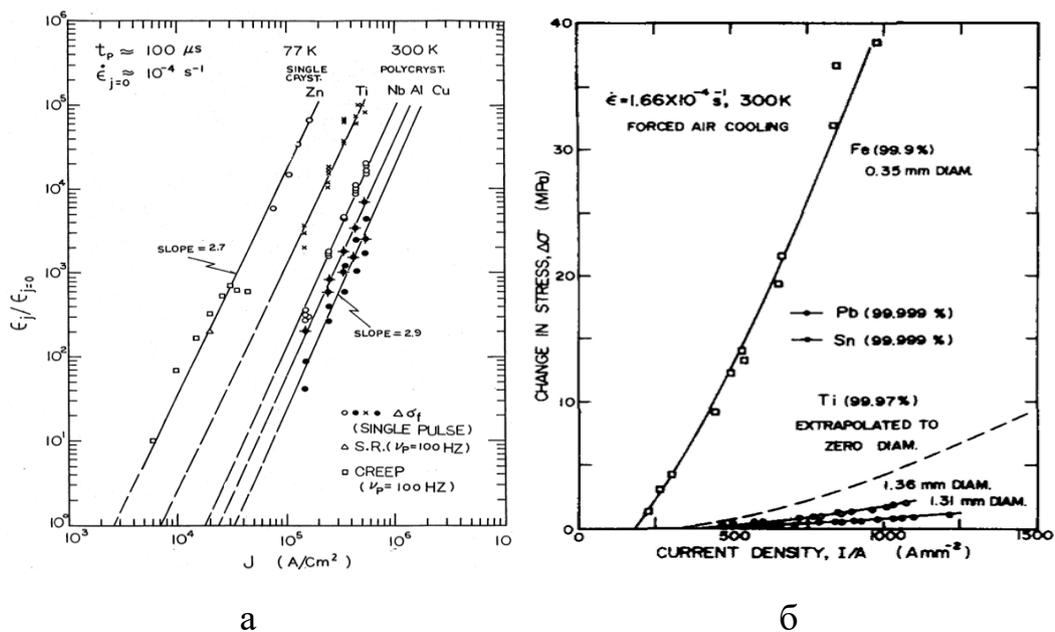


Рис. 1.9. Критическая плотность тока при ползучести (а) [24] и растяжении (б) [20]

В работе [36] исследуются изменения свойств различных металлов (алюминий, медь, железо и сплавы на основе титана) при сжатии в сопровождении переменного электрического тока. Рассмотрена теория электромиграции и электропластичности и проанализированы ее следствия.

Кривые постоянной деформации сходятся к определенному значению напряжения по мере увеличения плотности тока (рис. 1.10). Эта точка соответствует плотности тока, при которой материал начинает проявлять резкое снижение напряжения течения/сверхпластическое поведение, например, для титана марки Grade 5 эта точка равна  $20 A/mm^2$  (рис.1.10).

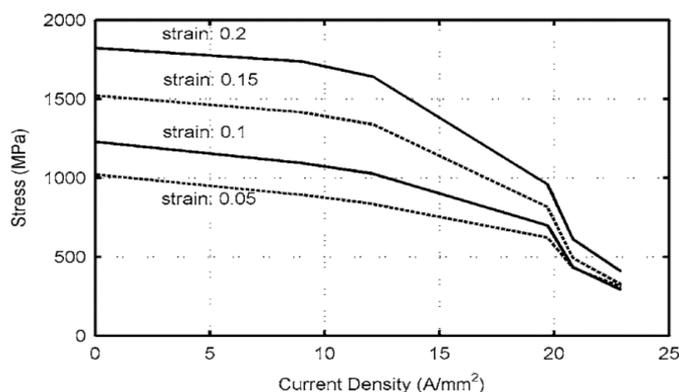


Рис. 1.10. Снижение предела прочности титана Grade 5 при воздействии переменного тока [36]

Особенно отмечается, что деформационно-напряженное поведение титана значительно изменялось при очень низких плотностях тока по сравнению с другими исследованными материалами. Это увеличение эффективности электричества частично связано с очень высоким удельным сопротивлением титана. Также показано, что приложенный электрический ток увеличивает ковкость материалов, допуская большую деформацию до растрескивания.

В работе [37] при растяжении титанового сплава Ti – Al (7 ат.% Al) авторы пришли к выводу, что критический порог электропластичности, в данном случае, может быть намного ниже критического тока, установленного в работе [36] и отмечающегося при падении напряжения течения.

В работе [38] был проведен эксперимент по поэтапному формированию тонкого листа из титанового сплава TC4 (Ti-6Al-4V) с помощью импульсного тока плотностью 4,0 ~ 10,9 А/мм<sup>2</sup> частотой 140 Гц. Угол пружинения заметно уменьшался, когда плотность тока увеличивается до 4,8 А/мм<sup>2</sup>. Следовательно, пороговое значение плотности тока может существовать между 4 и 4,8 А/мм<sup>2</sup> для электропластического эффекта титанового сплава TC4.

Результаты приведенных в работе [39] исследований позволили авторам предположить, что с точки зрения одномерных переменных существует пороговое значение в выбранных параметрах электрического импульса, такое как критическая плотность тока, критическая длительность импульса и критический период импульса. Когда отдельная переменная электрического импульса все еще не достигает порогового значения, она может оказывать прямое или линейное влияние на механические свойства (т.е. постоянное снижение растягивающего напряжения при увеличении максимального удлинения), как и значение этой переменной увеличивается. Когда это критическое значение достигнуто или превышает, заметного влияния на механические характеристики образцов, подвергнутых электрической деформации, не происходит.

Таким образом  $j_{кр}$  зависит от типа кристаллической решетки материала (электропроводности), скорости деформации, формы импульса тока. Среди рассмотренных работ отсутствует прямое сравнение влияния типа деформации, размера зерна и структурно-фазового состояния материалов.

### 1.3. Влияние вида и режимов тока на деформационное поведение металлических материалов

От вида используемого тока зависит величина теплового эффекта тока (рис. 1.11). Высокое тепловое воздействие, сопровождающее переменный и постоянный ток, затрудняет обнаружение ЭПЭ, ММЭ, МПЭ, скин, и пинч эффектов.

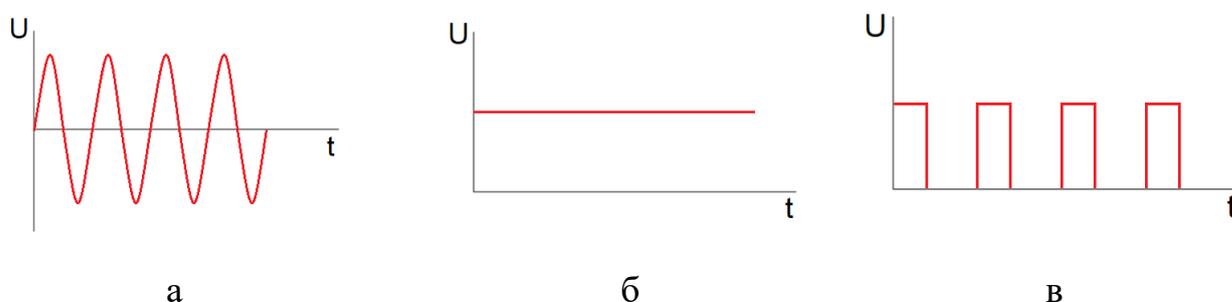


Рис. 1.11. Виды тока: а – переменный; б – постоянный; в – импульсный

Применение импульсного тока в зависимости от режима (плотность тока ( $j$ ), скважность ( $Q$ ), частота ( $F$ ), длительность импульса ( $\tau$ ), форма импульса) может изменять вид кривых деформации и приводить либо к появлению скачков механического напряжения в упругой и упругопластической области при высокой скважности и достаточной плотности (кривая 2, рис. 1.12), либо к снижению напряжений течения при низкой скважности (кривая 3, рис. 1.13). Более подробная информация будет приведена в главе 3.

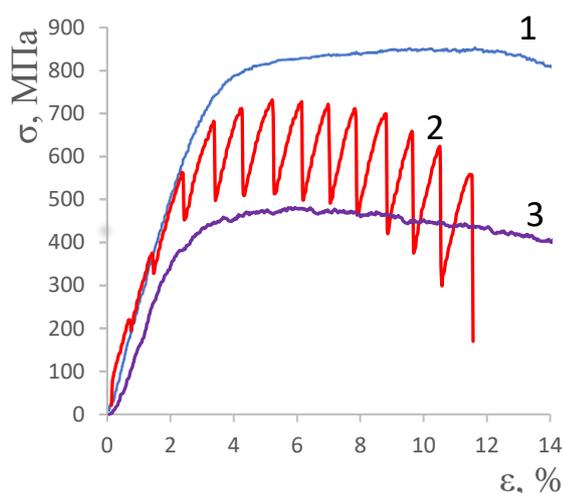


Рис. 1.12. Деформационное поведение титана Grade 4 при одноосном растяжении: 1 – без тока; 2 – одиночные импульсы тока высокой плотности ( $j = 860 \text{ А/мм}^2$ ) и скважности ( $Q = 5000$ ); 3 – ток низкой плотности ( $j = 60 \text{ А/мм}^2$ ) и скважности ( $Q = 10$ ) [40]

#### *Влияние плотности тока*

В работах [20; 34; 36; 38; 39; 41] увеличение плотности тока при ЭПД титана и его сплавов, при различных схемах деформации, приводило к снижению напряжения течения. В некоторых случаях увеличивалось относительное удлинение до разрушения, изменялся характер деформационного упрочнения. В работе [39] представлены результаты воздушной гибки полосок нержавеющей стали AISI 304 с использованием электричества с учетом равновесия сил и моментов. Авторы рассматривали электропластический эффект и термоэлектрическое разупрочнение. В процессе исследования варьировались параметры импульса и оценивалось уменьшение изгибающей силы. Результаты экспериментов показали, что увеличение плотности тока с 20 до 30  $\text{А/мм}^2$  способствует снижению напряжения течения в процессе деформации и значительно снизить (на 77%) упругий возврат.

В ходе экспериментов [36] по сжатию алюминия 2024 T35 и титанового сплава Grade 5 было установлено, что при повышении плотности постоянного электрического тока происходит снижение напряжения течения (рис. 1.13).

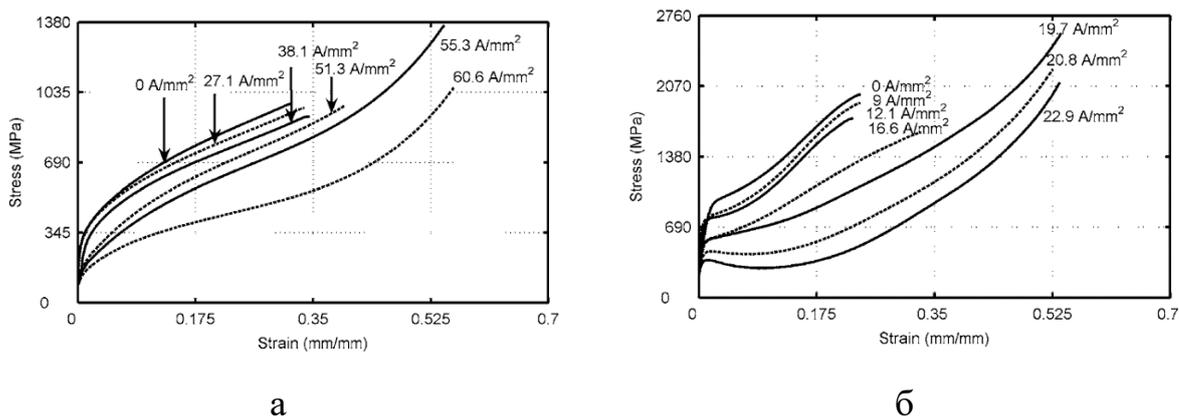


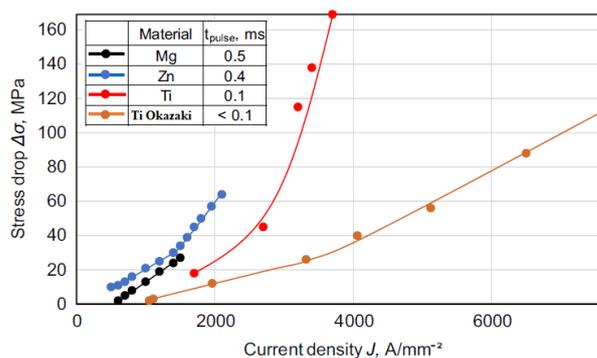
Рис. 1.13. Кривые напряжения-деформации в экспериментах по сжатию с постоянным током: а - алюминий 2024 Т35; б – титановый сплав Grade 5 [36]

В работе [42] в ходе экспериментов по растяжению титанового сплава ТС11 в сопровождении импульсного тока ( $Q = 5$ ;  $\tau = 2$  мс;  $F = 100$  Гц) показано, что напряжения течения уменьшаются, но удлинение ведет себя неоднозначно. Оно уменьшается при плотности тока менее  $8,1 \text{ A/mm}^2$ , а при больших плотностях увеличивается почти в два раза. В работе [38] при ЭПД титанового сплава ТС4 изгибом, помимо снижения напряжения течения, отмечалось исчезновение трещин и уменьшение угла пружинения при увеличении плотности тока. В экспериментах по электропластической прокатке (ЭПП) [43; 19] увеличение плотности тока приводило к улучшению деформируемости титановых сплавов. В исследовании [44] образцы, вырезанные из холоднокатаного листа титанового сплава ТА15, подвергались ЭИО. Увеличение плотности тока приводило к залечиванию микротрещин и увеличению пластичности за счет локальной рекристаллизации. Хотя данная работа и не является примером использования ЭПЭ, но сама возможность использования тока для залечивания трещин кажется очень интересной.

Авторы работы [2] сравнивали величину критической плотности тока, в ходе экспериментов на сжатие поликристаллов цинка, магния и титана.

Material	Electric current density $J$ [A/mm <sup>2</sup> ]	Stress drop $\Delta\sigma$ [MPa]
Mg	800	8
	1100	18
	1500	27
Ti	1700	18
	2100	28
	2400	38
	3700	169
Zn	800	16
	1600	39
	2100	64

а



б

Рис. 1.14. Влияние плотности электрического тока  $j$  на снижение напряжения  $\Delta\sigma$  для Mg, Ti и Zn [2]: а – табличные значения результатов работы [2]; б – сравнение результатов работы Herbst [2] с результатами Okazaki [20; 45].

Как показано на рис 1.14, одинаковое снижение напряжений течения происходит при разных плотностях отдельных импульсов тока для разных ГПУ металлов. Наиболее чувствительным к импульсам тока оказался цинк (падение на 16 МПа при плотности тока 800 А/мм<sup>2</sup>), за ним следует магний (такой же уровень размягчения при 1100 А/мм<sup>2</sup>) и затем титан с таким же уровнем размягчения при 1700 А/мм<sup>2</sup>.

Также отмечается, что двукратное увеличение плотности тока (с 800 до 1500 А/мм<sup>2</sup>) привело к уменьшению снижения напряжений в 3,5 раза для магния и лишь в 2,5 раза для цинка. Дальнейшее увеличение плотности тока до 2100 А/мм<sup>2</sup> приводило к менее резкому увеличению падения напряжений в цинке. Соответственно, интенсивное падение напряжений в титане наблюдается только при плотностях тока, значительно превышающих 2400 А/мм<sup>2</sup>. На рис. 1.14 приводится сравнение результатов работы Herbst [2] с результатами Okazaki [20; 45]. Herbst и соавторы объясняют различие полученных данных влиянием размера образца и схемы деформации (в одном случае растяжение в другом сжатие), что оказывает большое влияние на реакцию материала. Еще одно ключевое отличие по мнению авторов работы

[2] заключалось в том, что у авторов [20; 45] ток подводился в пластической области, а в работе [2] использовалось механическое напряжение значительно ниже начала пластической деформации. Третьей причиной по мнению авторов [2] может являться качество контакта между образцом и источником электропитания.

#### *Влияние длительности импульса.*

В работах [19; 2; 46; 47] авторы исследовали электропластическое действие тока в зависимости от длительности импульсов тока. В работе [19] показано, что увеличение длительности импульса тока, так же, как и увеличение плотности тока способствует снижению напряжения течения (рис. 1.14). Авторами отмечается, что пластическая деформация начинается не сразу, а по истечению некоторого времени (единицы или десятки секунд).

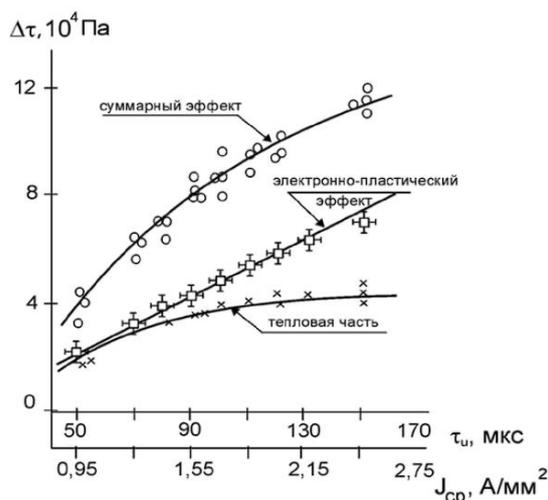


Рис. 1.14. Зависимость снижения напряжений  $\Delta\tau$  в кристаллах цинка от длительности импульсов тока  $\tau_{и}$  и величины средней плотности тока  $J$  [19]

С увеличением длительности импульсов тока (рис. 1.14) величина ЭПЭ усиливается, а сам эффект проявляется начиная также с некоторых пороговых значений длительностей импульсов тока, соответствующих по величине временам элементарных скачков деформации в кристаллах цинка. Зависимость эффекта от длительности импульсов авторы связывают с изменением импульса дислокационной структуры кристаллов.

Авторы работы [2] отмечают, что падение напряжения течения зависит от величины длительности импульса, но не объясняется одним лишь тепловым действием тока. В подтверждение своей теории, авторы произвели расчет теплового действия тока в зависимости от длительности импульса. Результаты расчета  $\Delta T$  (рис. 1.15) хорошо коррелировали с экспериментальными данными полученными авторами в ходе экспериментов по сжатию Mg, Zn и Ti (рис. 1.14).

Влияние длительности импульса на механическую деформацию изгиба металлического стального листа 304 был проведен Саландро и его коллегами [46]. Результаты (рис. 1.16, б) позволяют предположить, что степень снижения упругости сильно зависит от длительности импульса. Пружинение (упругий возврат) можно полностью удалить, после разгрузки при введении импульсного тока в течении 3 секунд.

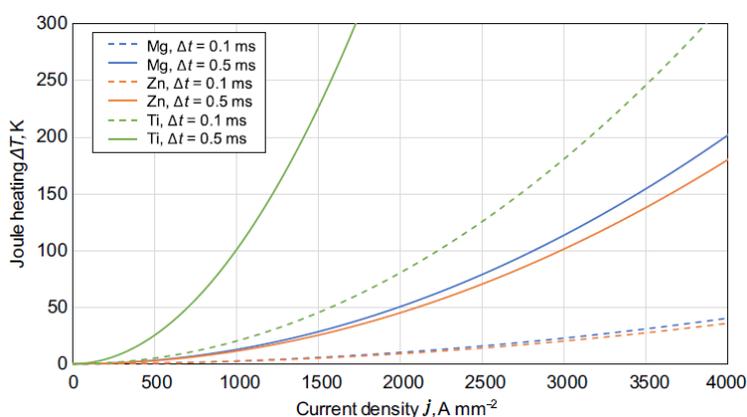
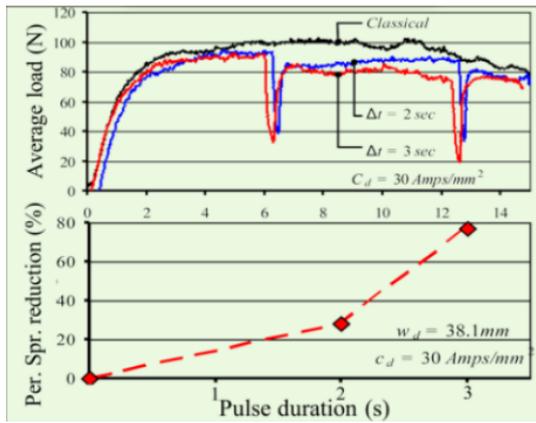
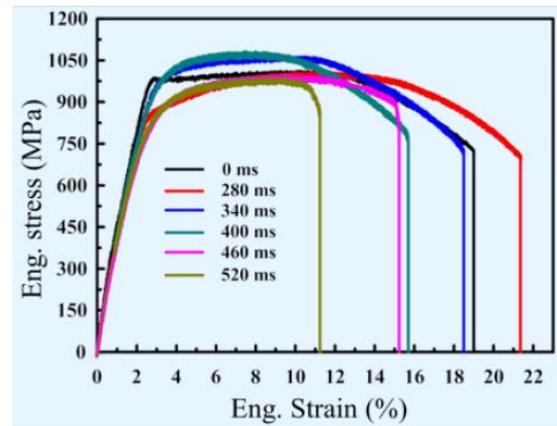


Рис. 1.15. Расчетное увеличение температуры  $\Delta T$  в зависимости от плотности тока  $j$  и длительности импульса в Mg, Zn и Ti [2]

Авторы [47] сообщили, что существует пороговый эффект длительности импульса, проявившийся во время растяжения в сопровождении тока титанового сплава (Ti-6Al-4V). Видно (рис. 1.16, б), что снижение предела текучести, так и увеличение удлинения до разрушения достигаются при использовании относительно малой длительности импульса 280 мс. При дальнейшем увеличении длительности импульса более чем в 280 мс максимальное удлинение, начинает постепенно уменьшаться.



а



б

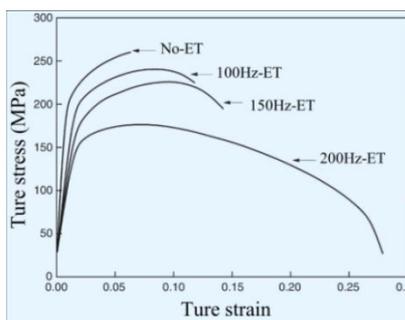
Рис. 1.16. Влияние длительности импульса на механическое поведение стали 304 при изгибе (а); титанового сплава Ti-6Al-4V при растяжении (б) [47]

Следует отметить, что предел прочности образцов, подвергшихся двум видам длительности импульса (340мс и 400мс), выше, чем у исходного образца.

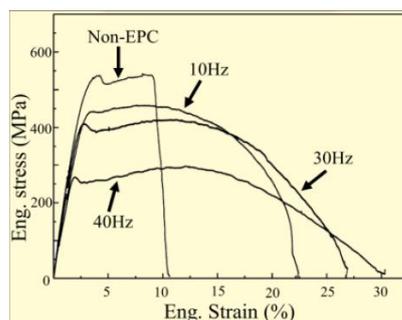
#### *Влияние частоты и периода тока*

Авторы работ [19; 48; 49; 50] исследовали влияние частоты тока и периода следования импульсов тока на величину ЭПЭ.

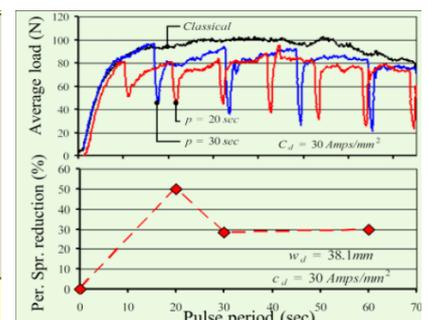
На рис. 1.17 показано, как различные периоды и частоты импульсов могут оказывать влияние на деформационное поведение металлов и сплавов в процессе деформации в сопровождении импульсного тока.



а



б



в

Рис. 1.17. Влияние частоты (периода) импульсов на деформационное поведение сплава Mg-Al-Zn (а) [48]; суперсплава GH4169 (б) [49]; стали 304 (в) при изгибе [50]

В работе [48] авторы изучили поведение образцов магниевого сплава (Mg-Al-Zn) при электроимпульсном воздействии с различной частотой импульсов. Их результат (рис. 1.17, а) показывает, что при относительно низкой частоте импульсов, например 100 Гц и 150 Гц, удлинение материала заметно увеличивается по сравнению с удлинением образца, испытанного без тока. При дальнейшем увеличении частоты импульсов до 200 Гц удлинение образца, является наибольшим – 27,9%.

В [49] исследовали деформационное поведение суперсплава GH4169 вводя импульсные токи частотой от 0 до 40 Гц (рис. 1.17, б). С повышением частоты импульсов вплоть до 40 Гц, напряжение течения постепенно снижается, а максимальное удлинение увеличивается в три раза, по сравнению с образцом, испытанным без тока.

Результаты исследования Саландро [50] показывают, как различные периоды импульсов могут влиять на изгиб нержавеющей стали 304 в сопровождении тока (1.17, в).

Видно, что импульсы с периодом 20 секунд создают более низкий профиль нагрузочного напряжения по сравнению с тестами с периодом 30 с. Однако амплитуда скачка больше у импульса с периодом 30 с. Автор заключает, что период импульса в 20 секунд лучше подходит для снижения пружинения.

В работе [19] авторы исследовали электропластическое действие импульсного тока в зависимости от его частоты при длительности импульса 250 мкс. Наблюдаемое уменьшение амплитуды скачка  $\Delta\sigma_a$  с ростом частоты тока (рис. 1.18). В предельном случае при высокой частоте следования импульсов скачки должны исчезнуть, а сопротивление деформированию снизится максимально.

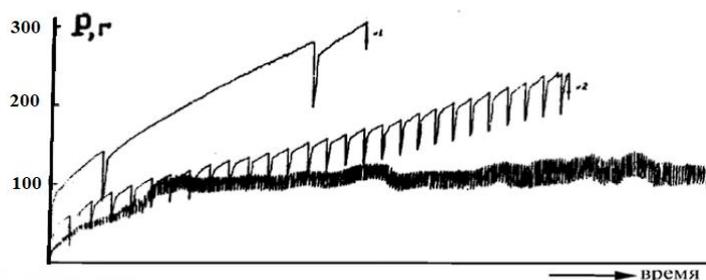


Рис. 1.18. Влияние частоты следования импульсов на кривые растяжения монокристаллов цинка при частоте 0,05 и 0,005 Гц [19]

Вместе с тем, величина отдельных скачков деформации снижается в связи с истощением дислокационной структуры в предыдущих импульсах тока.

Причину кратного уменьшения амплитуды скачков авторы видят в истощении дислокационной структуры в предыдущих импульсах тока. Роль частоты очевидно важна для эффективных попыток дислокаций преодолеть препятствия в плоскостях скольжения.

#### *Влияние скважности*

Изучение ЭПЭ в сплаве Ti-6Al-4V предпринималось в работе [42], где использовались режимы тока с различной скважностью, плотностью и скоростью деформации. Авторами были сделаны выводы по влиянию тока на напряжение течения, относительное удлинение, структуру, однако по влиянию скважности авторы не приводят конкретных выводов.

В работе [51] рассмотрено влияние импульсного тока на деформацию растяжения титана, полученного постдеформационным отжигом после холодной прокатки в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состояниях. Изучено влияние скважности импульсного тока в широком диапазоне на форму кривых растяжения и механические свойства. Показано, что уменьшение скважности приводит к усилению теплового воздействия тока и снижению напряжений течения, прочности и пластичности, а также к интенсивному шейкообразованию. Увеличение скважности приводит к отсутствию нагрева и возникновению электропластического эффекта и

повышению прочности и пластичности, что зависит от структурного состояния крупнозернистого титана и способа его получения.

#### *Влияние направления тока*

В работе [19] проводились опыты по релаксации (Рис.1.19) с изменением направления тока при 78 °К на монокристаллах цинка (99,998% Zn), кадмия (99,9995% Cd) и свинца (99,9995% Pb) длиной 30 мм и диаметром ~1мм. Импульсы имели длительность  $0,65 \cdot 10^{-4}$  сек., амплитудные значения  $j_m = 400$  А/мм<sup>2</sup> и частоту  $F = 100$  Гц. До начала релаксации кристаллы растягивались со скоростью 0,04 мм/мин. На рис. 1.18 показано, что смена направления тока при, казалось бы, закончившейся релаксации (на дне релаксационной кривой) вызывает новую, хотя и слабую, релаксацию напряжений.

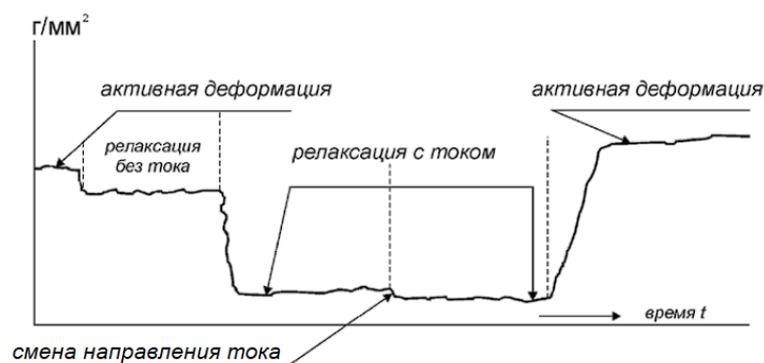


Рис. 1.19. Влияние полярности тока на релаксацию монокристаллов цинка [19]

Анализ литературы показал, что наиболее эффективным является использование для ЭПД постоянного тока, но разупрочнение в этом случае происходит, в основном, за счет теплового действия тока. Использование импульсного тока позволяет снизить температуру испытания и сместить соотношение вкладов в сторону ЭПЭ.  $j_{кр}$ , для проявления ЭПЭ в титановых сплавах составляет по разным данным от 4,8 А/мм<sup>2</sup> до 20 А/мм<sup>2</sup>. Разброс значений может быть связан с видом используемого тока, различием в скорости испытания, с химическим составом рассматриваемых сплавов, с способом подведения тока и с видом испытания (растяжение, сжатие). Увеличение плотности обратно пропорционально снижению напряжения

течения и росту температуры. Увеличение длительности импульса тока способствует большему разупрочнению, увеличение его частоты – переходу от отдельных скачков напряжения к равномерному его снижению. Направление тока играет незначительную роль в снижении напряжения течения, однако наличие разницы в проявлении эффекта свидетельствует о его полярности. В литературе практически отсутствуют сведения о влиянии скважности на ЭПЭ.

## **1.4. Особенности ЭПЭ в различных схемах деформации**

### **1.4.1. Растяжение**

Испытание на растяжение является стандартным методом определения механических свойств материалов, вследствие чего наибольшее количество рассмотренных работ посвящено данному испытанию в присутствии тока.

В работе [20] показан типичный пример влияния отдельных импульсов тока плотностью  $j = 1000 - 8000 \text{ А/мм}^2$  и длительностью 100 мкс. на кривую истинного напряжения – деформации (рис. 1.20) при растяжении для титановой проволоки диаметром 0,51 мм. Напряжение течения резко уменьшается при приложении импульса тока. Авторы отмечают, что в момент почти мгновенного падения напряжения (относительно времени) происходит небольшое увеличение пластической деформации из-за эффектов релаксации напряжения, что приводит к небольшому отрицательному наклону кривой напряжения-деформации по мере снижения напряжения. Подобные явления также могут проявляться из-за высокой скорости перемещения диаграммной ленты записи событий.

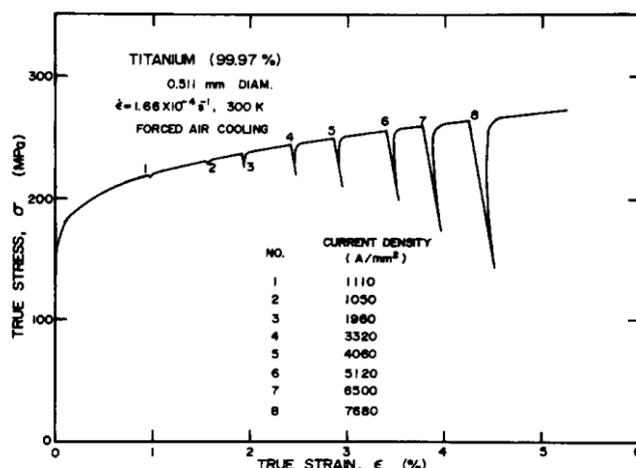


Рис. 1.20. Влияние плотности импульсного тока на деформационную кривую титана [20]

Также авторы показали зависимость ЭПЭ от диаметра образца (рис. 1.21; 1.22). Видно, что для увеличения диаметра образца во всех случаях кроме 0,122 мм приводит к увеличению напряжения течения.

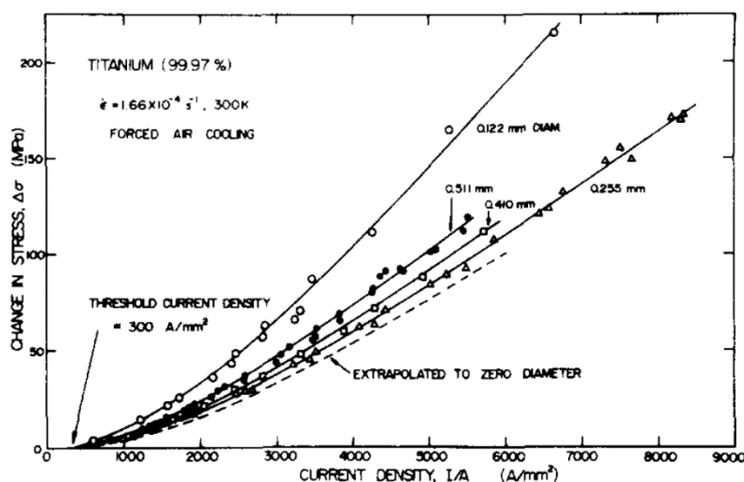


Рис. 1.21. Влияние плотности импульсного тока на снижение напряжения в зависимости от диаметра образца [20]

Величина снижения напряжения увеличивалась с увеличением максимальной плотности приложенного тока. Отмечается, что напряжение быстро падает при приложении импульса тока, но медленнее возвращается к исходной кривой после прекращения действия импульса. Установлено, что верхняя огибающая кривой растяжения с импульсами тока такая же, как и у

отдельного образца, деформированного без импульсов тока. Это совпадение свидетельствует об отсутствии изменения дислокационной структуры в результате пульсации тока, т. е. изменения атермической составляющей напряжения течения. Таким образом авторами делается вывод, что первичным эффектом импульса тока является усиление подвижности дислокаций.

Авторы делают заключение, что для всех рассматриваемых металлов при заданной плотности тока снижение напряжения течения  $\Delta\sigma_a$  не зависит от деформации  $\epsilon$ . Побочным эффектом импульсов тока является выделение тепла. Авторами было подсчитано, что снижение напряжения течения, обусловленного тепловым расширением, может составлять не более 10%.

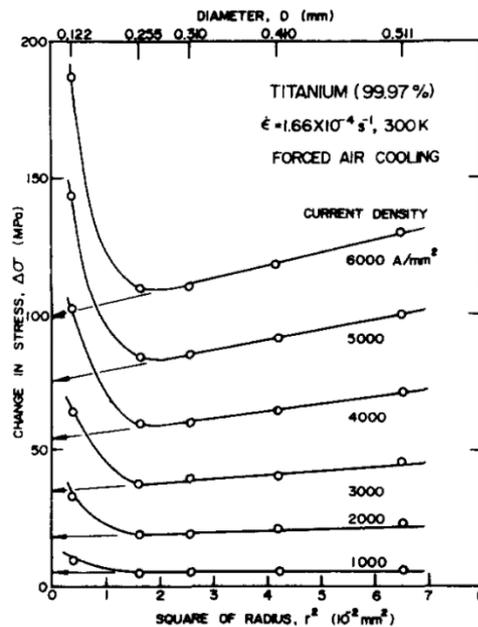


Рис. 1.22. Влияние размера образца на снижение напряжения из-за импульсного тока в зависимости от плотности тока [20]

В последующей своей работе [45] авторы показали изменения напряжения течения в зависимости от плотности тока для образца титановой проволоки диаметром 0,42 мм. при 300 К и скорости деформации  $1,7 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . В результате исследования авторами был сделан вывод, что взаимодействие электронов с движущимися дислокациями может быть линейной функцией средней дрейфовой скорости электронов.

Поскольку снижение напряжений течения при введении тока обусловлено одновременным действием нескольких факторов, то в ряде работ исследован вклад теплового, скин и пинч эффектов. Например, в [52] выполнен расчет величины снижения напряжения от скин и пинч эффектов при растяжении титана с одиночными импульсами тока ( $j = 10^3 - 10^4$  А/мм<sup>2</sup>,  $\nu = 1$  с/55 мкс,  $T = 77$  и 300 К), который показал, что она меньше общего снижения напряжения, наблюдаемого экспериментально.

В работе [53] чтобы исследовать механизм ЭПЭ, проводят одноосное растяжение алюминиевого сплава AA7075-T6 с нагревом в печи при разных температурах и испытание с током различной плотности. Результаты показали, что при одной и той же температуре, напряжение течения, полученное при электрическом нагреве, ниже, чем напряжение, полученное при нагреве в печи, что указывает на вклад ЭПЭ. При одной и той же температуре напряжение течения уменьшалось с увеличением плотности тока. Удлинение, полученное при одноосном растяжении с током, было выше, чем удлинение, полученное при растяжении с нагревом в печи. Наибольший прирост удлинения при растяжении с током отмечался при 150 °С.

В работах [42; 29] исследовано влияние импульсного тока на механические свойства чистого титана и титанового сплава Ti-6Al-4V при растяжении. В работе [42] Сплав Ti-6Al-4V продемонстрировал более низкий предел прочности при растяжении с током, по сравнению со значением, измеренным при испытании в отсутствии тока. Установлено, что удлинение при растяжении изменяется немонотонно с увеличением плотности тока. Удлинение при растяжении увеличивается с плотностью тока, как только значение превышает 8,1 А/мм<sup>2</sup>. При подаче тока плотностью 12,7 А/мм<sup>2</sup>, удлинение при растяжении со скоростью деформации 0,001 с<sup>-1</sup> увеличивается на 94,1%. Авторами отмечается, что более заметное электропластическое воздействие вызвано более высокой пиковой плотностью тока при аналогичном тепловом воздействии.

Авторы работ [34; 41] использовали импульсный ток частотой 100-120 Гц, длительностью  $\tau = 60 - 2000$  мкс. плотностью  $j = 4,2 - 15$  А/мм<sup>2</sup>, что позволило уменьшить напряжение течения при растяжении сплавов Ti-6Al-4V и TC11. Было обнаружено, что предел текучести титанового сплава TC11 (Ti-6,5Al-3,5Mo-1,5Zr-0.3Si) снижается с увеличением плотности тока и уменьшением скорости деформации. С увеличением плотности тока напряжение течения уменьшалась для обоих сплавов. Авторы [34] указывают, что влияние импульсного тока на напряжение течения более существенно, чем на деформацию разрушения. Предел прочности на растяжение снижается на 30% уже при плотности тока  $j = 4,2$  А/мм<sup>2</sup>, однако деформация до разрушения практически не увеличивается. При максимальной плотности тока 12 А/мм<sup>2</sup> удлинение по сравнению с испытанием без тока увеличивается в 4 раза, напряжение течения более чем в 10 раз, температура, при этом достигает 620,4 °С. При такой температуре ЭПЭ практически полностью замещается тепловым эффектом тока.

В работе [37] выполнено оригинальное исследование с целью отделения теплового действия тока от атермического. Титановый сплав Ti-7%at.Al, специально был выбран для демонстрации ЭПЭ, поскольку по сравнению с большинством металлов он по своей природе имеет более низкую пластичность при более высоких температурах. Авторы обнаружили, что в процессе деформации электроимпульсное воздействие ( $j = 50$  А/мм<sup>2</sup>;  $\tau = 100$  мкс;  $Q = 10$ ) усиливает поперечное скольжение дислокаций, создавая волновой фронт, и усиливает двойникование, подобное тому, что происходит при криогенной деформации. Как следствие, предотвращается локализация дислокаций в плоских полосах скольжения, которые могут приводить к преждевременному разрушению сплава при растяжении. Результаты работы показывают, что это макроскопическое электропластическое поведение происходит из-за реконфигурации микроструктуры на уровне дефектов, что не может быть объяснено простым тепловым эффектом тока.

В работах [54; 55] показано, что при растяжении ЭПЭ проявляется в скачках напряжения, направление и величина которых зависят от структурно-фазового состояния материала (количество фаз, размер зерен, кристаллическое/аморфное), вида и режима тока. ЭПЭ не только сам зависит от указанных факторов, но и в значительной степени способен влиять на структуру и свойства многих материалов. В сплаве  $Ni_{49,3}Ni_{50,7}$  с памятью формы введение тока при растяжении приводит к дополнительным скачкам напряжения вверх, обусловленным обратимым термоупругим мартенситным превращением.

#### **1.4.2. Сжатие и сдвиг**

Сжатие и сдвиг представляют собой более практически важные схемы деформации, поскольку они приближены к таким видам обработки металлов давлением как штамповка, радиальная ковка, радиально-сдвиговая прокатка. Подобные схемы деформации, в отличие от растяжения, позволяют проще изолировать испытательную машину от электрического тока. В этой связи, исследование ЭПЭ при сжатии (сдвиге) является перспективным направлением для последующего практического применения. В научном аспекте сжатие интересно тем, что у металлических материалов могут подключаться дополнительные системы скольжения.

Подобная схема деформации, в отличие от растяжения позволяет проще изолировать испытательную машину от электрического тока и часто используется для практического анализа перспектив ЭПД.

В работе [2] авторы проводили испытания на сжатие на чистом титане, магнии и цинке (таблица 1.1.).

Таблица 1.1. Амплитуда скачка напряжения вниз  $\Delta\sigma_a$  полученное авторами [2] для Mg, Ti и Zn.

Материал	$j$ [А/мм <sup>2</sup> ]	$\Delta\sigma$ [МПа]
Mg	800	8
	1100	18
	1500	27
Ti	1700	18
	2100	28
	2400	38
	3700	169
Zn	800	16
	1600	39
	2100	64

Было показано, что прохождение отдельных импульсов тока приводит к пластической деформации образца, несмотря на то, образцы сжимались только в упругой зоне (60 % от предела текучести 0,2 %).

Измерения температуры при импульсном нагружении показали, что образцы Ti значительно разогрелись. Поэтому для количественной оценки термического влияния были проведены дополнительные испытания на сжатие выбранных образцов Ti в печи при различных температурах, соответствующих температурам, получаемым вследствие прохождения тока. Результаты, полученные при сжатии нагретых образцов, значительно отличались от результатов, полученных с током, что не позволило объяснить эффекты, наблюдаемые при прохождении импульсов тока только нагревом.

В работе [36] авторы производили сжатие в сопровождении переменного тока таких материалов, как сталь, медь, латунь, алюминий, титан. Показано, что введение тока снижает напряжения течения и значительно упрощает формование (рис. 1.13). Однако в некоторых случаях влияние тока, уменьшалось с увеличением скорости деформации. Для того, чтобы установить эту связь авторы использовали две скорости деформации при одинаковом энергетическом воздействии, которое учитывало время воздействия тока и электропроводность исследуемых материалов (алюминия марки 6061 T6511, латуни марки 464 и меди марки C11000). Поток электронов

также улучшает обрабатываемость металлов, позволяя сжимать их до более высоких деформаций перед разрушением. Авторами отмечается, что ЭПЭ также снижает упругое восстановление материала, потенциально повышая качество и точность готовой детали. Для определения упругого возврата были проведены испытания (при одинаковой энергии), включающие сжатие образцов меди марки С11000 и нержавеющей стали марки 304 на расстоянии 2,54 мм. Для каждого из этих материалов были применены два условия тестирования: одно - при 0 А/мм<sup>2</sup>, а второе - при максимальной плотности тока, соответствующей данному материалу: медь: 92,4 А/мм<sup>2</sup>, сталь: 34,9 А/мм<sup>2</sup>. При отсутствии тока деформация нержавеющей стали составила 19,34% от первоначальной деформации. Однако при воздействии тока деформация образца составила всего 6,4%. Величина упругости меди составила 8,28% и 1,28% от первоначальной деформации без применения тока и при его воздействии, соответственно.

В исследовании [57] были проведены испытания на микросжатие в сопровождении тока цилиндрических образцов из сплава Ti-6Al-4V с четырьмя геометрическими размерами и тремя исходными микроструктурами. В процессе экспериментов к образцам сначала применяли постоянный ток различной плотности (30, 40, 50 и 70 А/мм<sup>2</sup>), испытания на сжатие начинались после стабилизации температуры. Температура составляла 316-862 °С. Образцы сжимали с фиксированным уменьшением высоты на 60% или до разрушения. Результат показал, что температура образца нелинейно увеличивалась вместе с плотностью тока. Было отмечено, что тепловой эффект тока оказывает большее влияние на напряжение текучести, чем эффект размера образца для образцов разных размеров. Величина ЭПЭ в данной работе не оценивалась.

В работе [58] были экспериментально исследовано влияние различных уровней контактной силы при сжатии титановых сплавах Grade 2 и Grade 5. Термические и механические данные доказали, что эти факторы заметно влияют на эффективность подаваемого электричества во время процесса ЭДП.

Скорость перемещения составляла 12,7 мм/мин, а постоянный ток для всех испытаний составлял 300 А. Плотность тока, подаваемого на образцы, составляла около 26 А/мм<sup>2</sup>, что выше пороговой плотности тока около 20 А/мм<sup>2</sup>, определенной в работе [36]. Были проведены испытания, в ходе которых образцы сжимались при постоянной скорости штампа до уровней деформации L1 или L2, с током и без. На основе этих испытаний были созданы профили напряжение-деформация. Также, были проведены стационарные испытания, при которых к образцу подавалось электричество без пластической деформации. В результате испытаний ЭПД уменьшила напряжение течения как в Grade 2, так и в Grade 5. Различия в термических профилях между деформацией ЭДП и стационарными испытаниями указывают на то, что электропластический эффект возникает не только из-за резистивного нагрева, но и имеет место более сложное явление, когда электричество помогает деформации (ЭПЭ).

В работе [58] исследовано влияние импульсного тока на пластическую деформируемость сплава Ti-6Al-4V сдвигом. Исследования проводились методами электропластического и изотермического сдвига на образцах шляповидной формы (рис. 1.23). Скорость испытания на сдвиг составляла 80 мм/мин, когда пиковая нагрузка сдвига снижалась на 10% испытание останавливалось.

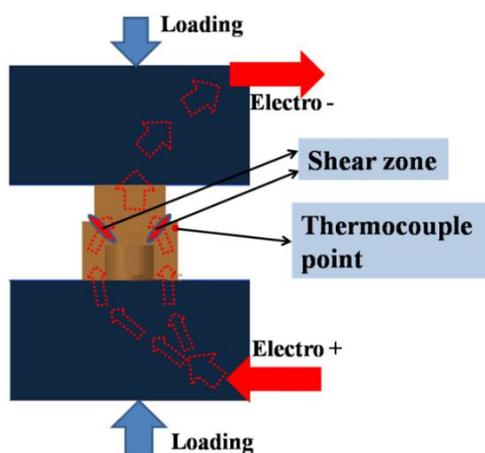


Рис. 1.23. Схема сдвиговой деформации с током [58]

Импульсный ток ( $j = 45 - 68 \text{ А/мм}^2$ ;  $F = 300 \text{ Гц}$ ) позволил улучшить деформируемость сплава Ti-6Al-4V была за счет теплового эффекта и ЭПЭ. Пластическая деформация зерен более значительна за счет токоиндуцированного отжига и термического восстановления, вызванного импульсным током. Внутрикристаллическая деформация зерен происходила значительно легче при электропластическом сдвиге.

Сравнение испытаний на сжатие с испытанием на растяжение не позволяет сделать прямой вывод о качественном воздействии ЭПЭ при различных схемах деформации, поскольку исследования проводились на оснастках разных конструкций и машинах с различной жесткостью. Общей тенденцией в воздействии ЭПЭ является заметное снижение напряжений течения при улучшении деформируемости.

### 1.4.3. Изгиб

Данный вид деформации применяется, как для исследования, так и для практических применений. Схема с трехточечным изгибом напрямую используется при изготовлении разнообразных изделий из листового металла, например при воздушной гибке на листогибочных прессах с числовым программным управлением (ЧПУ). Простота подключения генератора при это также играет немаловажную роль, поэтому данный способ обработки металлов давлением (ОМД) является наиболее интересным для внедрения ЭПЭ в промышленное производство.

В работах [34; 60] было показано, что импульсный ток высокой плотности позволяет избежать трещин, уменьшить напряжение течения и улучшить формообразование при гибке титанового сплава Ti-6Al-4V. С увеличением плотности тока формообразующая нагрузка уменьшалась. Разница в усилиях при сравнении испытаний без тока и с током  $j = 5,57 \text{ А/мм}^2$  составила 18,3%. Увеличение плотности тока и частоты следования импульсов существенно снижает пружинение, напряжение течения, изгибающего момента и способствует уменьшению радиуса нейтрального слоя изгибаемых образцов сплава Ti-6Al-4V. Уменьшение расстояния между частицами  $\beta$ -фазы

во внутреннем слое, увеличение этого расстояния во внешнем слое также вносят в свой вклад в баланс остаточного напряжения. При одинаковом тепловом эффекте, образцы, согнутые с более высокой плотностью тока, демонстрируют меньшую упругость и меньшее значение нагрузки. Авторы [34] связывают данный факт со способностью атермического эффекта воздействовать на дислокации, распутывать их скопления. Авторами [60] делается вывод, что ЭПЭ может значительно снизить усилие формования.

В работе [38] был проведен эксперимент по поэтапному формованию тонкого листа из титанового сплава ТС4 (Ti-6Al-4V) с помощью импульсного тока ( $j = 4,0 \sim 10,9 \text{ А/мм}^2$ ;  $F = 140 \text{ Гц}$ ). Сначала формировалась центральная зона листа. Затем путем перемещения листа последовательно формировали две зоны на расстоянии 15 мм от центра листа. После трехкратного формования оценивали углы пружинения. В процессе деформации без импульсного тока образовывались трещины, при  $j = 10,9 \text{ А/мм}^2$  трещин полностью удавалось избежать. Из-за повышения температуры до 1156 °С происходило значительное окисление, вследствие теплового эффекта тока, который в данном случае играет доминирующую роль по сравнению с ЭПЭ. Снижение напряжения течения и улучшение пластичности способствуют снижению упругого возврата. Угол пружинения начинает заметно уменьшаться, когда плотность тока увеличивается до 4,8 А/мм<sup>2</sup>.

Анализ литературы показал, что чаще всего авторы для экспериментов по изгибу используют титановые сплавы, а не чистый титан. Это связано со сложностями при формообразовании полуфабрикатов изделий из титановых сплавов, а использование ЭПЭ могло бы решить данную проблему. Данные исследования проводятся с целью разработки технологии, позволяющей избежать изгибных трещин, уменьшить пружинение и получить заданную геометрию и форму заготовок.

## 1.5. Влияние исходной микроструктуры на ЭПЭ

В работе [55] проводились испытания на растяжение титановых сплавов VT1-0, VT6 и  $Ni_{49,3}Ni_{50,7}$ . Показано, что ЭПЭ является структурно-чувствительным свойством, величина которого уменьшается при измельчении структуры и даже исчезает в нанокристаллическом и аморфном состоянии. Этот вывод согласуется с механизмом «электронного ветра» в основе которого лежит представление о электрон-дислокационном взаимодействии. Действительно, при измельчении структуры плотность свободных дислокаций внутри кристаллов уменьшается и снижается действие ЭПЭ. Кроме того, в сплаве  $Ni_{49,3}Ni_{50,7}$  с памятью формы введение тока при растяжении приводило к дополнительным скачкам напряжения вверх, обусловленным обратимым термоупругим мартенситным превращением связанным с структурными особенностями данного сплава.

Авторы работы [62] изучено влияние размера и границ зерен на термическое и механическое поведение латуни 70/30 во время испытаний на растяжение, в которых электрический ток применялся в сочетании с механической деформацией. Было замечено, что для материала с меньшим размером зерна тепловой эффект тока больше, что способствует снижению напряжения во время деформации с помощью электричества. Кроме того, большее снижение напряжения течения материала наблюдалось в испытаниях с ЭПЭ по сравнению с испытаниями на тепловое растяжение с подогревом в печи при аналогичных температурах, однако, с другой скоростью нагрева, что подтверждает наличие дополнительного электромеханического взаимодействия во время испытаний с током.

В работе [19] было рассмотрено влияние структуры ряда материалов на ЭПЭ. Показано, что важное значение имеет энергия дефектов упаковки. При большой энергии упаковки, последующие изменения структуры при воздействии импульсного тока проявляются в формировании ячеистой структуры различного вида, а при малой энергии в формировании двойников и дефектов упаковки.

В процессе экспериментов по прокатке с током [98] авторами было обнаружено, что ЭПЭ зависит от степени деформации (плотности дислокаций), повышение которой в результате холодной деформации создавало условия для динамической рекристаллизации, которая происходила при более низкой температуре и в атмосферных условиях.

В работе [65] производятся расчеты, включающие в себя границу зерен, которые является общим дефектом в поликристаллических металлических материалах. Показано, что механические свойства под действием электрического тока в конечном итоге зависят от существующих дефектов в металлических материалах. Дисбаланс заряда вблизи дефектов резко ослабляет атомные связи под действием электрического тока.

В исследовании [57] выполнено сжатие в сопровождении постоянного тока микрообразцов из сплава Ti-6Al-4V с равноосной, корзинчатой и видманштеттовой микроструктурой. Кривые течения показали сильную зависимость прочности и пластичности от исходной микроструктуры. В образцах с равноосной микроструктурой одновременно могут существовать как мартенситная фаза  $\alpha'$ , так и равноосная  $\alpha$ . Фазовое превращение  $\alpha \rightarrow \beta$  происходит ниже температуры  $\beta$ -перехода, что связано с локальным тепловым эффектом Джоуля и рассеянием дрейфовых электронов. Из-за низкого содержания  $\beta$ -фазы и узкого межпластинчатого расстояния зерен  $\alpha$ -ламелей образцы с видманштеттовой микроструктурой демонстрируют более высокую прочность, меньшую скорость твердения и более легкую локализацию течения по сравнению с микроструктурами корзиночного переплетения.

В работе [66] исследовалось деформационное поведение в сопровождении импульсов тока при растяжении в сплавах на основе Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub> в аустенитном и мартенситном состояниях с крупнозернистой и нанокристаллической структурами. Показано, что переход от аустенитной к мартенситной структуре и уменьшение размера зерен от десятков микрон до десятков нанометров приводит к уменьшению амплитуды скачков напряжения, обусловленных ЭПЭ.

В работе [67] три типичных материала с различным электропластическим поведением, а именно медь, нержавеющей сталь SS304 и титановый сплав Ti6Al4V, были исследованы и сравнены с помощью испытаний на электрическое растяжение и испытаний на термическое растяжение. Напряжение течения медных образцов при электрическом испытании на растяжение было ниже, чем при термическом испытании на растяжение, что подтверждает наличие электропластичности. Однако напряжения течения образцов SS304 при испытании на электрическое растяжение и испытании на термическое растяжение были одинаковыми при одной и той же температуре, что указывает на то, что атермическое влияние на напряжение течения не очевидно. Для образцов Ti6Al4V снижение атермических напряжений было незначительным при меньших плотностях тока. Однако результаты испытаний на растяжение с электрическим и термическим воздействием стали различаться, когда плотность тока превысила  $37,6 \text{ А/мм}^2$ . Согласно дальнейшему обсуждению эволюции микроструктуры различных материалов, введенный ток улучшает движение и восстановление дислокаций и, следовательно, снижает напряжение течения в материалах с простой гранцентрированной кубической структурой, таких как медь. Однако эти эффекты могут быть подавлены более сильными эффектами, такими как закалка нержавеющей сталей. Ток также влияет на фазовый переход, который, в свою очередь, влияет на поведение Ti6Al4V при закалке.

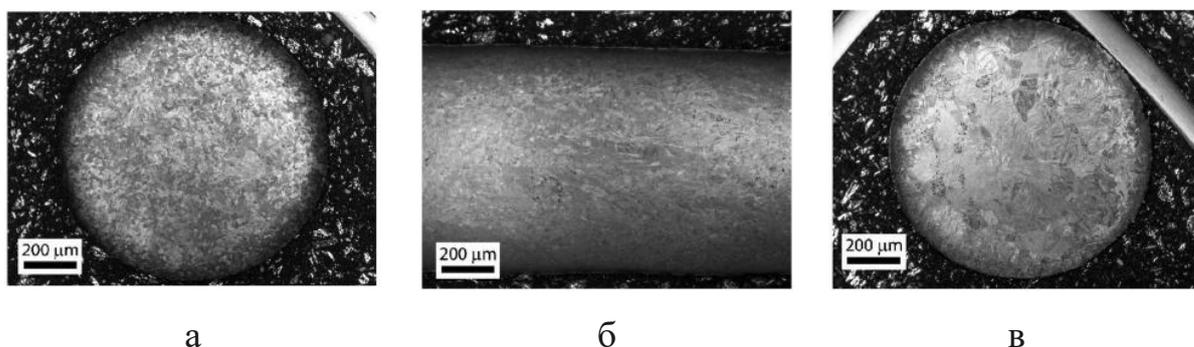
В работе [68] изучается влияние размера зерна и плотности тока на отожженную чистую медь C101 в процессе осесимметричного сжатия. Было показано, что эффект снижения напряжения течения в этом процессе уменьшается с увеличением размера зерна. Было показано, что применение электрического тока во время испытаний на осесимметричное сжатие меди снижает напряжения течения и наблюдалось независимо от размера образцов. Было замечено, что с увеличением размера зерна эффект снижения напряжения течения уменьшается. Кроме того, когда размер зерна приближался к размеру элемента, возникал порог, требующий определенной

плотности тока для значительного снижения напряжения течения. Наблюдалось увеличение пороговой плотности тока с увеличением размера зерна для случаев среднего и крупного зерна размером 1 мм. Эффекты усиливаются с увеличением деформации из-за дислокаций, генерируемых во время деформации. Таким образом, плотность дислокаций, частично связанная с размером зерна, по-видимому, является фактором, влияющим на процесс ЭДП.

Анализ литературы показал, что такие особенности микроструктуры как плотность дислокаций, размер зерна и фазовый состав оказывают разнообразное влияние на проявление ЭПЭ, однако работ в данной области недостаточно. В частности, нет информации о влиянии дисперсности структуры на критическую плотность тока.

### **1.6. Влияние ЭПЭ на микроструктуру и механические свойства**

Исследована микроструктура образцов меди, железа и титана после растяжения с постоянным током различной плотности (200, 70, и 45 А/мм<sup>2</sup>) и соответственно температурой (111, 136, и 221 °С) [29]. Результаты испытаний для титана показали значительный рост зерен (рис.1.24) при одновременном снижении предела прочности. Параллельные испытания с током, но без деформации, или с нагревом с деформацией, но без тока, не выявили изменений микроструктуры Ti.



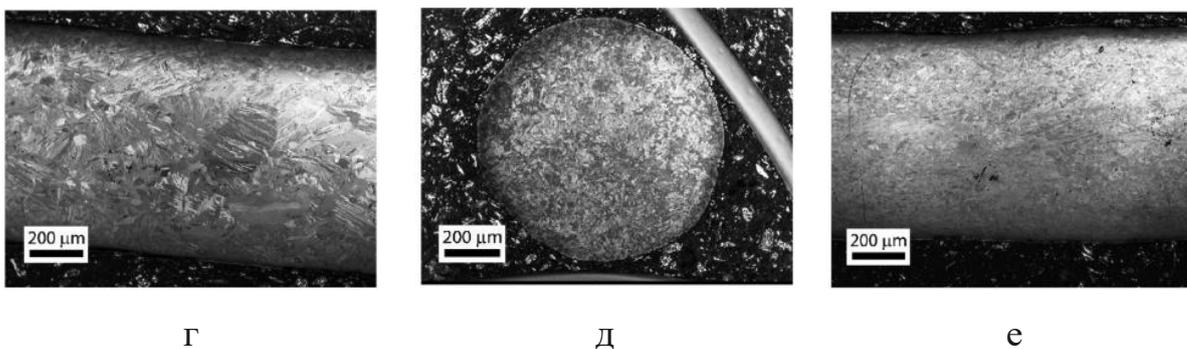


Рис. 1.24. Микроструктуры титана в продольном (б, г, е) и поперечном (а, в, д) сечении [29]: а – снятие напряжения в течении 2 часов при температуре 500 °С; б – снятие напряжения с помощью RT-деформации; в, г – деформация с током  $j = 25 \text{ А/мм}^2$ ; д, е – деформация с током  $j = 25 \text{ А/мм}^2$  при Т-образном соединении.

При аналогичных испытаниях образцов меди и железа заметных изменений микроструктуры не наблюдалось. Отсутствие влияния ЭПЭ в меди и железе и наоборот заметное влияние ЭПЭ в титане авторы объясняют различной природой теплопроводности. Перенос тепла в чистом Ti происходит за счет фононов и электронов. Напротив, в меди и железе теплопроводность реализуется преимущественно за счет транспорта свободных электронов. Кроме того, между фононными волнами и дислокациями могут возникать гораздо большие относительные скорости, чем между дислокациями и дрейфовыми электронами. Это говорит о том, что «фононный ветер» может создавать значительно большие силы рассеяния на дислокациях, дефектах и атомах, чем это возможно при «электронном ветре». Авторы утверждают, что фононный ветер является жизнеспособным механизмом ЭПЭ, который требует дальнейших исследований.

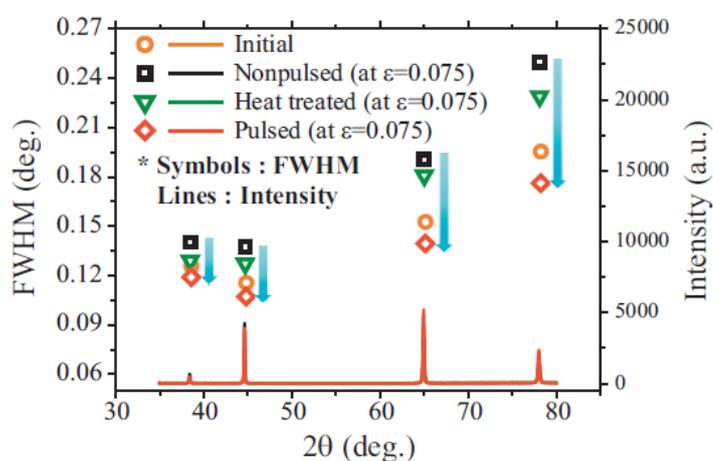
В работе [19] было рассмотрено влияние ЭПЭ на структуру и физико-механические свойства ряда материалов и сплавов. Отмечается, что процесс электропластической деформации является сложным, многостадийным и изменяющимся во времени явлением. Анализ дислокационной структуры методом ПЭМ, в крупнозернистом Ni, деформированном растяжением с током показал, что импульсы электрического тока ускоряют формирование

дислокационной структуры и облегчают процесс пересечения дислокаций. Кроме того, ЭПД и последующая ЭИО формирует ячеистую структуру с более размытыми границами, по сравнению с обычной деформацией. В результате комбинации ЭПЭ и ЭИО деформированного образца никеля отмечаются релаксационные процессы. Авторы их связывают как с обычным возвратом (тепловое воздействие), так и с аннигиляцией дислокаций за счет взаимодействия дислокаций деформационного типа и образованных дрейфовыми электронами при активизации ими источников Франка – Рида. Авторы отмечают, что релаксационные процессы в материале при ЭПД идут медленнее, чем при ЭИО после деформации, что проявляется в более развитой ячеистой структуре после ЭПД. Авторами обнаружено увеличение плотности дислокаций при малых (20%) и средних (50%) деформациях при ЭПД и при ЭИО деформированных образцов, при этом разница в структуре обусловлена наличием полосовой субструктуры после ЭИО и ячеисто-сетчатой после ЭПД.

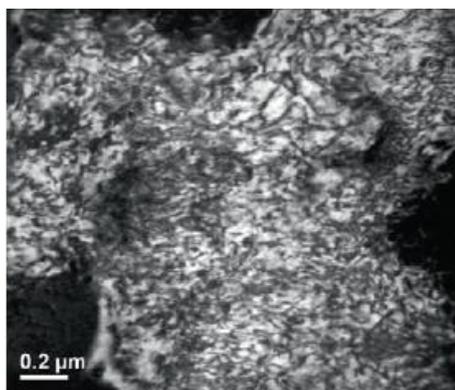
В сложных многофазных системах [19] наряду с процессами электронно-дислокационного взаимодействия развиваются фазовые превращения, например образование мартенсита деформации в стали 12X18H10T. Импульсный электрический ток в процессе растяжения с током способствует выделению карбидов ( $Fe_3C$ ) уже при деформации 3% способствует увеличению плотности дислокаций. После процесса электропластического волочения (ЭПВ) при деформации 50% плотность дислокаций также становится больше, чем при обычном волочении. Однако при увеличении деформации более чем в 50% ситуация меняется на противоположную.

Авторы работы [62] в ходе исследований микроструктуры патронной латуни 70/30 после растяжения с током были обнаружены свидетельства влияния локального нагрева границ зерен на прочность материала. Кроме того, использование высокой плотности тока привело к образованию межкристаллитных полостей, а также способствовало локальному плавлению границ зерен. Авторы отмечают, что данное явление ранее известно не было.

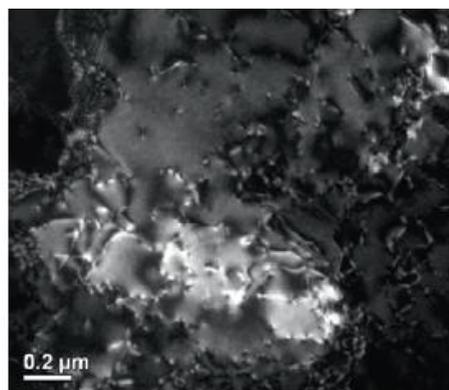
В другой работе [69] исследовалось деформационное поведение и структура алюминиевого сплава 5052-Н32 (в холоднокатанном состоянии) при растяжении с импульсным током ( $T = 30$  с;  $\tau = 0,5$  с;  $j = 110$  А/мм<sup>2</sup>) высокой скважности ( $Q = 60$ ). Было установлено, что под действием электрического тока удлинение резко увеличивалось, а напряжение течения уменьшалось. На рисунке 1.25, а показана интенсивность и полуширина рентгеновских линий сплава, растянутого с деформацией 0.075 без тока, с током и при термическом нагреве. Для образца после растяжения с током уширение линии (FWHM) намного меньше, чем при растяжении без тока.



а



б



в

Рис. 1.25. (а) Полуширина FWHM и линии рентгенограммы сплава до и после растяжения при разных условиях. Темнопольные изображения в просвечивающем электронном микроскопе образцов, растянутых без тока (б) и с током (в) соответственно при деформации 0,075 [69].

Отмечено, что значение FWHM, полученное для образца, подвергнутого импульсному электрическому току при деформации 0,075, даже меньше, чем для исходного образца в состоянии поставки. На рисунке 1.25 показаны также темнопольные изображения образца после испытаний без тока (1.25, б) и с током (1.25, в) на растяжение соответственно при деформации 0,075. Плотность дислокаций в образце после испытания на растяжение с током несколько меньше, чем после испытания без тока. Это однозначно указывает на то, что отжиг образца произошел за счет аннигиляции дислокаций при подаче импульсного электрического тока в процессе деформации.

В работе [95] показано, что холодная прокатка технически чистого титана, сопровождаемая импульсным током, в сочетании с последующим отжигом в диапазоне 500 – 700°C способен формировать структуру в широком диапазоне размеров зерен от 0,5 до 50 мкм при прочности от 450 до 1010 МПа.

В исследовании [41] процесс пластической деформации растяжением в сопровождении импульсного тока плотностью 5–15 А/мм<sup>2</sup> с коэффициентом заполнения 20% и частотой 100 Гц ( $Q = 5$ ;  $\tau = 2$  мс) изучался в титановом сплаве — TC11 (Ti-6,5Al-3,5Mo-1,5Zr-0.3Si). С помощью EBSD, TEM авторы смогли охарактеризовать измельчение фаз, аннигиляцию дислокаций и диффузию элементов в сплаве (рис.1.26). Это явление было объяснено рекристаллизацией  $\beta$ -фазы в процессе ЭПД.

В работе [70] были проведены испытания на растяжение магниевого сплава AZ31. Он был очищен с помощью операций равноканального углового прессования (РКУП) и отожжен при различных термических обработках для получения образцов с различным размером зерен. Размер зерна ( $d$ ) образцов, отожженных при 450 °С в течение 10 часов, составлял около 21 мкм (крупнозернистый), а размер зерна образцов, отожженных при 250 °С в течение 2 часов, составлял около 9 мкм (мелкозернистый).

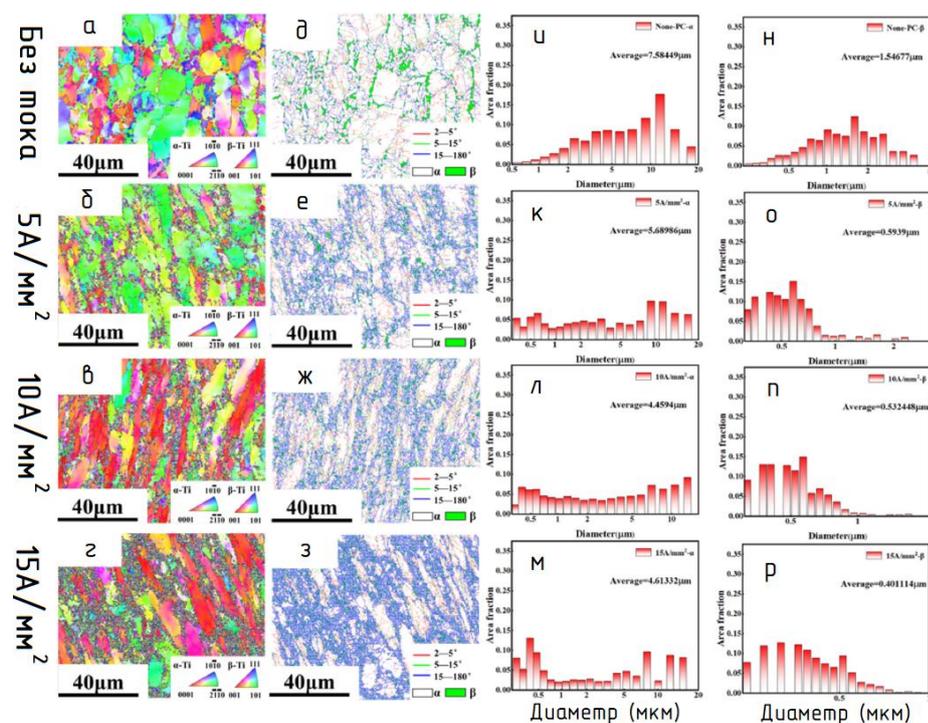


Рис.1.26. EBSD-карты деформированного титанового сплава TC11 с плотностью тока 0 А/мм<sup>2</sup> (а), 5 А/мм<sup>2</sup> (б), 10 А/мм<sup>2</sup> (в) и 15 А/мм<sup>2</sup> (г) соответственно; Фазовый и зернограничный анализ деформированного титанового сплава TC11 с плотностью тока 0 А/мм<sup>2</sup> (д), 5 А/мм<sup>2</sup> (е), 10 А/мм<sup>2</sup> (ж) и 15 А/мм<sup>2</sup> (з) соответственно; Статистический анализ размеров  $\alpha$ -фазы в деформированном титановом сплаве TC11 с плотностью тока (и) 0 А/мм<sup>2</sup>, (к) 5 А/мм<sup>2</sup>, (л) 10 А/мм<sup>2</sup> и (м) 15 А/мм<sup>2</sup> соответственно; Статистический анализ размера  $\beta$ -фазы в деформированном титановом сплаве TC11 с плотностью тока (н) 0 А/мм<sup>2</sup>, (о) 5 А/мм<sup>2</sup>, (п) 10 А/мм<sup>2</sup> и (р) 15 А/мм<sup>2</sup> соответственно [41].

Испытания проводились на при постоянной скорости траверсы 0,3 мм/мин в направлении экструзии РКУП с использованием импульсов постоянного тока (DC) различной плотности ( $j = 10, 30, 40$  и  $50$  А/мм<sup>2</sup>). Чтобы исключить влияние теплового эффекта тока, использовали жидкий азот позволивший поддерживать температуру образца около температуры окружающей среды 25 °С. Образцы без тока и с током плотностью 40 и 50 А/мм<sup>2</sup> были растянуты до общей деформации  $\epsilon = 10\%$ , а эволюция их микроструктуры была исследована с помощью электронного микроскопа с приставкой EBSD. Было установлено, что крупнозернистые образцы более

чувствительны к воздействию электрического тока при испытаниях на растяжение, поскольку предел текучести увеличивается, хотя предел прочности при растяжении снижается. Характеристики EBSD (рис. 1.27) показывают, что только процесс двойникования происходит при испытаниях без тока.

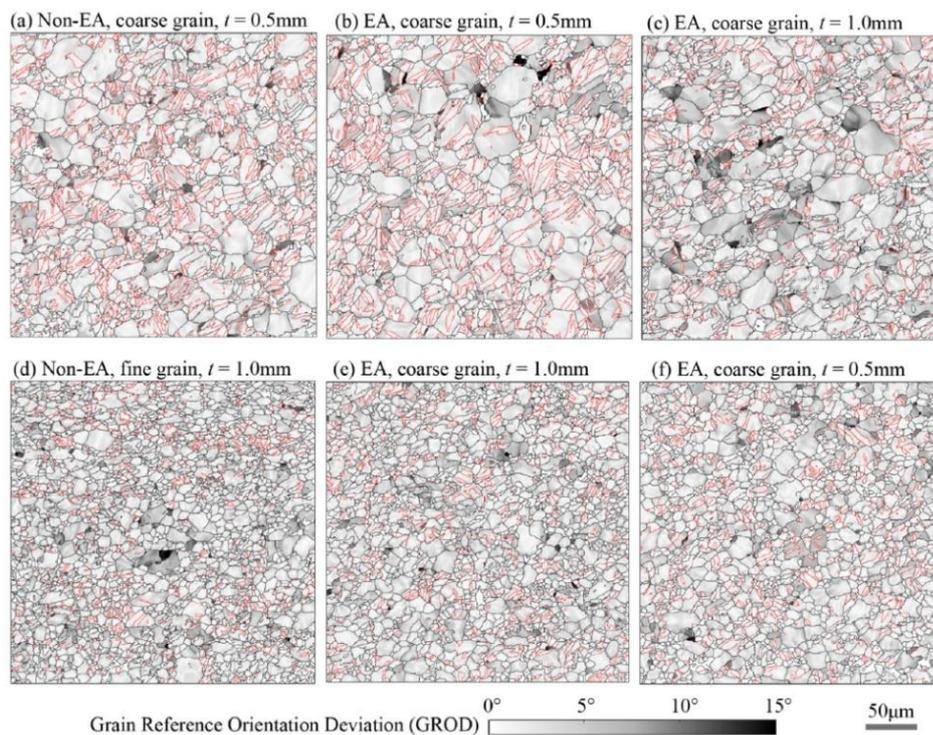


Рис. 1.27. Отклонение эталонной ориентации зерен (GROD), наложенное на границы зерен (черные линии) и границы двойников растяжения (красные линии) образцов, деформированных до 10% деформации растяжения [70].

Электрический ток подавлял процесс двойникования на ранней стадии деформации, особенно для крупнозернистых образцов. Однако по мере увеличения деформации напряжение течения из-за дислокационного наклепа увеличивалось, что в конечном итоге приводило к активации обширных двойников деформации. Таким образом, образцы, испытанные с током, показали большую объемную долю двойников деформации, чем образцы без тока (при  $\varepsilon = 10\%$ ). Анализ отклонений эталонной ориентации подтвердил, что двойники деформации в образцах ЭА образовались на стадии большой деформации.

В работе [98] изучено влияние электропластической прокатки с использованием переменного тока на эволюцию микроструктуры технически чистого титана. В работе использовался титан марки Grade 2 в трех состояниях: отожженная проволока круглого сечения; отфрезерованная полоса; холоднокатаная полоса (до уменьшения толщины на 30%).

Прокатка титана проводилась на воздухе, без контролируемой атмосферы. Отсутствие изменения содержания кислорода и азота до и после прокатки позволили предположить, что температура рекристаллизации была ниже температуры окисления титана. Влияние данного способа деформации на микроструктуру показано на рис. 1.28.

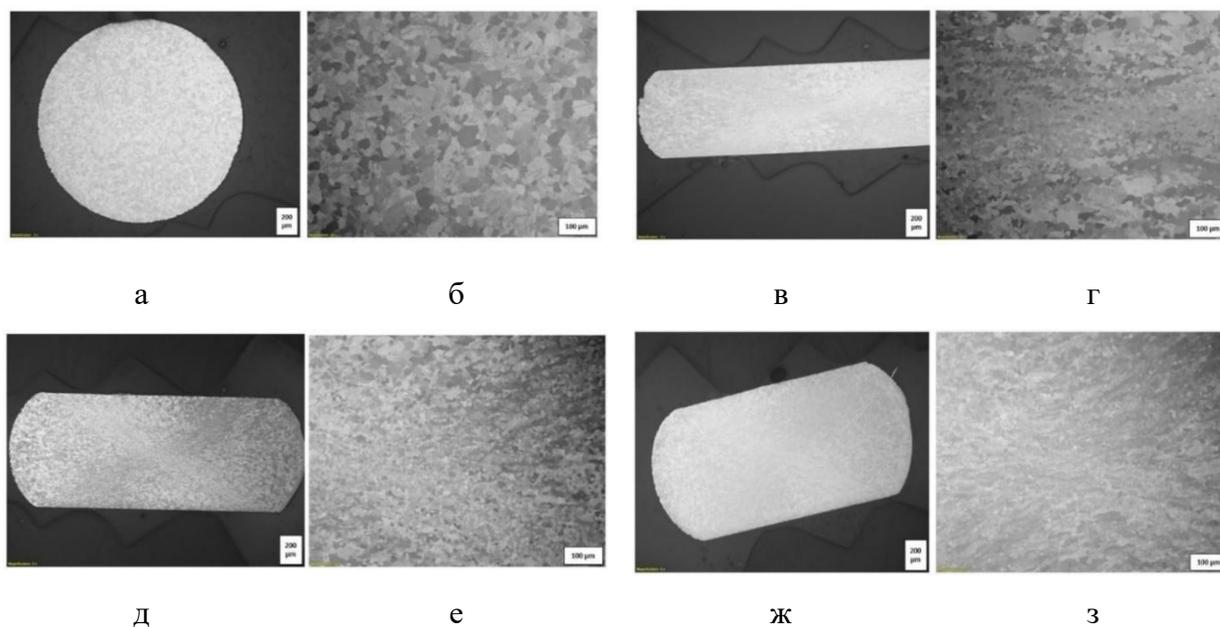


Рис. 1.28. Фотографии микроструктуры поперечного сечения проволоки CP-Ti, (а, б) до ISEPT, (в, г) при 0,52 мм/с (д, е) при 3,19 мм/с и (ж, з) при 6,4 мм/с [98].

Обнаружено, что результаты эксперимента сильно зависят от исходной микроструктуры материала. Результатом предварительной обработки в холодном состоянии стало появление дислокаций, которые препятствуют прохождению электронов через материал. Кроме того, большее количество дислокаций в материале увеличивало количество мест зарождения новых зерен. Еще одно преимущество дислокаций, которым отличается ЭПП заключалось во взаимодействии электрического тока (электронов) с

дислокациями высокой плотности, которые способствуют снижению температурного порога рекристаллизации. Оптимальные параметры прокатки для инициирования образования новых зерен были определены как минимальная степень обжатия 35%, максимальная скорость прокатки 3,19 мм/с при плотности тока 42 А/мм<sup>2</sup>. Высокая скорость прокатки позволяла отказаться от использования защитной атмосферы, поскольку даже при наибольшей плотности тока тепловой эффект тока был минимальным.

В работе [42] авторы проводили эксперименты по растяжению образцов титанового сплава Ti-6Al-4V (горячекатаный, листовой) с использованием импульсного тока плотностью  $j = 8,1; 11,6; 12,7$  А/мм<sup>2</sup>; частотой  $F = 130-450$  Гц; длительностью импульса  $\tau = 62-64$  мкс. при скоростях деформации 0.01; 0,005; 0.001 с<sup>-1</sup>. В качестве материала был использован горячекатаный лист Ti-6Al-4V. Исследование микроструктуры (рис.1.29), а также фрактографических изображений (рис.1.30) показало, электрический ток может способствовать растворению  $\beta$ -фазы, что сказывается на повышении пластичности. Низкая же пластичность при плотности тока до 8,1 А/мм<sup>2</sup> была связана с образованием микропор вблизи краев игольчатых пластин  $\beta$ -фазы.

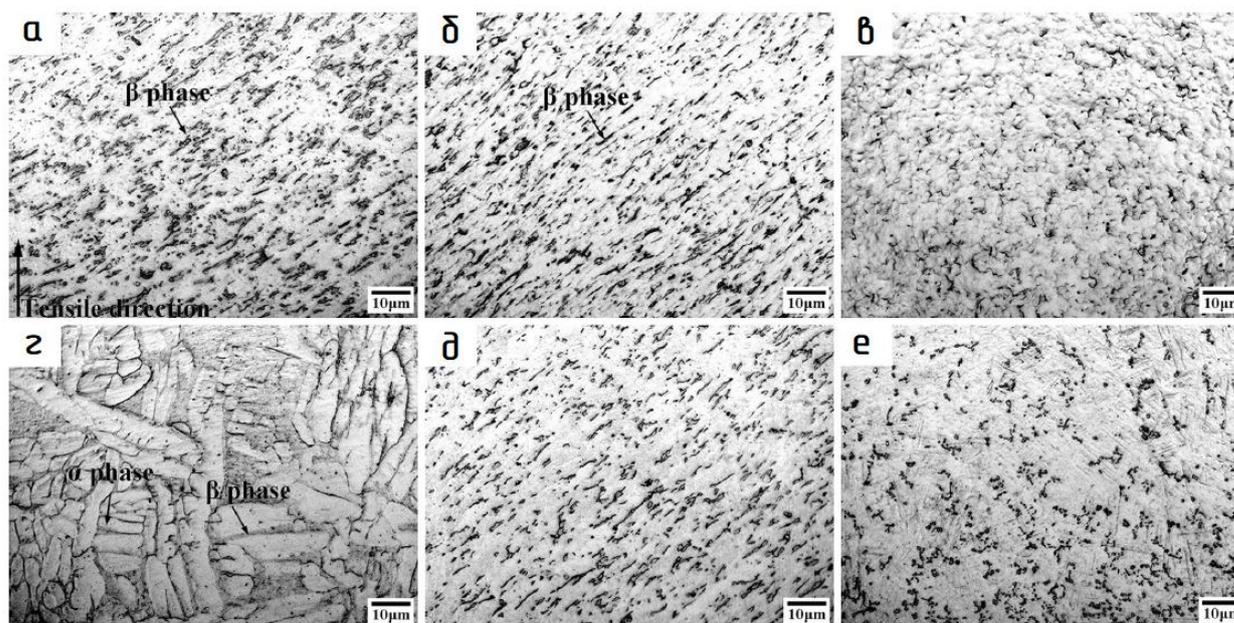


Рис.1.29. Изображения оптической микроструктуры сплава Ti-6Al-4V при различных среднеквадратичных плотностях тока и скоростях

деформации: а) 0 А/мм<sup>2</sup>, 0,001 с<sup>-1</sup>, б) 8,1 А/мм<sup>2</sup>, 0,001 с<sup>-1</sup>, в) 11,6 А/мм<sup>2</sup>, 0,001 с<sup>-1</sup>, г) 12,7 А/мм<sup>2</sup>, 0,001 с<sup>-1</sup>, д) 8,1 А/мм<sup>2</sup>, 0,01 с<sup>-1</sup>, е) 12,7 А/мм<sup>2</sup>, 0,01 с<sup>-1</sup> [42].

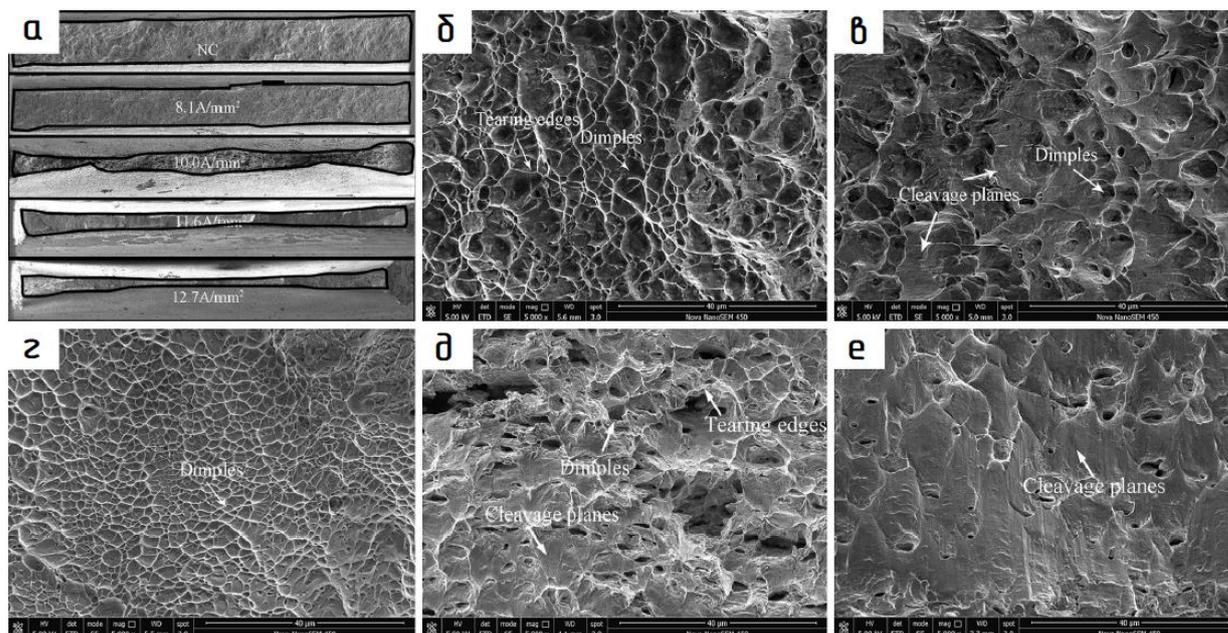


Рис.1.30. Морфология поверхности разрушения а) при изменении усадки сечения уменьшение сечения при указанной плотности тока и скорости 0,001 с<sup>-1</sup>; б) без тока, 0,001 с<sup>-1</sup>, в) 8,1 А/мм<sup>2</sup>, 0,001 с<sup>-1</sup>, г) 11,6 А/мм<sup>2</sup>, 0,001 с<sup>-1</sup>, д) 11,6 А/мм<sup>2</sup>, 0,005 с<sup>-1</sup>, е) 11,6 А/мм<sup>2</sup>, 0,01 с<sup>-1</sup> [42]

В работе [71] проводилось растяжение с током и исследовалось влияние импульсного тока на микроструктуру и механические свойства двух видов (MS1300 и QR980) сверхпрочных сталей (UHSS). Было показано, что удлинение до разрушения увеличивается при относительно низкой плотности тока, при этом их микроструктура практически не меняется. Для стали MS1300 удлинение может быть увеличено с 8,3 % при комнатной температуре до 12,4 % при плотности тока 6,58 А/мм<sup>2</sup>. Максимальное напряжение течения для QR980 снижается до 900 МПа при плотности тока 7,46 А/мм<sup>2</sup>, а удлинение увеличивается с 22,3% при комнатной температуре до 38,4%. Если плотность тока продолжать повышать, предел прочности UHSS значительно снижается.

Одним из способов регулирования напряжений течения является метод релаксации, заключающийся в снятии внутренних напряжений при помощи электрического тока и/или теплового воздействия. В работе [72] выполнена

такая релаксация напряжений магниевого сплава AZ31 при растяжении со скоростью  $0,001 \text{ с}^{-1}$  для различных режимов тока и разных температур. Релаксацию напряжения выполняли после деформации в 3% и поддерживали в течение 20 с. Обработку повторяли через каждые 3% деформации до разрыва. В случае импульсного тока существует два типа плотности тока: пиковая (амплитудная) и среднеквадратическая плотность тока. Среднеквадратическая плотность тока эквивалентна плотности постоянного тока при той же температуре. Таким образом, пиковая плотность импульсного тока может быть больше, чем в постоянного при равных температурах, что и было продемонстрировано авторами.

Релаксация напряжений при  $50 \text{ }^\circ\text{C}$  и  $100 \text{ }^\circ\text{C}$  не имеет различий, несмотря на разные виды использованного тока. Но при  $200 \text{ }^\circ\text{C}$  очевидно, что предел релаксации напряжений для постоянного тока немного выше, чем для двух других. Этот результат согласуется с предыдущим результатом, в котором утверждалось, что при достаточно высокой температуре импульсный ток может создавать меньшее напряжение течения, чем постоянный ток, при той же рабочей температуре окружающей среды [73].

Предел релаксации напряжений и начальное напряжение приведены на рис. 1.31 для получения кривой растяжения-деформации для каждого эксперимента. Кривая растяжения без тока демонстрирует характерную для каждой температурной группы картину.

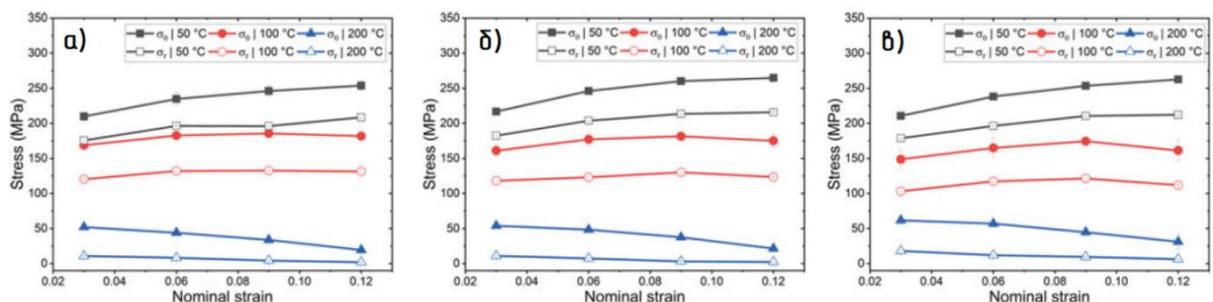


Рис.1.31. Кривые растяжения-деформации с начальным напряжением ( $\sigma_0$ ) и пределом релаксации напряжения ( $\sigma_r$ ): а) для импульсного тока  $0,5 \text{ кГц}$ , б) для импульсного тока  $1 \text{ кГц}$ ; в) постоянного тока [72]

При 50°С наблюдается деформационное упрочнение. С повышением температуры деформационное упрочнение медленно уменьшается и при 200 °С проявляется явление термического размягчения. Предел релаксации напряжения при 50 °С и 100 °С не имеет различий, несмотря на разные виды тока. Но при 200 °С очевидно, что предел релаксации напряжений для постоянного тока немного выше, чем для двух других. Этот результат согласуется с предыдущим результатом, в котором утверждалось, что при достаточно высокой температуре импульсный ток может создавать меньшее напряжение течения, чем постоянный ток, при той же рабочей температуре окружающей среды [73].

При 50 °С и 100 °С тепловой эффект тока является основным фактором движения дислокации. При 200 °С сопротивление релаксации по постоянному току имеет более высокое значение, чем в импульсном режиме  $F = 0,5$  и 1 кГц. При более высокой температуре значение показателя напряжения уменьшается и становится ближе к 1. Авторами предполагается, что по сравнению с более низкой температурой вступает в действие больше механизмов диффузионной ползучести. Этот результат показывает, что скорость диффузии вакансий более чувствительна к протекающему току, особенно импульсному, чем к движению дислокаций, что способствует их переползанию.

Анализ рассмотренных выше работ показал, что в зависимости от материала и режима импульсный ток в процессе деформации может подавлять или стимулировать двойникование, способствовать увеличению или снижению плотности дислокаций, динамической рекристаллизации с ростом зерен, мартенситным превращениям, выделению или растворению частиц вторых фаз. Любые структурные изменения, а также релаксационные явления, связанные с током, сопровождаются изменением деформационного поведения и механических свойств.

## 1.7. Моделирование ЭПЭ

С момента открытия ЭПЭ осуществлялись попытки моделирования его действия. В большинстве случаев, авторы пытались создать *конститутивную* модель, которая бы подтверждалась экспериментальными данными. Модель могла бы позволить спрогнозировать процесс деформации с током, не прибегая к многочисленным экспериментам. Это бы позволило рассчитывать технологические процессы на производстве и получать экономическую выгоду от внедрения ЭПД в производственный процесс.

Моделирование может быть основано на прямом вычислении действующих эффектов по известным физическим законам. Такой подсчет способен дать приблизительные результаты, однако их бывает достаточно для понимания сути наблюдаемых явлений. Увеличение точности расчета возможно при учете процессов, идущих на структурном уровне (фазовое перераспределение, выделение микровключений из твердого раствора, изменение площади границ зерен, изменение формы и размера зерен, изменение плотности дислокаций, перераспределение вакансий и др.). Моделирование структурных процессов, невозможно без использования ПО. К ним можно отнести программные комплексы - метод конечных элементов 3D, Abacus, Ansys, QForm, Autodesk Simulation, Comsol, Multiphysics, молекулярной динамики, Matlab Solid Work и многие другие. Каждая из перечисленных программ имеет свои достоинства и недостатки. Рассмотрим их применительно к моделированию ЭПЭ.

Авторы [33; 74] рассматривали вклады ЭПЭ и тепла используя *энергетический подход* с учетом равновесия сил и моментов.

В исследовании [41] были сформулированы определяющие уравнения для титанового сплава TC11 (Ti-6,5Al-3,5Mo-1,5Zr-0.3Si) в процессе растяжения с током. Конститутивная модель учитывала только тепловое влияние импульсного тока на сопротивление деформации. Напряжение течения, предсказываемое конститутивной моделью, хорошо согласуется с экспериментальными данными (рис. 1.32).

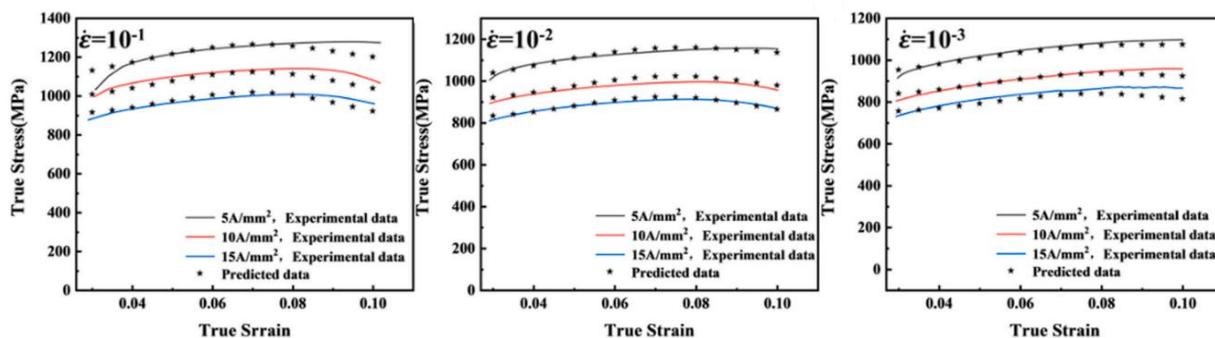


Рис. 1.32. Сравнение расчетного и экспериментального истинного напряжения титанового сплава TC11 в процессе ЭПД со скоростью деформации в диапазоне от  $10^{-3}$  до  $10^{-1}$  с $^{-1}$  и плотностью импульсного тока в диапазоне от 5 до 15 А/мм $^2$  при температуре от 125 до 300 $^{\circ}$ С[41]

Авторы [26] использовали определяющие модели зависящего от температуры напряжения течения наряду с измеренным термомеханическим поведением из литературы для прогнозирования механического отклика, вызванного прохождением постоянного тока и связанным с ним разогревом во время экспериментов по растяжению. Обе модели предсказывают напряжения с ошибкой менее 10 % по сравнению с экспериментами при температурах ниже 270  $^{\circ}$ С, в то время как модель Джонсона-Кука, использующая член аррениусовского термического разупрочнения, лучше описывает поведение при увеличении плотности тока, деформации и температуры с меньшей ошибкой. Авторы [75] сделали вывод, что падение напряжения во время релаксации хорошо согласуется с модифицированной логарифмической моделью, учитывающей изменение плотности подвижных дислокаций.

В работе [36] использован метод конечных элементов переходного температурного отклика во время испытаний и соответствующих изотермических испытаний. Было показано, что влияние электрического тока процессе деформации на материал значительно превышает то, которое можно объяснить с помощью резистивного нагрева. Таким образом делается вывод о наличии ЭПЭ.

В работе [38] рассматривается двухэтапный метод моделирования в программном комплексе Abaqus, для прогнозирования изменений

температуры и деформационного поведения (*термоэлектрические термомеханические связи*) листового титанового сплава ТС4. Модель показала хорошее соответствие с результатами экспериментов.

В работе [76] было проведено моделирование деформации алюминиевых сплавов с импульсным и постоянным током на основе температурной зависимости плотности дислокаций. Модель на основе Кокса-Меккинга-Эстрина, модифицированная с учетом ЭПЭ, была реализована в программном обеспечении конечных элементов Abaqus в виде пользовательской подпрограммы. Показано, что реализованная модель очень хорошо имитирует экспериментальные данные как для постоянного, так и для импульсного тока.

В исследовании [65] авторами анализируется влияние электропластичности металлических материалов на основе расчетов из первых принципов, моделирования методом конечных элементов и экспериментальных подходов. Расчеты, включающие в себя границы зерен, являющиеся общим дефектом в поликристаллических металлических материалах, показали наличие дисбаланса заряда вблизи дефектов, который резко ослабляет атомные связи под действием электрического тока.

Ро и его коллеги [77] предложили использовать плотность электрической энергии для оценки совокупного влияния параметров электрического импульса на электропластичность металлов при растяжении под действием импульсных электрических токов. Ее определяли, как электрическую энергию, вырабатываемую каждым импульсом в единице объема образцов. При определенных электрических параметрах поступающая электрическая энергия (Дж) каждого импульса грубо определялась как

$$j = I^2 R t_d \quad (1.8)$$

Где  $I$ ,  $R$  и  $t_d$  — сила тока (А), значение сопротивления (Ом) и длительность импульса (с) соответственно.

Номинальная плотность электрической энергии  $j_0$  определялась как

$$j_0 = \frac{J_0}{V_0} = I^2 \left( \frac{\rho_e l_0}{A_0} \right) t_d \frac{1}{A_0 l_0} = \left( \frac{I}{A_0} \right)^2 \rho_e t_d \quad (1.9)$$

Где  $j_0$  – исходная электрическая энергия,  $V_0$  – начальный объем,  $A_0$  – начальная площадь поперечного сечения образца,  $l_0$  – начальная расчетная длина,  $\rho_e$  – удельное сопротивление. Эти конкретные значения взяты для одного и того же исходного образца. В своей исследовательской работе [77] Ро также выбрал два разных набора параметров импульса (с одинаковыми затратами электрической энергии и одинаковым временем воздействия), чтобы проверить достоверность этой модели. Результат на рис. 1.33 подтверждает справедливость этой модели.

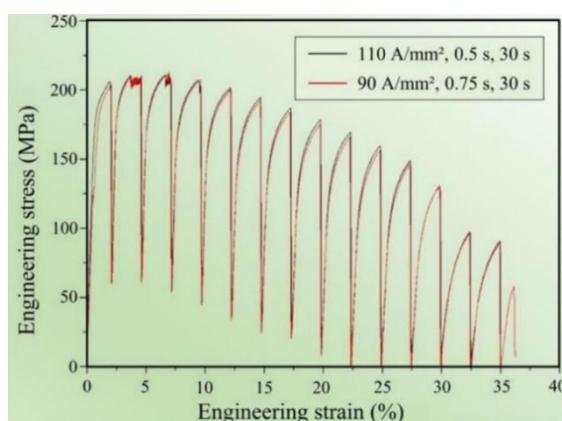


Рис.1.33. Кривые растяжения при двух разных наборах параметров электрического импульса в работе Ро [77]

Две группы электрических параметров могут обеспечивать одинаковую номинальную плотность электрической энергии и практически одинаковый вид деформационного поведения. Таким образом, эта модель плотности энергии тока может служить надежным руководством для понимания эффекта связи между параметрами электрического импульса.

Как следует из литературных данных, авторами исследований были предложены аналитические модели, которые в той или иной мере, согласовались с результатами экспериментов. Большинство рассмотренных подходов к моделированию включают в себя некие «поправочные коэффициенты электропластичности» которые приближают используемые модели к практике, но однозначной картины действия ЭПЭ сформировано

было. В этой связи можно констатировать, что моделирование ЭПЭ нуждается в продолжении поиска адекватных физических и математических подходов.

### **1.8. Титан и его сплавы**

Выбор титановых сплавов в качестве объекта исследования обусловлен несколькими причинами.

Главная причина исследования титана связана с его широким практическим применением. Поскольку титановые сплавы обладают многими преимуществами в эксплуатации - низкой плотностью и теплоемкостью, высокими удельной прочностью, коррозионной стойкостью и биосовместимостью, то благодаря им они находят широкое применение в судостроении, аэрокосмической технике и медицине.

Другая причина связана с фундаментальной особенностью кристаллической структуры титана, имеющего ГПУ решетку, в отличие от кубических ОЦК и ГЦК структур во многих других металлах. Известно, что ГПУ структуры имеют ограниченное количество систем деформации и соответственно, ограниченную пластичность. Данное обстоятельство затрудняет холодную деформацию титана и вынуждает искать способы повышения деформируемости.

Рассмотрим некоторые достоинства и недостатки титана. Титан является одним из самых распространенных элементов на Земле. Титан и его сплавы обладают высокой коррозионной стойкостью в большинстве агрессивных сред, за исключением плавиковой кислоты. Титан обладает комплексом физико-механических свойств, к которым относится высокая удельная прочность, низкая теплопроводность, жаропрочность при температурах эксплуатации до 500-600 °С. Титан является химически активным материалом и при комнатной температуре активно взаимодействует с кислородом, образуя на поверхности тончайшую пленку диоксида титана. Толщина этой пленки несколько ангстрем, она очень хорошо срастается с металлом и придает титану высокую коррозионную стойкость.

Воздействие высокой температуры в атмосфере азота, углерода, кислорода и водорода, способствует насыщению титана данными элементами и его упрочнение, что сказывается на снижении его пластичности. Наиболее известным фактором является так называемая «водородная хрупкость» возникающая в результате излишнего наводороживания поверхности титана.

Титан является полиморфным материалом, при температуре 882,5 °С происходит переход  $\alpha$ -титана с решеткой ГПУ в  $\beta$ -титан с решеткой ОЦК, вследствие чего пластичность материала значительно увеличивается. Температура плавления титана составляет 1670 °С, температура рекристаллизации 600 °С, а наилучшим сочетанием механических свойств титан обладает при температуре отжига 650-700 °С [78].

К недостаткам титана следует отнести плохую обрабатываемость резанием. За счет высокой адгезионной способности титан налипает на поверхность режущего инструмента, кроме того, низкая теплопроводность ухудшает отвод тепла из зоны резания. При несоблюдении режимов резания мелкие частицы титана могут воспламеняться. Чаще всего автоматические линии обработки титана резанием оснащаются системами пожаротушения.

Принятая в настоящее время классификация титановых сплавов, предложенная С.Г. Глазуновым, основана на структуре, которая формируется в них по принятым в промышленности режимам термической обработки [79]. Согласно этой классификации, следует различать:

- $\alpha$ -титановые сплавы, структура которых представлена  $\alpha$  - фазой;
- Псевдо- $\alpha$ -сплавы, структура которых представлена в основном  $\alpha$ -фазой и небольшим количеством  $\beta$ -фазы (не более 5%);
- ( $\alpha + \beta$ )-сплавы, структура которых представлена в основном  $\alpha$  и  $\beta$  фазами;
- Псевдо- $\beta$ -сплавы со структурой в отожженном состоянии, представленной  $\alpha$ -фазой и большим количеством  $\beta$ -фазы; в этих сплавах

закалкой или нормализацией с температур  $\beta$ -области можно легко получить однофазную  $\beta$ -структуру;

- $\beta$ -сплавы, структура которых представлена термодинамически стабильной  $\beta$ -фазой;
- Сплавы на основе интерметаллидов титана.

По влиянию на полиморфизм титана С.Г. Глазунов разделил все легирующие элементы на три группы [79].

В первую группу входят  $\alpha$ -стабилизаторы – элементы, повышающие температуру полиморфного превращения титана (рис.1.34, а). Из металлов к числу  $\alpha$ -стабилизаторов относятся алюминий, галлий и индий; из неметаллов – углерод, азот и кислород.

Вторая группа представлена  $\beta$ -стабилизаторами – элементами, понижающими температуру полиморфного превращения титана. Их можно разбить на три подгруппы. В сплавах титана с элементами первой подгруппы при достаточно низкой температуре происходит эвтектоидный распад  $\beta$ -фазы  $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$  (рис.1.34, б); к числу таких элементов относятся кремний, хром, марганец, железо, кобальт, никель, медь – их называют эвтектоидообразующими  $\beta$ -стабилизаторами.

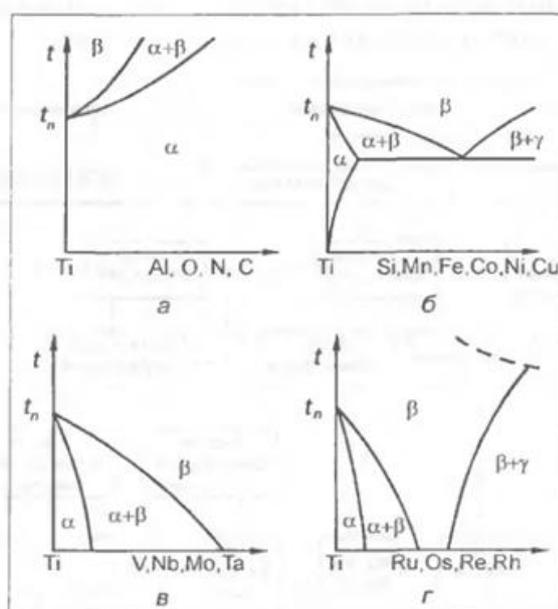


Рис.1.34. Влияние легирующих элементов на температуру полиморфного превращения титана [79].

В сплавах с эвтектоидообразующими  $\beta$ -стабилизаторами, представленными переходными элементами,  $\beta$ -фаза довольно устойчива и может сохраняться длительное время при доэвтектоидных температурах. В сплавах титана с непереходными элементами  $\beta$ -фаза слабо устойчива и ее не получается зафиксировать даже закалкой с температуры превышающей эвтектоидную.

В сплавах титана с высокой концентрацией элементов второй подгруппы  $\beta$ -раствор может сохраняться до комнатной температуры, не претерпевая эвтектоидного распада (рис.1.34, в). К этим элементам относятся молибден, ванадий, ниобий, вольфрам и тантал. Из-за свойства образовывать непрерывные растворы с  $\beta$ -титаном их называют  $\beta$ -изоморфными стабилизаторами. В сплавах этой подгруппы при большой выдержке и низкой температуре может происходить монотектоидное превращение  $\beta_1 \rightarrow \alpha + \beta_2$ . В сплавах третьей подгруппы равновесная  $\beta$ -фаза также стабилизируется при комнатной температуре, но непрерывных  $\beta$ -твердых растворов не образуется (рис.1.34, г), так как не соблюдается принцип изоморфности взаимодействующих элементов. К элементам этой подгруппы относятся рений, рутений, родий, осмий, иридий. Их можно назвать квазиизоморфными  $\beta$ -стабилизаторами.

Третья группа представлена легирующими элементами, мало влияющими на температуру полиморфного превращения титана. Это олово, цирконий, германий, гафний, торий. Такие элементы называются нейтральными упрочнителями. Элементы входящие во все три группы представлены на рис. 1.35.



Рис.1.35. Классификация легирующих элементов и примесей в титане [79].

В работе [2] в ходе практических исследований показано, как сильно может отличаться температура при использовании одинаковых режимов тока для магния, цинка и титана. В реальном производственном процессе чаще всего приходится иметь дело не с чистыми материалами, а сплавами, сопротивление которых также может сильно отличаться. Например, титановые сплавы имеют большой разброс по удельному электросопротивлению [78], кроме того, необходимо учитывать повышенное контактное электросопротивление на его поверхности, связанное с формированием окисной пленки. [80].

В таблице 1.2 представлен химический состав наиболее распространенных марок (сортов) отечественного [81] и зарубежного [82; 83] технически чистого титана.

Таблица 1.2

Химический состав технически чистого титана.

Элемент	Максимальное содержание (массовая доля, %)							Прочее
	Fe	O	C	N	H	Si	Ti	
Grade 2	0,3	0,25	0,08	0,03	0,0125		Основа	
Grade 4	0,5	0,4	0,08	0,05	0,0125		Основа	

Наиболее распространенным титановым сплавом, используемым в авиакосмической промышленности и медицине, является отечественный сплав ВТ6 [81] и его зарубежный аналог Ti-6Al-4V ELI (Grade 23) [84; 85]. В таблице 1.3 приведен химический состав указанных сплавов.

Таблица 1.3  
Химический состав сплава ВТ6 и Ti-6Al-4V ELI.

Элемент	Максимальное содержание (массовая доля, %)										
	Al	V	Fe	O	C	N	H	Si	Zr	Ti	Прочее
ВТ6	5,3-6,8	3,5-5,3	0,6	0,2	0,1	0,05	0,015	0,1	0,3	Основа	0,3
Ti-6Al-4V ELI	5,5-6,5	3,5-4,5	0,25	0,13	0,08	0,03	0,0125			Основа	

В таблице 1.4 указаны механические свойства прутков [86; 82; 83] и листов [87; 84; 85] технически чистого титана и титановых сплавов ВТ6 и Ti-6Al-4V ELI.

Таблица 1.4  
Механические свойства титановых сплавов в состоянии поставки

Сорт	Grade 2	Grade 4	ВТ6	Ti-6Al-4V ELI
$\sigma_b$ , МПа	345	550-680	835-1080	860-895
$\delta$ , %	20	10-15	6-10	8-10

Поскольку модуль упругости у титановых сплавов в два раза ниже, чем у стали и кобальтовых сплавов, также используемых в качестве материала для изготовления медицинских имплантатов (имплантаты для остеосинтеза, эндопротезы костных структур, суставов и т.д.). Это является большим преимуществом, поскольку обеспечивает более высокую механическую совместимость имплантата с плотными костными структурами организма, у которых модуль упругости составляет 5,20 ГПа [88]. Разработка сплавов на

основе системы Ti-Nb, может позволить снизить модуль упругости до 40 ГПа [88], к таким сплавам относится Ti-6Al-7Nb.

Высокую биосовместимость титана связывают с тем, что  $\alpha$ -форма титана с ГПУ решеткой похожа на структуру гидроксилатапата (ГА), из которого во многом состоит костная и зубная ткань. Данное свойство позволяет титановым имплантатам прорасти за 1-2 года в костную ткань организма [89]. Конечные свойства имплантата сильно зависят от технологических особенностей производства [90]. На биосовместимость может негативно повлиять термообработка полуфабриката вблизи области полиморфного перехода 882,5 °С. Это связано с тем, что  $\beta$ -форма титана структурно сильно отличается от ГА, поэтому помимо ухудшения механических характеристик такого полуфабриката, также снижается способность к остеоинтеграции, что может приводить к отторжению имплантата организмом или к многочисленным осложнениям [89].

Ни один из известных металлических материалов не обладает 100% биосовместимостью с живым организмом, однако титановые сплавы наиболее близки к этому критерию. Биологический ответ организма находится на приемлемом уровне при правильном использовании имплантатов из титановых сплавов. На рис. 1.36 показано как химические элементы реагируют с организмом.

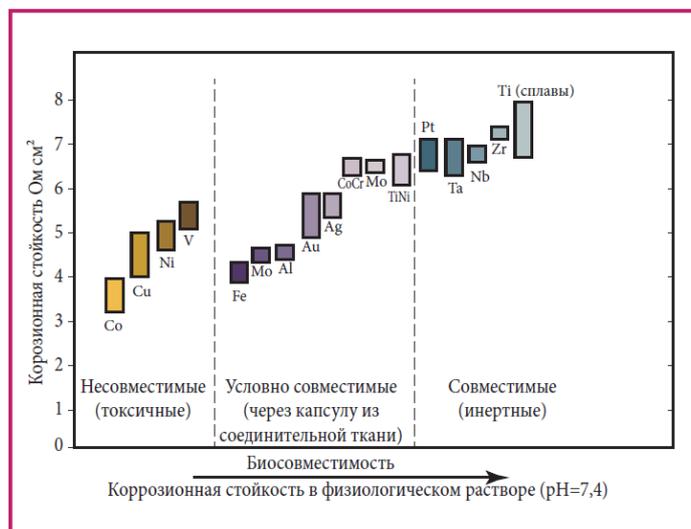


Рис. 1.36. Сравнение коррозионных свойств металлов [91].

Из рисунка 1.36 следует, что находящиеся в титановых сплавах компоненты могут нанести вред организму, биосовместимость титана во многом объясняется тем, что титан взаимодействует с кислородом и на его поверхности формируется оксидная пленка, защищающая окружающую среду, включая биологические жидкости, клетки и ткани, от токсического действия ионов титана [89].

Наличие легирующих добавок также может стать одной из причин ухудшения биосовместимости. Легирующие добавки ванадия, хрома, молибдена, железа, ниобия, кремния, никеля и марганца являются стабилизаторами  $\beta$ -фазы, а алюминия, магния, цинка, олова, циркония, бора, углерода, кислорода и азота – стабилизаторами  $\alpha$  – фазы [92]. Рассматриваемые в работе сплавы VT6, Ti-6Al-4V из-за наличия в своем составе токсичного ванадия, и условно совместимого алюминия (рис.1.36) менее биосовместимы. В настоящее время существует  $\beta$ -сплав Ti-6Al-7Nb в котором токсичный ванадий заменен ниобием, однако данный материал менее доступен, кроме того, в нем сохраняется условно совместимый алюминий. В этой связи представляется более предпочтительным использовать для производства имплантатов чистый титан, однако он существенно уступает по прочности легированным титановым сплавам.

Существуют способы увеличения прочности и биосовместимости титана и его сплавов путем создания УМЗ методом РКУП и его модернизированным вариантом РКУП КОНФОРМ. В работе [93] представлен обзор последних исследований по взаимосвязи УМЗ структуры титана и его сплавов с физико-механическими свойствами материалов, а также формирования перспективных функциональных и служебных свойств, в том числе усталостной прочности, ползучести. Формирование УМЗ-структуры как в титане, так и в его сплавах методами интенсивной пластической деформации (ИПД) открывает большие перспективы для разработки и внедрения новых технологий изготовления деталей с повышенными эксплуатационными

свойствами для таких ведущих отраслей промышленности, как медицина и машиностроение.

Производство титановых полуфабрикатов (прутки, пластины, стержни, фольга) из титана и его сплавов осложняется тем, что они плохо деформируются и налипают на инструмент при комнатной температуре, а повышение температуры обработки выше  $\sim 300^{\circ}\text{C}$  ведет к увеличению толщины оксидной пленки и образованию окалины, последующее удаление которой является трудоемкой операцией. Длительный нагрев при повышенных температурах в воздушной атмосфере ведет к образованию альфированного слоя и росту зерна, что ухудшает комплекс механических свойств конечного изделия. Эти обстоятельства диктуют поиск других технологических подходов к технологии ОМД.

Электропластическая деформация титана позволяет снизить температуру деформации и формовать заготовки полуфабрикатов титановых имплантатов при температуре, не превышающей  $350^{\circ}\text{C}$ . Это позволяет для КЗ титана избежать увеличения толщины оксидной пленки, а для УМЗ титана сохранить наноструктуру в объеме. В результате появляется возможность снизить количество технологических операций и получить полуфабрикат с высокими прочностными характеристиками без потери биосовместимости.

### **1.9. Примеры практического применения ЭПЭ**

Главной особенностью всех способов электропластической обработки металлов является введение тока высокой плотности непосредственно в зону деформации металла, что позволяет снизить область электрического воздействия и снизить тепловыделение. В этом заключается принципиальная разница с тепловым эффектом тока, используемым для тепловой подготовки материалов. Воздействие током только на деформируемую область благоприятно сказывается на количестве затраченной электрической энергии, кроме того, в ЭПД, как правило используется импульсный ток, что обеспечивает дополнительную экономию. Прокатка и волочение являются

распространенными методами ЭПД, для которых относительно просто можно использовать электрический ток. Основным преимуществом этих методов является высокая скорость процесса и возможность получения длинномерных заготовок (листов, прутков, проволоки).

Одним из наиболее часто рассматриваемых направлений применения ЭПЭ является *обработка металлов давлением*: вытяжка [100]; прокатка [19; 100; 97], волочение [19], плющение [19; 58]; штамповка [19; 67] облегчение процесса гибки и снижения пружинения [34; 60]. Основным достоинством ЭПД является снижение усилий деформации, что позволяет обрабатывать высокопрочные и хрупкие материалы (чугун, цирконий, бериллий, рений), получая заготовки с частичным снятием внутренних напряжением [19].

В работах [55; 43; 94] показано, что электропластическая прокатка формирует УМЗ и наноструктурные состояния, повышает деформируемость и прочность сплавов ВТ1-0, ВТ6,  $Ni_{49,3}Ni_{50,7}$ ,  $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$  и  $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ . Установлено, что электропластическая деформация не подавляет эффект сверхпроводимости. Последующий последеформационный отжиг сплавов  $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$  и  $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$  при 450–500 °С приводит к формированию наноструктур с размером зерен 60–120 нм. ЭПД оказывает влияние на фазовый состав и пластичность сплава ZrTi. Более высокая скорость деформации привела к более высокой пластичности в прокатанном образце, что можно объяснить увеличением  $\alpha'$  и  $\beta$  фазы.

В работе [95] показано, что холодная прокатка технически чистого титана, сопровождаемая импульсным током, позволяет увеличить степень деформации до 90 % без разрушения. Изменение режима тока, вводимого при растяжении, с одиночных импульсов на импульсный и постоянный ток увеличивает вклад термического эффекта в снижение напряжений течения по сравнению с ЭПЭ, имеющим нетепловую природу.

В зависимости от режимов ЭПД деформационное упрочнение может быть снижено. В работе [96] успешно обрабатывались полосы  $Ni_{47}Ti_{44}Nb_9$  методом электропластической прокатки при относительно низкой

температуре по сравнению с традиционной горячей прокаткой. Результат показал, что деформируемость  $Ni_{47}Ti_{44}Nb_9$  улучшается за счет электрических импульсов с максимальным уменьшением толщины на 24% за один проход. Рентгеновский спектр и анализ ПЭМ показал, что основная структура  $Ni_{47}Ti_{44}Nb_9$  после электропластической прокатки является поликристаллической, а испытание на твердость по Виккерсу показало, что электрические импульсы могут снизить деформационное упрочнение. Авторы отмечают, что электропластическая прокатка может улучшить качество поверхности  $Ni_{47}Ti_{44}Nb_9$  благодаря короткому времени и низкой температуры термообработки.

Авторы [97] реализовали прокатку титановых сплава ВТ6 и нержавеющей стали 12Х18Н10Т с ЭПЭ. Отмечается, что титановый сплав ВТ6 прокатывался с большей величиной единичного обжатия в 57% с ЭПЭ против 15% без тока. Микроструктурные исследования показали отсутствие трещин при прокатке с током и их наличие при прокатке без тока. Электропластическая прокатка нержавеющей стали 12Х18Н10Т позволяет реализовать технологию обработки металлов давлением этого материала без применения операций промежуточного отжига. Авторы отмечают возможность сочетать достаточную пластичность материала с повышением его прочности.

В работе [98] исследовано влияние основных параметров процесса электропластической обработки в процессе прокатки (*in situ*) на микроструктуру, размер зерна и микротвердость отожженного и холоднодеформированного СР-Ті. Исследование проводилось на воздухе без контролируемой атмосферы. Отсутствие изменения содержания кислорода и азота до и после эксперимента предполагали, что температура рекристаллизации была ниже, чем температура окисления титана.

Процесс ISEPT (*in-situ electro-plastic treatment*), используемый в этом исследовании, показан на схематической диаграмме на рис. 1.37. Два ролика машины были подключены к источнику питания переменного тока. Образец

подавали в машину поднимая верхний ролик с помощью поршня и блокируя его обратно, чтобы соединить электрическую цепь через образец. Ток прикладывался в том же направлении, что и приложенная сила, чтобы одновременно нагреть и деформировать образец. Оптимальные параметры эксперимента для инициирования образования новых зерен были определены количественно как минимум 35% деформации с максимальной поверхностной скоростью 3,19 мм/с при 1,5кА, что эквивалентно плотности тока  $j = 42 \text{ А/мм}^2$ .

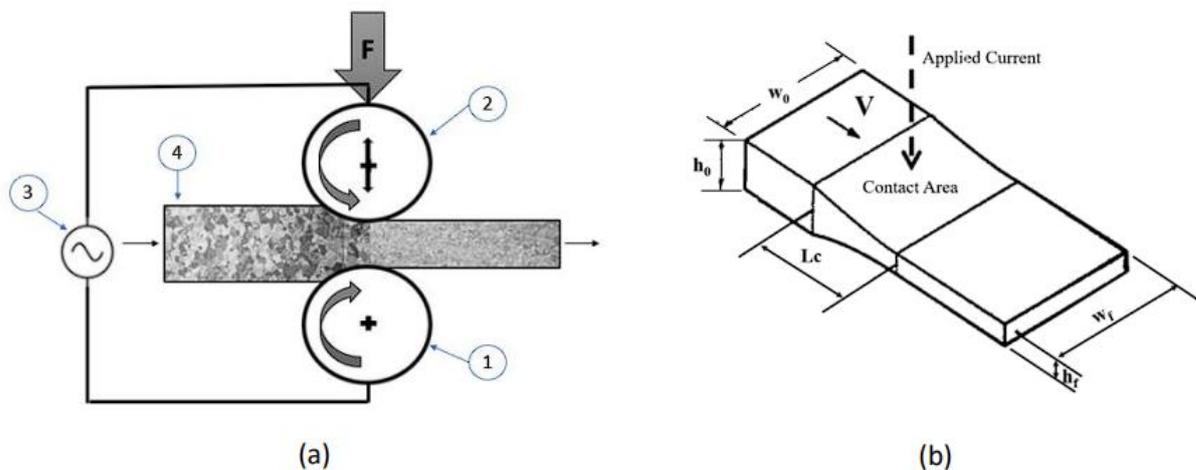


Рис. 1.37. Принципиальная схема машины для электропластической обработки на месте, использованной в этом исследовании. (1) нижний ролик (2) верхний ролик (3) источник переменного тока (50 Гц), (4) проводящий образец, (б) схема геометрии образца (ролики опущены) во время процесса и направление приложенного тока [98].

Скорость прокатки (скорость деформации) влияла на плотность тока, его тепловой эффект и достижимую деформацию образца. Было обнаружено, что ISEPT сопровождается динамической рекристаллизацией. Скорость обработки и низкое энергопотребление ISEPT выгодно отличаются по сравнению с традиционной термомеханической обработкой для производства титановых прокатных изделий.

В работе [19] исследовалось волочение вольфрамовой проволоки. Авторами установлено, что волочение с одновременным воздействием на зону деформации постоянного или импульсного тока сопровождается снижением

усилия волочения и увеличением пластичности. Также показано, что имеет значение полярность прикладываемого тока, что в свою очередь влияет как на усилие волочения, так и на состояние структуры после эксперимента. Отмечается, что центральная аксиальная структура вольфрамовой проволоки в результате волочения с током плотностью  $10^3 \text{ А}$  становится более совершенной. После волочения, остаточная пластичность проволоки повышается, а внутренние напряжения снижаются. Авторы дают следующие рекомендации по режимам электропластического волочения вольфрамовой проволоки: Плотность тока  $j = 1500-2000 \text{ А/мм}^2$ , в зависимости от скорости волочения; протяженность участка действия тока 100-200 мм; Охлаждение зоны деформации проточной СОЖ; Полярность постоянного или импульсного тока – плюс до волоки; частота следования импульсов (для импульсного тока) 5-15 кГц в зависимости от скорости волочения; Длительность импульсов 50-150 мкс в зависимости от частоты тока.

В работах [102; 99] сообщается о применении ЭПЭ в процессе *резания*. В работе [102] предлагается использовать токарную обработку, сверление, фрезерование и строгание с использованием электрического тока, подводимого к зоне резания. Авторы видят преимущества в снижении затрат электроэнергии на процесс резания, повышение качества обрабатываемой поверхности, уменьшении износа режущего инструмента.

В работе [99] было обнаружено, что процесс сверления алюминия и стали с помощью импульсного тока частотой  $F = 300 \text{ Гц}$ ; длительностью импульса  $\tau = 250 \text{ мкс}$ ; и плотностью  $j = 329-758 \text{ А/мм}^2$  улучшает обрабатываемость материала за счет ЭПЭ. Влияние ЭПЭ на процесс сверления изучается путем сочетания различных скоростей подачи, диаметров сверл и плотностей тока в алюминии 7075 и углеродистой стали 1045. Схема установки показана на рис. 1.38.

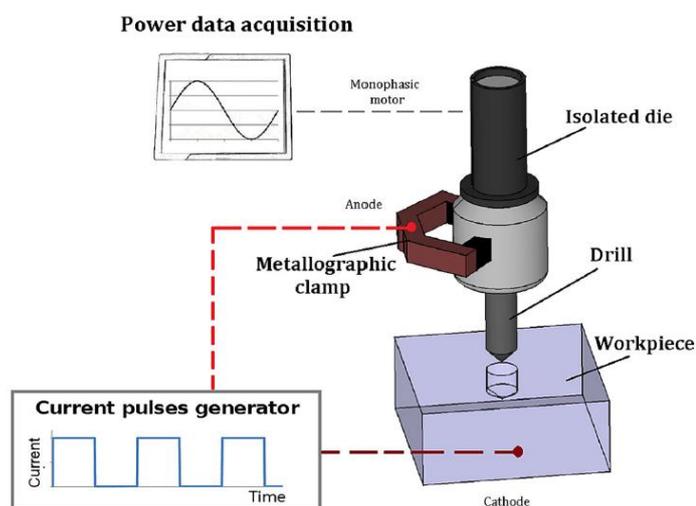


Рис.1.38. Схема сверления с использованием тока [99]

Результаты показывают, что процесс сверления с импульсным током улучшает обрабатываемость материала, снижает удельную энергию резания до 27 % в алюминии и до 17 % в стали.

В работе [99] было обнаружено, что процесс сверления с помощью электроимпульсов улучшает обрабатываемость материала за счет ЭПЭ. Результаты показывают, что процесс сверления алюминия 7075 и углеродистой стали 1045 с током улучшает обрабатываемость материала, снижает удельную энергию резания до 27 % в алюминии и до 17 % в стали.

Также возможно применение ЭПЭ для залечивания микротрещин [58; 30]. В работе [58] авторы использовали деформацию сдвигом в сопровождении импульсного тока ( $j = 45-68 \text{ А/мм}^2$ ;  $F = 300 \text{ Гц}$ ) скорость деформации составляла 80 мм/мин. Залечивание трещин, в результате используемых авторами режимов деформации показан на рис. 1.39.

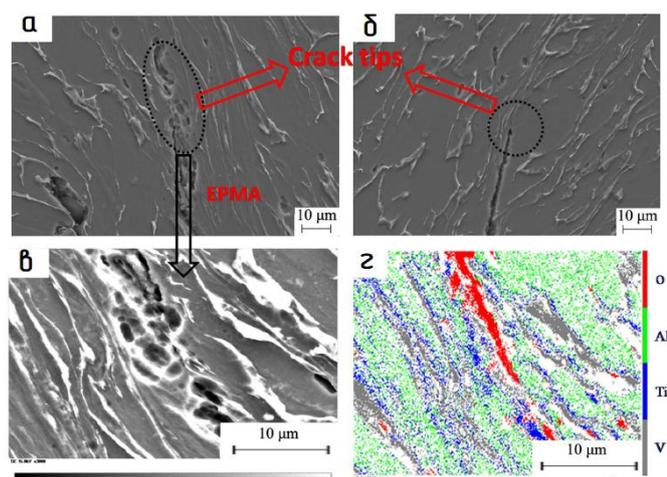


Рис.1.39. Морфология и анализ вершины трещины. (а) Вершина трещины при электропластическом сдвиге; (б) вершина трещины при изотермическом сдвиге; (в) сварка трещин при электропластическом сдвиге; (г) распределение легирующих элементов [58].

Еще один способ реализации ЭПЭ связан с *возможностью формирования УМЗ структуры материала* [103; 95]. Показано, что применение импульсного тока при прокатке позволяет достичь больших степеней деформации титана без разрушения, а в сочетании с последующим отжигом может способствовать получению полуфабрикатов с УМЗ структурой.

В работе [104] показано, что электрическая формовка является многообещающим процессом благодаря своим преимуществам, таким как снижение нагрузки формования, повышения формуемости и снижения пружинения. Рассматриваемый в работе метод микропрокатки позволяет уменьшить отходы материала и загрязнение окружающей среды в процессе производства текстурированной поверхности на медных листах Т2. Система микропрокатки ЭА состояла из устройства микропрокатки и источника питания. Было исследовано влияние напряжения, частоты и длительности импульса на высоту элемента. По сравнению с обычной микропрокаткой, процесс микропрокатки с током значительно увеличил высоту элемента, улучшил плоскостность листа с текстурой поверхности и значительно уменьшил шероховатость поверхности. Влияние электрического тока для

зерен разного размера не было одинаковым. Увеличение высоты элементов было более значительным для прокатанных листов, чем для отожженных листов. Более того, высота элемента незначительно меняется при изменении напряжения при большем размере зерна. Это исследование доказывает, что качество формовки листов с текстурированной поверхностью может быть улучшено при соответствующих электрических параметрах, а процесс микропрокатки может стать многообещающим методом текстурирования поверхности.

В работе [104] импульсный ток среднеквадратичной плотностью  $j_{ck} = 64-88 \text{ A/mm}^2$  использовался для инкрементной листовой формовки (рис.1.40) листа Ti-6Al-4V толщиной 0,8 мм. В процессе инкрементной формовки, инструмент двигался вниз по пирамидальной траектории (рис.1.41, а). Авторы отмечают, что тепловой эффект, вызванный электрическим импульсом, может привести к сильному окислению поверхности и увеличению зерна конечных деталей.

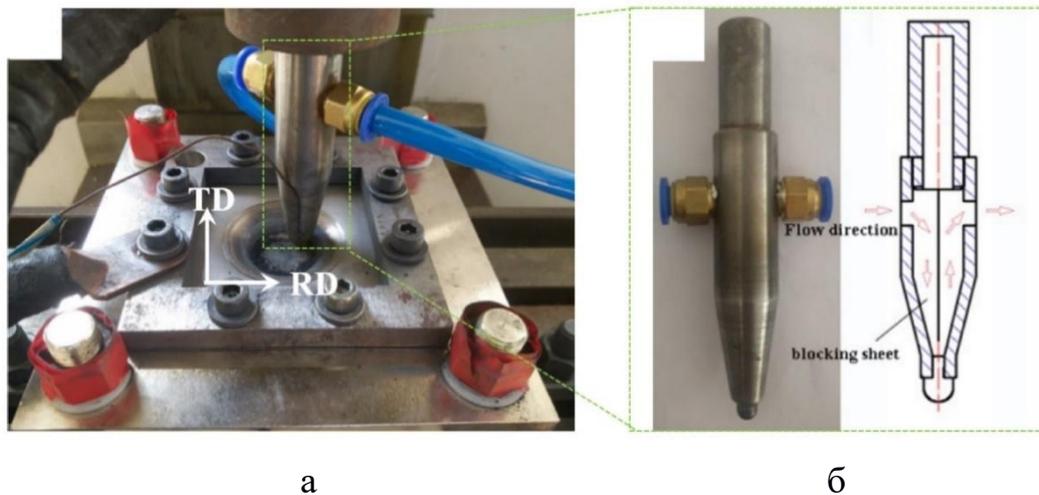


Рис.1.40 Испытательный стенд для инкрементной формовки (а) с системой водяного охлаждения (б) [104].

Для того, чтобы этого избежать, в процессе инкрементной формовки была использована система водяного охлаждения (рис.1.40, б), позволившая снизить температуру формовки и получить высококачественные детали из титанового сплава Ti-6Al-4V (рис.1.41, б).

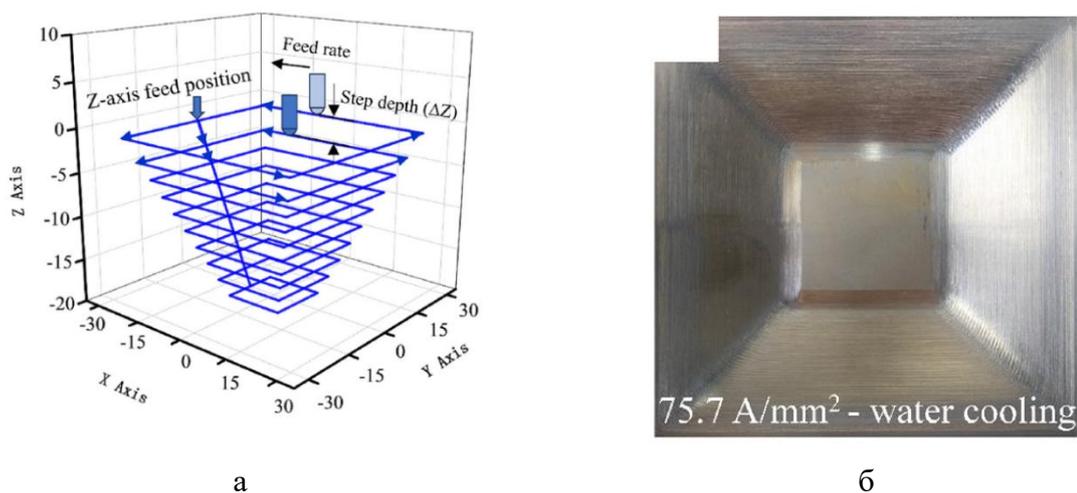


Рис. 1.41. Траектория формующего инструмента (а) и готовая деталь (б) [104].

Несмотря на то, что область применения ЭПЭ достаточно широка, в промышленность данная технология внедряется очень медленно. На сегодняшний день, в реальные технологические процессы внедрено микросверление [99], микроформовка [67] и микропрокатка [104], формообразование [104] с использованием ЭПЭ.

#### Выводы по главе:

Приведенный выше обзор исследований ЭПЭ в разных материалах и схемах деформации показал, что несмотря на многочисленные исследования особенностей проявления ЭПЭ, ряд важных факторов остается слабо изученными или даже не исследованными. Это относится, в частности к титану и его сплавам. Например, роль размера зерен исследовалась для VT1-0, VT6 и  $Ni_{49,3}Ni_{50,7}$  только в одной работе [55], при этом роль УМЗ структуры в деформационном поведении титана исследована лишь качественно. Влияние такого важного параметра, как скважность импульсного тока, прямо не исследована, хотя косвенно присутствует в работах. Другие параметры – критическая плотность тока и длительность импульса, требуют более детального изучения, в связи с влиянием структурных факторов. Деформируемость титана в УМЗ состоянии в сопровождении импульсного

тока при температурах, не превышающих температур начала рекристаллизации, с целью сохранения их механических характеристик, ранее не изучалась.

В связи с вышеизложенным целью настоящей работы является исследование влияния режимов импульсного тока и схемы деформации на деформационное поведение и микроструктуру титановых сплавов с различным исходным структурно-фазовым состоянием.

## Глава 2. Материалы, методы обработки и исследования

### 2.1. Материалы

Материалами исследования служили технически чистый титан марок Grade 2; Grade 4 и сплав ВТ6.

Что касается чистого титана, то указанные марки не сильно отличаются содержанием примесей (табл.2.1) и не могли принципиально повлиять на основные результаты. Применение Grade 2 и 4 было связано с необходимостью сравнения с зарубежными источниками.

Таблица 2.1

Химический состав исследуемых материалов [81 - 87].

Материал	Сортамент	N	C	H	Fe	O	V	Al	Zr	Si	Ti
Grade 2	Проволока	0,03	0,08	0,0125	0,3	0,25					
Grade 4	Лист	0,05	0,1	0,0125	0,5	0,4					основа
	Пруток		0,08	0,015							основа
ВТ6	Лист	0,05	0,1	0,015	0,6	0,2	5,3	6,8	0,3	0,1	основа
	Пруток	0,05	0,1	0,015	0,6	0,2	5,3	6,8	0,3	0,1	основа

Титан Grade 2 применялся в виде проволоки  $\varnothing$  2 мм. Grade 4 применялся в форме листа толщиной 2,2 мм и прутка  $\varnothing$  6 мм. Материалы исследовали в состоянии поставки (крупнозернистое), без и после отжига первого рода (200°C / 1 час). Кроме того, титан Grade 4 исследовали в УМЗ состоянии, полученном в ИФПМ УГАТУ методом РКУП-КОНФОРМ [106] с последующим волочением в форме прутка. Материал был поставлен в виде квадратного (10x10) и круглого ( $\varnothing$  6) прутка с различной термообработкой (табл.2.2). Титановый сплав ВТ6 был исследован в виде листа толщиной 2 мм и прутка  $\varnothing$  8 мм. Материалы, использованные в работе, с соответствующей термообработкой, были сгруппированы относительно разделов в табл. 2.2.

Таблица 2.2.

## Материалы, использованные в работе

Раздел	Марка / вид	Состояние
3.1.1	Grade 2 / проволока Ø2мм	Состояние поставки, КЗ
3.1.2		
3.2	Grade 4 / пруток Ø6 мм	Состояние поставки, КЗ
3.3	Grade 4 / лист 1 мм	Отжиг, КЗ
	Grade 4 / пруток Ø6 мм	Отжиг, КЗ
3.4.1	Grade 4 / пруток Ø5 мм	Отжиг, КЗ
3.4.2	Grade 4 / лист 2,2 мм	Состояние поставки, КЗ
3.5	BT6 / лист 2,2 мм	Отжиг, КЗ
4.1	Grade 4 / пруток Ø6 мм	РКУП + отжиг, УМЗ
4.2	Grade 4 / пруток 10x10 мм	РКУП + отжиг, УМЗ
4.3		
5.1	Grade 4 / лист 2,2 мм	Состояние поставки, КЗ
5.2	BT6 / лист 2,2 мм	Состояние поставки, КЗ
5.3		
5.4	BT6 / пруток Ø8 мм	Состояние поставки, КЗ

Титан начинает активно окисляться при температуре 400 градусов, поэтому в данной работе максимальной температурой испытаний принимается 350 градусов.

## 2.2. Оценка значимости сопутствующих эффектов импульсного тока

В результате анализа литературы в главе 1 были выделены наиболее вероятные эффекты тока, сопровождающие деформацию титана (рис. 2.1). Локальный разогрев на дефектах кристаллической решетки в данной схеме рассматривается, как отдельный механизм ЭПЭ, работающий вместе с электронно-дислокационным взаимодействием. Данные механизмы влияют друг на друга за счет роста электрического сопротивления на разогретых дефектах структуры. При этом разогретый дефект, например примесь, находящаяся на границе краевой дислокации, за счет возросшего сопротивления перестает разогреваться, и дислокация вместе с примесью может перескочить, срываясь с локальных стопоров, в холодный участок

кристаллической решетки. В этом участке дефект остывает, затем опять разогревается потоком электронов проводимости и перескакивает. Общая температура при этом повышается незначительно.

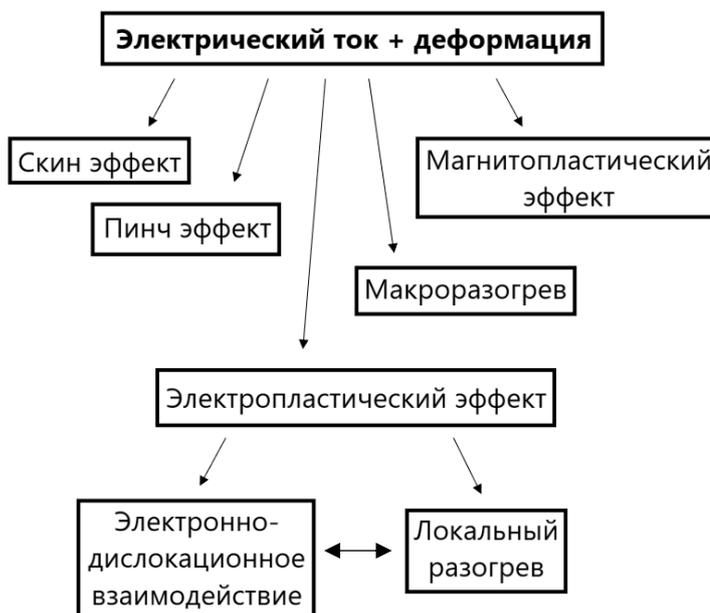


Рис. 2.1 Эффекты, сопровождающие деформацию с импульсным током

Наиболее важный эффект тока (макроразогрев) оценивался в процессе дальнейших экспериментов через сопоставление снижения напряжения течения вследствие разогрева от тока и внешнего источника нагрева при одинаковых температурах.

Для определения степени возможного влияния других сопутствующих импульсному току эффектов и обоснованного выбора режимов тока и формы/размеров образцов необходимо было оценить параметры скин- и пинч-эффектов тока, а также МПЭ. Последнее связано с тем фактом, что в исследуемых сплавах присутствует железо, являющееся ферромагнетиком.

На рис. 2.2 показана схема, форма и параметры импульсного тока с различным значением скважности.

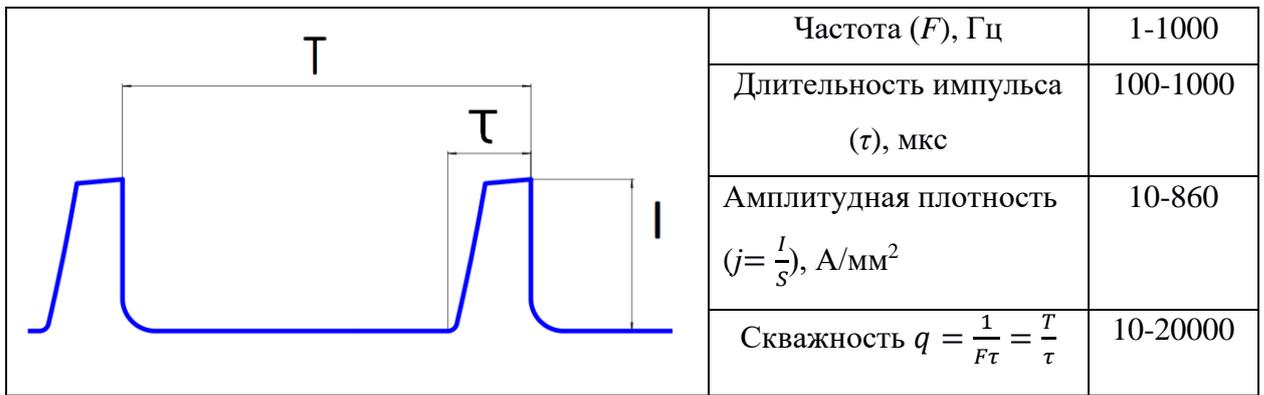


Рис. 2.2. Схема, форма и параметры импульсного тока:  $T$  – период;  $\tau$  – длительность импульса;  $I$  – сила тока.

### Скин-эффект.

Глубина скин-слоя  $\delta$  рассчитывается по формуле [8]:

$$\delta = \left( \pi F \mu \frac{1}{\rho} \right)^{-\frac{1}{2}} \quad (2.1)$$

Где  $\rho$  – удельное электросопротивление;  $\mu$  – абсолютная магнитная проницаемость;  $F$  – частота.

В таблице 2.3 приведена рассчитанная глубина скин-слоя исследуемых марок титана при  $\mu = 4\pi \cdot 10^{-7}$  для минимальной (в случае одиночных импульсов) и максимальной частоты генератора импульсного тока, использованной в исследованиях.

Таблица 2.3

### Глубина скин-слоя в титановых сплавах.

Материал	$\rho$ , Ом·м	$F$ , Гц	$\delta$ , мм
Grade 2	$5,6 \cdot 10^{-7}$	1	119,1
		1000	3,8
Grade 4	$6,1 \cdot 10^{-7}$	1	124,3
		1000	3,9
BT6	$1,71 \cdot 10^{-6}$	1	208,2
		1000	6,6

Расчетная глубина скин-слоя в пределах рассматриваемых частот, превышает размеры максимального сечения образцов (цилиндрических  $\varnothing 2$  мм, плоских  $2 \times 4$  мм), что соответствует равномерному распределению тока по сечению образцов и отсутствию скин-эффекта в эксперименте.

#### *Пинч-эффект.*

Величину радиальной силы  $P$ , действующей на центр образца рассчитывали по формуле [8]:

$$P = \frac{1}{4} \mu j^2 (r^2 - a^2) \quad (2.2)$$

Где  $j$  – амплитудная плотность тока;  $r$  – радиус проводника,  $a$  – расстояние от центра проводника (при определении  $P$  (МПа) - давления поля для центра поперечного сечения проводника  $a = 0$ ).

Пинч-действие тока в виде возникающего напряжения рассчитывалось по формуле [8]:

$$\Delta \sigma_{pinch} = 2\nu P \quad (2.3)$$

Где  $\nu$  – Коэффициент Пуассона,  $P$  – давление поля на центр поперечного сечения проводника (МПа)

В таблице 2.4 приведены величины напряжений, возникающих от пинч-действия тока вдоль центральной оси образца ( $a = 0$ ), при максимальной амплитудной плотности тока, используемой в экспериментах  $j_{max} = 1000$  А/мм<sup>2</sup> для титановых образцов круглого и плоского сечения. В случае плоского образца в качестве  $r$  был взят радиус окружности, описывающей плоское сечение.

Пинч-эффект прямо пропорционален площади поперечного сечения образца [10], поэтому на плоских образцах эффект больше. Рассчитанные значения напряжения, возникающего от пинч-действия тока, составляют менее 0,1% от рассматриваемых в работе напряжений при указанной плотности тока по отношению к амплитуде скачков.

## Пинч-действие тока в титановых сплавах.

Материал	$\nu$	Тип образца	$\Delta\sigma_{pinch}$ , МПа
Grade 2	0,37	Цилиндрический d=2мм	0,23
Grade 4	0,37	Плоский 2x4 мм	1,16
		Цилиндрический d=2мм	0,23
BT6	0,32	Плоский 2x4 мм	1
		Цилиндрический d=2мм	0,20

*Магнитоэластический эффект.*

Оценить величину МПЭ можно посредством прямого эксперимента, с целью определения минимальной (пороговой) индуктивности магнитного поля, необходимой для проявления эффекта. Предварительный анализ работ [14; 16; 17; 18; 106] позволяет оценить появление эффекта при значении индуктивности магнитного поля более 0,3 Тл. Расчеты индуктивности собственного магнитного поля титановых образцов, в процессе определения пинч-эффекта для исследуемых режимов тока показал, что максимальное значение индуктивности магнитного поля не превышает 0,1 Тл для BT1-0 и 0,05 Тл для Grade 4, BT6 и Ti6Al4VELI. Поскольку поле импульсное, а не постоянное, как в рассмотренных работах, величина 0,1 Тл является максимальным амплитудным значением, среднее же значение еще меньше. Поэтому возможное влияние МПЭ незначительное и в данной работе не рассматривается.

**2.3. Структурные методы исследования**

Для оценки возможных структурных изменений, вызванных электропластическим эффектом, использованы нижеперечисленные методы.

*Оптическая микроскопия*

Микроструктура образцов исследовалась на микроскопе Olympus Вх-51 при увеличении x500. Подготовку залитых бакелитовой смолой образцов для оптической микроскопии осуществляли последовательно механической

шлифовкой и полировкой, затем электрополировкой в растворе хлорной и уксусной ледяной кислот в соотношении 1:4 при напряжении 35-50 В. Выявление микроструктуры выполняли химическим травлением в растворе плавиковой и азотной кислот в воде в соотношении 1:2:47 частей.

#### *Просвечивающая электронная микроскопия*

Микроструктура тонких слоев образцов анализировалась с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEOL JEM 2100 в светлом поле при увеличениях до  $\times 10^5$ . Заготовки для фольг были вырезаны электроэрозионным способом и с помощью абразивной бумаги механически утонены до толщины 100 мкм. Затем двусторонней струйной электролитической полировкой на TenuPol-5 (Struers LLC) в растворе 5% хлорной кислоты, 35% бутанола и 60% метанола при температуре  $-30^\circ\text{C}$  были подготовлены фольги.

#### *Растровая электронная микроскопия*

Фрактографические изображения мест разрушения после экспериментов по растяжению, получены при помощи растрового сканирующего электронного микроскопа Tescan Mira 3 LMU. В ряде случаев для лучшего контраста образцы после статических испытаний на растяжение устанавливались под углом  $45^\circ$  к оси нагружения.

#### *Метод EBSD*

Микроструктура образцов анализировалась в продольном сечении для проволоки в состоянии поставки и проволоки после растяжения до разрушения. Для образцов после испытаний на растяжение микроструктуру исследовали на расстоянии 3 мм от поверхности излома. Поверхность образцов для анализа методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) готовились следующим образом: заготовки материала разрезались на две равные половины в продольном направлении электроискровым методом, затем эти пластины механически утончались на абразивной бумаге, а затем на алмазной пасте с последовательным переходом на более мелкий абразив. Окончательную полировку проводили методом струйной электрополировки

на станке «Тепурол-3» с использованием электролита следующего состава: 600 мл метанола, 350 мл бутанола и 60 мл хлорной кислоты. Режим полировки заготовок 25 В при температуре  $-30^{\circ}\text{C}$ . Для EBSD-анализа использовался сканирующий электронный микроскоп Tescan Mira 3LMH со встроенным программным обеспечением CHANNEL 5.0. Сканирование осуществлялось с ускоряющим напряжением 20 кВ. Шаг сканирования составлял 1 мкм, максимально допустимая погрешность определения угла разориентации составляла  $2^{\circ}$ . Для индексации дифракционной картины используется не менее пяти линий Кикучи. При анализе кристаллографической разориентации зерен области, состоящих из восьми точек и менее, удаляются из карт EBSD как недостоверные [108]. Различные кристаллографические ориентации отображаются на картах разориентации разными цветами. Малоугловыми границами (МУГ) считались границы с разориентацией от  $2^{\circ}$  до  $15^{\circ}$ , а границы с разориентацией более  $15^{\circ}$  считались высокоугловыми границами (БУГ). Количественное описание микроструктуры выполнялось в соответствии с рекомендациями ASTM E112-10. В качестве размера зерна использовался эквивалентный диаметр.

В этом исследовании карты локальной разориентации используются для представления искажений решетки внутри каждого зерна. Разориентации выше  $5^{\circ}$  исключаются [109]. Поскольку среднее значение разориентации зависит от размера шага сканирования [109, 110], для определения ядра были выбраны ближайшие соседи [109]. В работах [111, 112] было отмечено, что низкий угол значений локальной разориентации может быть обусловлен снижением качества рисунка и фоновым шумом карт EBSD. Поэтому значения локальной разориентации ниже  $0,1^{\circ}$  были удалены и не использовались для расчетов и обсуждения в этой работе.

#### *Рентгеноструктурный анализ*

Определение размера областей когерентного рассеяния и микродеформаций по уширению линий выполняли методом дифракции

рентгеновских лучей с помощью дифрактометра Bruker D8, оснащенного сцинтилляционным детектором Bruker.

Рентгеновский анализ уширения дифракционных линий проводили по порошковой дифрактограмме, полученной при симметричной съемке  $\theta-2\theta$  со сканирующим точечным детектором, в геометрии параллельного пучка.

Оценку уширения дифракционных максимумов проводили путем сравнения уширения линий первого и второго порядков (НКЛ и 2Н2К2Л) с профилем, полученным для эталонного материала, однородного по составу. Точность определения углового положения дифракционных пиков  $\pm 0,02^\circ$ . Пределы допускаемой абсолютной погрешности интегральной полуширины дифракционного максимума -  $5 \cdot 10^{-4}$  рад. Такая ошибка позволяет оценить размер ОКР с точностью до 0,5 нм, а величину микродеформации до 0,02%.

Принималось, что профиль рентгеновской дифракционной линии описывается функцией Фойгта, которая является комбинацией функции Коши и Гаусса. Экспериментально измеренный профиль ( $h$ ) является комбинацией структурно уширенного профиля ( $f$ ) и стандартного профиля ( $g$ ). Стандартный профиль используется для учета инструментального уширения. Тогда

$$hc = gc * fc \text{ и } hG = gG * fG \quad (2.4)$$

где индексы  $C$  и  $G$  означают компоненты Коши и Гаусса профиля Фойгта, а звездочка (\*) - символ операции свертки. Отсюда следует, что интегральные ширины для профиля  $f$  ( $\beta^f_C$  и  $\beta^f_G$ ) после коррекции инструментального уширения даются выражениями:

$$\beta^f_C = \beta^h_C - \beta^G_C \quad (2.5)$$

$$(\beta^f_G)^2 = (\beta^h_G)^2 - (\beta^G_G)^2 \quad (2.6)$$

Составляющие Коши и Гаусса могут быть получены из  $\beta$  и отношения  $2w/\beta$  для  $h$  и  $g$  профилей, где  $2w$  – ширина на половине высоты рентгеновского пика и  $\beta$  – интегральная ширина. Были получены следующие эмпирические уравнения:

$$\beta_C = \beta[2.0207 - 0.4803(2w/\beta) - 1.7756(2w/\beta)^2] \quad (2.7)$$

$$\beta_G = \beta \{ 0.6420 + 1.4187[(2w/\beta) - 2/\pi]^{1/2} - 2.2043(2w/\beta) + 1.8706(2w/\beta)^2 \} \quad (2.8)$$

Размеры ОКР ( $D$ ) и микродеформации ( $\varepsilon$ ) могут быть получены из выражений:

$$D = K \gamma / \beta^f_C \cos \theta \quad (2.9)$$

$$\varepsilon = \beta^f_G / 4 \operatorname{tg} \theta \quad (2.10)$$

где коэффициент  $K = 0.9$ .

## 2.4. Механические испытания

Для механических испытаний в сопровождении импульсного тока использовался генератор ГИТ-5000 изготовленный в ООО НПКЦ «Курсор». Генератор импульсов тока «ГИТ-5000» (ГИТ) предназначен для формирования однополярных импульсов тока на низкоомную нагрузку.

Структурная схема ГИТ приведена на рис. 2.3.

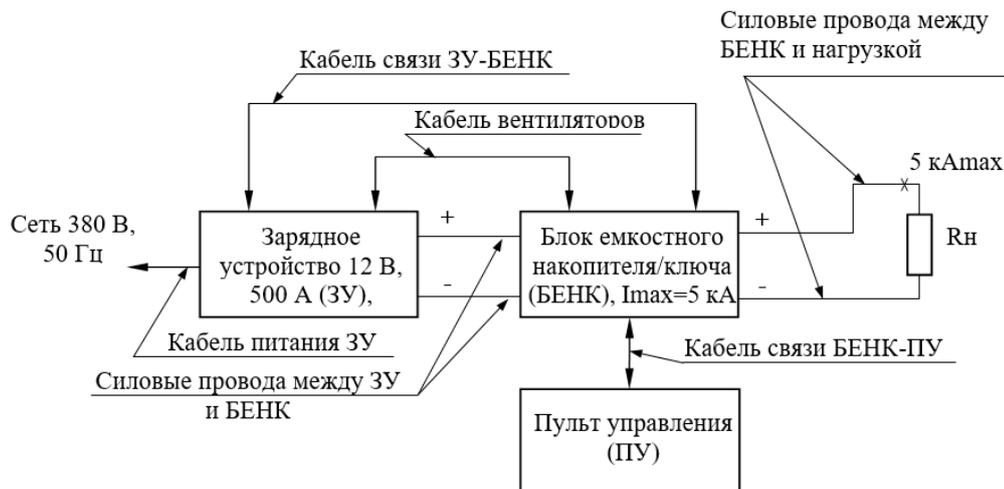


Рис. 2.3. Структурная схема ГИТ

ГИТ имеет пульт управления, который обеспечивает:

- включение и выключение ГИТ;
- установку амплитуды импульсов тока и ее индикацию. Установка значения импульсного тока на конкретную нагрузку производится за счет ручной регулировки выходного напряжения зарядного устройства;
- контроль и индикацию неисправности ГИТ и цепи нагрузки;

- световую сигнализацию о наличии питающей сети;
- при коротком замыкании или режиме холостого хода на выходе ГИТ;
- при перегреве внутренних элементов ГИТ;
- в случае выброса входного напряжения сети за предельные значения.

Технические характеристики ГИТ приведены в таблице 2.5

Таблица 2.5

Технические характеристики ГИТ 5000

ГИТ питается от трехфазной сети с рабочим диапазоном	380 В ±10 %; (50±1) Гц
Предельные значения питающей сети	340 В; 420 В
Максимальное значение импульсного тока	5000 А
Максимальное значение амплитуды импульсов, не более	12 В
Диапазон регулирования амплитуды тока импульсов	500 – 5000 А
Регулировка длительности импульсов	$\tau = 30 - 1000$ мкс
Регулировка частоты следования импульсов	$F = 1,0 - 1000$ Гц
Минимальное значение скважности	$Q = \frac{1}{\tau F} = 10$
Регулировка времени работы ГИТ от таймера	1,0 – 99999 с (~28 ч)
Мощность потребления по сети 380 В, 50 Гц, не более	7 кВт

Амплитудную плотность тока, длительность импульса и его форму контролировали с помощью осциллографов INSTRUSTAR ISDS205 и АКИМ – 4131/2. При скважности  $Q = 10$  генератор работал в автоматическом режиме, импульсный ток предварительно подавался на образец с частотой 1-1000 Гц, испытание начиналось после стабилизации заданной температуры. В режиме одиночных импульсов (остальные значения скважности) ток подавался вручную, после запуска испытания. Величина ЭПЭ оценивалась амплитудой скачка  $\sigma_a$  напряжения при одиночных импульсах и снижением напряжения

течения  $\Delta\sigma$  при скважности  $Q = 10$ . Реальная форма импульса была трапецевидной, но в данной работе принимается допущение, что она была прямоугольной.

Температуру образцов контролировали прибором Digital Thermometers UT320 Series, оснащенный компьютерным интерфейсом сбора данных и хромель-алюмелевой термопарой в центре образца с точностью  $\pm 2^\circ\text{C}$ .

### *Растяжение*

Испытания на растяжение цилиндрических, пропорциональных образцов проводились согласно ГОСТ 1497-84.

Условный предел текучести ( $\sigma_{0,2}$ , МПа) рассчитывался по формуле

$$\sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{F_0} \quad (2.11)$$

Где  $P_{0,2}$  - усилие при деформации 0,2%,  $F_0$  – начальная площадь поперечного сечения

Временное сопротивление ( $\sigma_B$ , МПа) рассчитывалось по формуле:

$$\sigma_B = \frac{P_{max}}{F_0} \quad (2.12)$$

Где  $P_{max}$  – наибольшее усилие, предшествующее разрушению образца,  $F_0$  – начальная площадь поперечного сечения.

Определение равномерного относительного удлинения выполняли по машинным электронным данным.

Информация с тензодатчика машины, время и перемещение фиксировались в режиме реального времени и передавались в модуль сбора данных Analyzer, что позволило построить кривые по всем синхронизированным точкам в автоматическом режиме. Для расчета относительного удлинения, в соответствии с ГОСТ 1497-84, на образцы наносились риски. Измерение начальной ( $l_0$ ) и конечной ( $l_k$ ) расчетной длины проводилось при помощи электронного штангенциркуля.

Относительное удлинение образца после разрыва ( $\delta$ , %) рассчитывалось по формуле:

$$\delta = \frac{(l_k - l_0) \cdot 100}{l_0} \quad (2.13)$$

Где  $l_k$  и  $l_0$  конечная и начальная расчетная длина образца, соответственно.

Относительное сужение после разрыва ( $\psi$ , %) рассчитывалось по формуле:

$$\psi = \frac{(F_k - F_0) \cdot 100}{F_0} \quad (2.14)$$

Где  $F_k$  и  $F_0$  конечная и начальная расчетная площадь поперечного сечения образца, соответственно.

Цилиндрические и плоские образцы для растяжения изготавливались точением и электроискровой обработкой, соответственно. Форма и размеры пропорциональных образцов для растяжения показаны на рис. 2.4.

Для проволочных образцов использовалась база в 25 мм, остальные параметры испытания были также взяты из ГОСТ 1497-84.

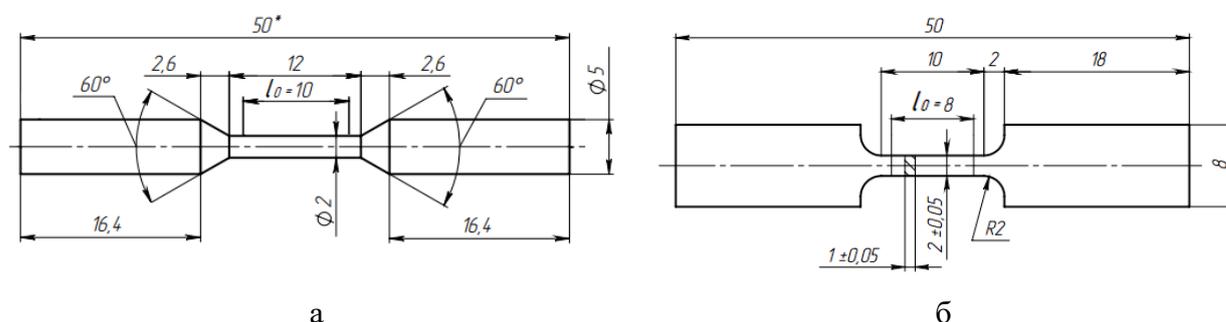


Рис. 2.4. Форма и размеры образцов для растяжения: а – цилиндрические; б – плоские.

Испытания на растяжение выполняли на горизонтальной разрывной машине ИР-5081 с программным комплексом Analyzer и вертикальной разрывной машине Instron 1115. Скорость испытания составляла 1 мм/мин. К зажимам разрывной машины от генератора через медные шины, контактирующие с головками образца, подводился импульсный ток. Захваты образцов изолировались от машины проставками из стеклотекстолита.

Для внешнего нагрева образца с целью определения вклада теплового эффекта тока был использован технический фен МАКИТА HG6530VK. Схема

испытательного стенда показана на рис. 2.5.

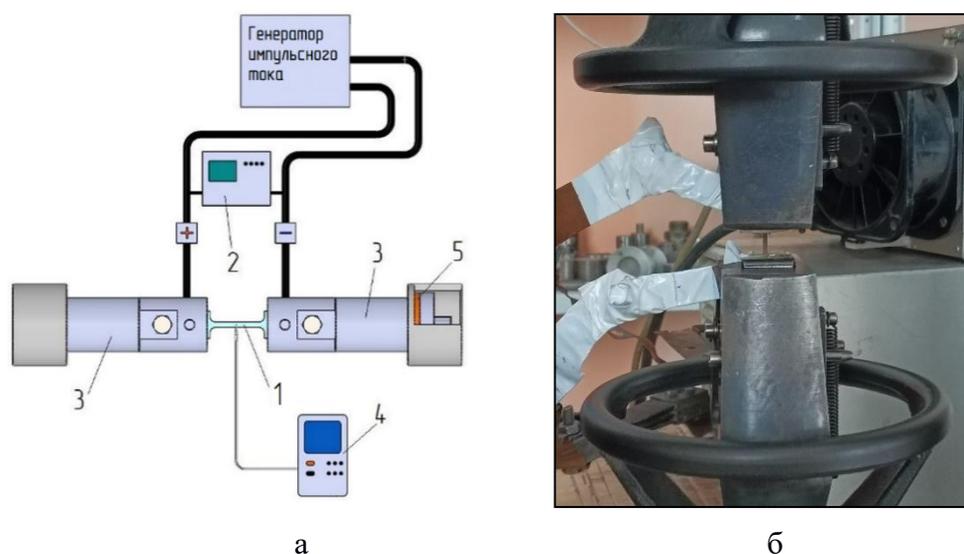


Рис. 2.5. Схема испытательной установки (а) и вид захватов с установленным образцом (б): 1 – Образец; 2 – Осциллограф; 3 – Захваты; 4 – Цифровой вольтметр с подключенной термопарой; 5 – Изоляция (на втором захвате не показана).

### *Изгиб*

Для разработки методики испытаний на изгиб был использован ГОСТ 4648-2014. Были изготовлены плоские образцы размерами  $2,2 \times 25 \times 84$  мм<sup>3</sup> и  $1 \times 10 \times 80$  мм<sup>3</sup>. Разница в сечениях обусловлена размерами исходной заготовки, из которой вырезались образцы.

Испытания на изгиб выполняли на горизонтальной испытательной машине И-5081 при скорости 1 мм/мин. Для первых испытаний была разработана оснастка, состоящая из пуансона с радиусом закругления 15 мм и углом  $45^\circ$  и раздвижных опор (рис.2.6, а). После выявленных в процессе экспериментов недостатков, была разработана вторая оснастка (рис.2.6, б). Одним из выявленных недостатков являлось минимальное расстояние между опорами матрицы. Данное расстояние составляло  $K = 46$  и 35 мм для оснастки первого и второго типа соответственно.

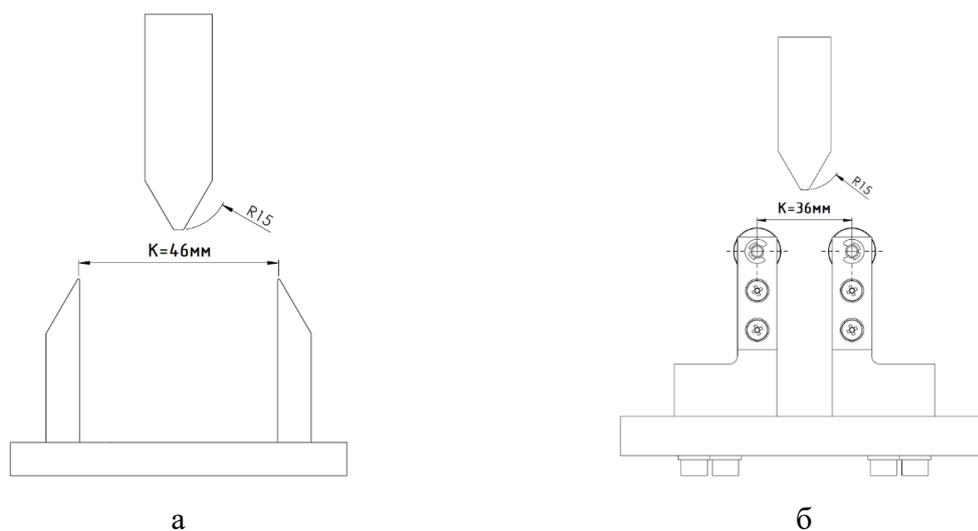


Рис.2.6. Схема гибочной оснастки: а – тип 1; б – тип 2

В процессе нагружения на первом типе оснастки возникала значительная боковая нагрузка, которая компенсировалась струбциной (рис.2.6, б). На модифицированной оснастке (тип 2) данный недостаток был устранен, расстояние между опорами уменьшено, боковая нагрузка снижена, опоры также были усилены и оснащены роликами (рис.2.6). Выбранный радиус пуансона  $R=15$  мм предотвращает преждевременное разрушение образца, за счет формирования большего внутреннего радиуса изгиба. Минимальный внутренний угол изгиба ограничен конструкцией оснастки и составляет  $90^\circ$ .

Матрица и пуансон изолировались от машины проставками из стеклотекстолита. Температуру образца в процессе растяжения контролировали хромель-алюмелевой термопарой в центре образца с точностью  $\pm 2^\circ\text{C}$ . Помимо центральной части образца, температура в некоторых случаях контролировалась рядом с опорами матрицы. Для подведения тока были использованы две различные схемы (рис. 2.7, а). Ток предварительно подавался на образец, испытание начиналось после стабилизации заданной температуры. Плотность тока рассчитывалась исходя из площади поперечного сечения изгибаемых образцов без учета направления тока. Для нагрева образца воздухом с целью определения теплового эффекта тока, был использован технический фен МАКИТА HG6530VK. Схемы

испытательных стендов показаны на рис. 2.7 и рис. 2.8. Модифицированный стенд (рис. 2.7) оснащен роликовой раздвижной матрицей.

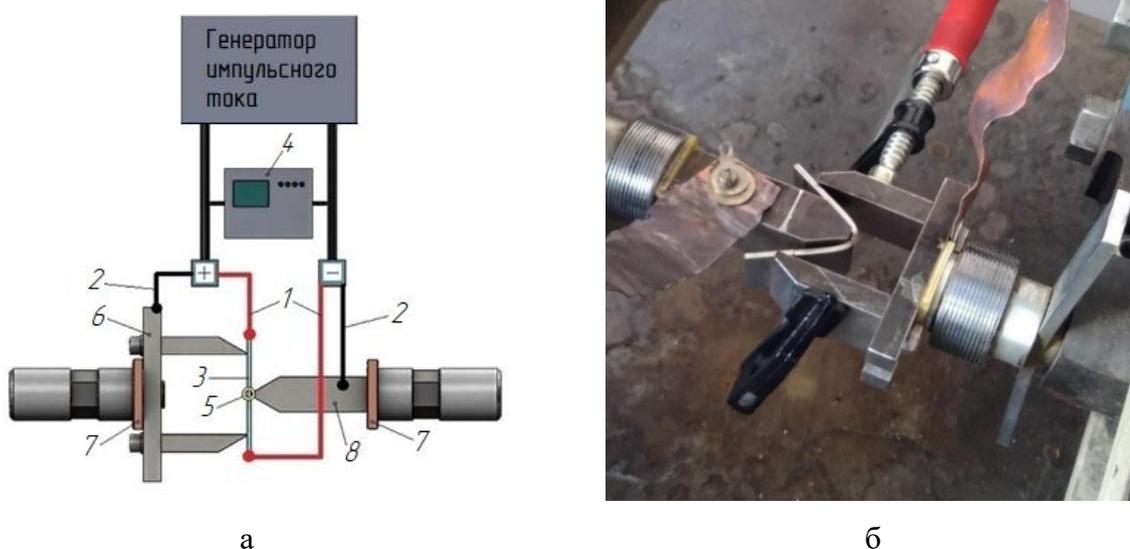


Рис. 2.7. Схема испытаний на трехточечный изгиб на оснастке первого типа (а) и вид оснастки (б): 1 – Вдоль образца; 2 – Через пуансон и матрицу; 3 – Образец; 4 – Осциллограф; 5 – Цифровой вольтметр с подключенной термопарой; 6 – Раздвижные опоры; 7 – Изолятор; 8 – Пуансон

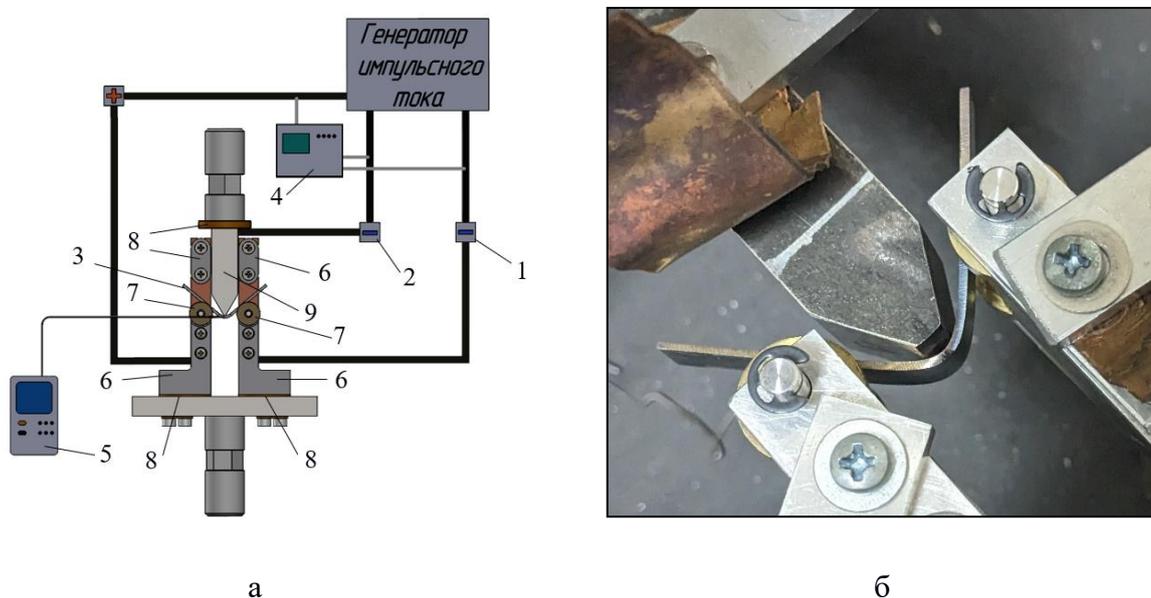


Рис. 2.8. Схема испытаний на трехточечный изгиб на оснастке второго типа с роликовыми опорами (а) и вид оснастки (б): 1 – Ток через опоры матрицы; 2 – Ток через пуансон и одну опору матрицы; 3 – Образец; 4 – Осциллограф; 5 – Термопара; 6 – Раздвижная опора; 7 – Ролик; 8 – Изолятор; 9 – Пуансон.

Для построения кривых «напряжение изгиба - деформация» прилагаемую нагрузку и перемещение пересчитывали в напряжения и деформации по формулам [113]

$$\sigma_f = \frac{3FL}{2bh^2} \quad (2.15)$$

$$\varepsilon_f = \frac{600kh}{L^2} \quad (2.16)$$

Где  $F$  – нагрузка в  $H$ ;  $L$  – расстояние между опорами, в мм;  $b$ ,  $h$  – ширина и толщина образца в мм;  $k$  – перемещение пуансона в мм.

Угол оценивался после завершения испытания путем измерения в нагруженном и разгруженном состоянии.

Для оценки эффективности использования тока в условиях максимально приближенных к реальному производству полуфабрикатов имплантатов, была разработана специальная оснастка, состоящая из Z-образных пуансона и матрицы (рис. 2.9). Оснастка устанавливалась на горизонтальную разрывную машину И-5081 через изолированные переходники, к пуансону и матрице подводился импульсный электрический ток. На схеме рис. 2.9, а показано, что ток проходит через пластину в двух участках одновременно. Плотность тока в данном случае также принималась исходя из площади поперечного сечения заготовки.

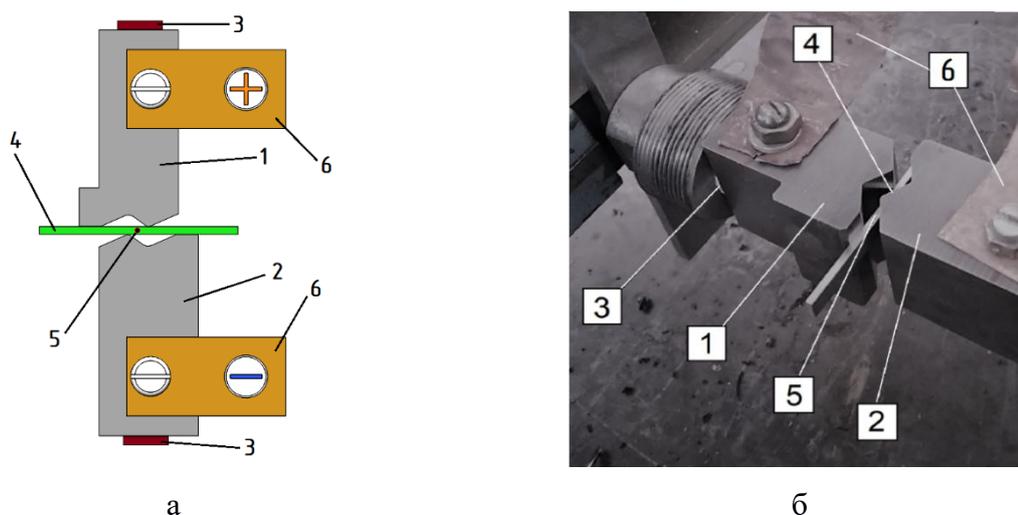


Рис. 2.9. Схема испытаний на Z-образный изгиб (а) и вид оснастки (б): 1 – Пуансон, 2 – Матрица, 3 – Изоляционная вставка, 4 – Место измерения температуры, 5 – Заготовка, 6 – Контактные шины.

Данная оснастка предназначена для апробации технологических режимов производства медицинских имплантатов.

### Сжатие

Испытания на сжатие проводились согласно ГОСТ 25.503-97, использовались цилиндрические образцы, изготовленные токарной обработкой, согласно эскизу, показанному на рис. 2.10.

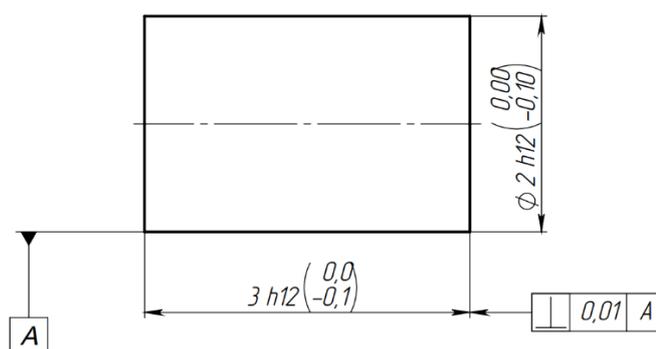


Рис. 2.10. Образец для испытаний на сжатие

Сжатие выполняли на горизонтальной испытательной машине И-5081 при скорости 1 мм/мин. Торцы образцов смазывалась токопроводящей консистентной смазкой. Общий вид оснастки показан на рис.2.11.

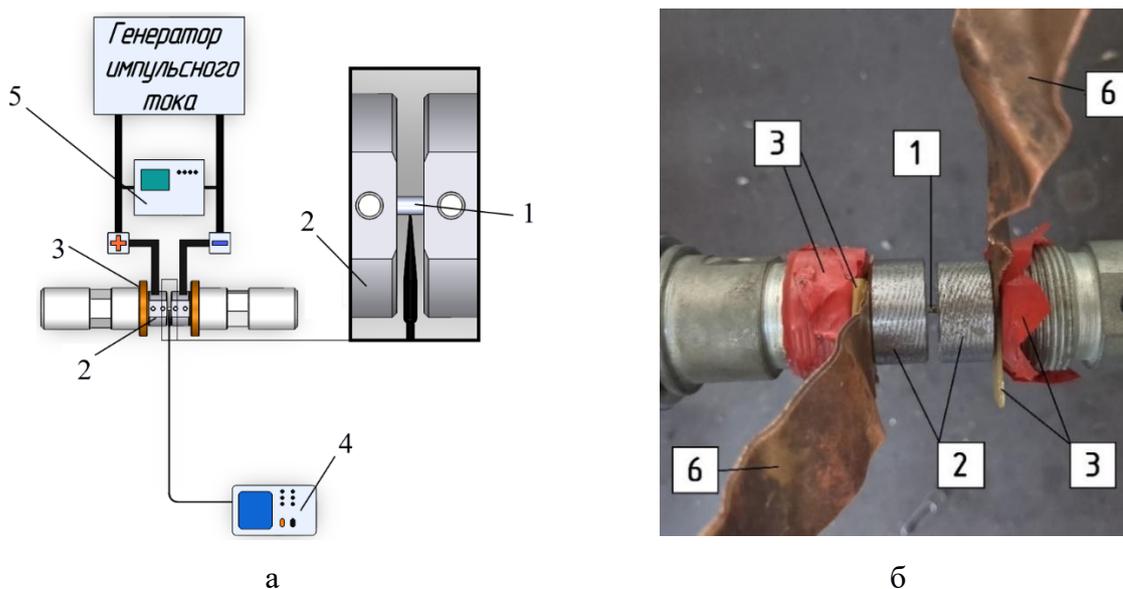


Рис. 2.11. Схема (а) и вид (б) стенда для испытаний на сжатие: 1 – Образец, 2 – Пуансон, 3 – Изоляция, 4 – Цифровой вольтметр с подключенной

термопарой, 5 – Осциллограф, 6 – Шины

Испытание было ограничено деформацией в 67% в связи с резким повышением усилия. Инженерная деформация рассчитывалась по формуле [114]:

$$\varepsilon = \frac{(\Delta H)}{H} \cdot 100\% \quad (2.17)$$

где  $\Delta H$  – относительное сокращение, а  $H$  – начальная высота образца. Напряжение рассчитывалось по формуле  $\sigma = \frac{F}{S}$ , где  $F$  – усилие,  $S_0$  – площадь начального поперечного сечения. Анализ деформационного поведения проводился в диапазоне значений  $\varepsilon = 0 \dots 30\%$ .

Температуру образца в процессе сжатия контролировали хромель-алюмелевой термопарой с точностью  $\pm 2^\circ\text{C}$ . Ток предварительно подавался на образец, испытание начиналось после стабилизации заданной температуры. Плотность тока рассчитывалась исходя из начальной площади поперечного сечения изгибаемых образцов.

### *Микротвердость*

Микротвердость измерялась при помощи прибора ПМТ-3, с помощью четырехгранной пирамиды с квадратным основанием, при нагрузке 100 г, длительности выдержки 15с.

Микротвердость определялась по формуле [115]:

$$HV = \frac{F}{S} = \frac{2F \cdot \sin d/2}{d^2} = 1,854 \frac{F}{d^2} \quad (2.18)$$

где  $F$  – нагрузка, Н;

$d$  – среднее арифметическое от длин диагоналей отпечатка, мкм.

На каждом образце проводили не менее десяти измерений на точку, относительная погрешность не превышала 5%.

Подготовку залитых бакелитовой смолой образцов для измерения микротвердости осуществляли последовательно механической шлифовкой и полировкой. Измерение микротвердости образцов после растяжения

осуществлялось в трех областях (рис.2.12).

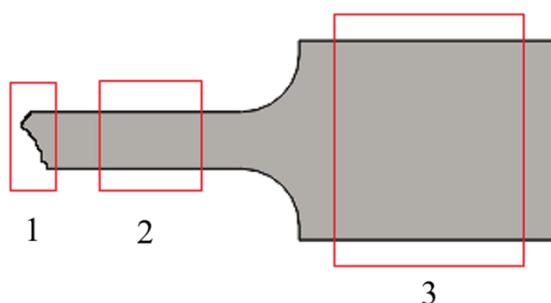


Рис.2.12. Схема измерения микротвердости для образцов после растяжения в деформированной (1, 2) и недеформированной (3) зонах: 1 – шейка, 2 – рабочая зона, 3 – головка.

Для исследования микротвердости образцов, испытанных на изгиб, использовалась схема, показанная на рис. 2.13.

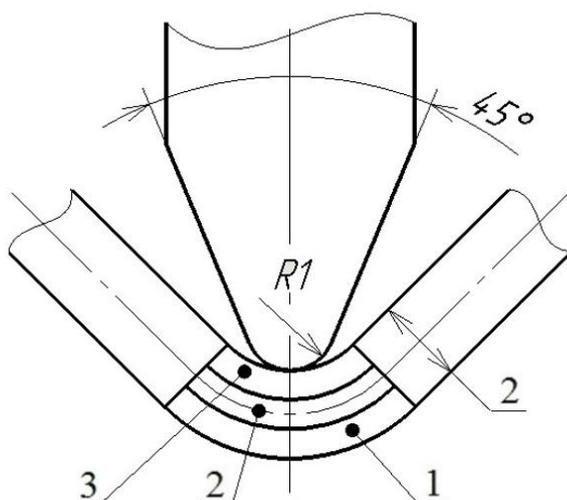


Рис.2.13. Схема измерения микротвердости образцов после изгиба: 1 – зона растяжения, 2 – нейтральный слой, 3 – зона сжатия

## 2.5. Термическая обработка

Отжиг первого рода для КЗ и УМЗ образцов проводился в муфельной печи Nabertherm L 24/11 в воздушной атмосфере. Образцы помещались в печь после ее предварительного нагрева и нагревались до температуры  $200^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$

с выдержкой 1 ч с последующим охлаждением вместе с печью до комнатной температуры.

## 2.6. Методика оценки ЭПЭ

Отделение ЭПЭ от теплового действия тока производилось путем сравнения напряжения течения при одинаковых температурах, полученных вследствие прохождения импульсного тока и нагрева от технического фена.

Разница напряжений течений рассчитывалась по формуле:

$$\Delta\sigma_B = \frac{(\sigma_B - \sigma_B^{\text{ЭПЭ}}) \cdot 100\%}{\sigma_B} \quad (2.19)$$

где  $\sigma_B$  – предел прочности без тока;  $\sigma_B^{\text{ЭПЭ}}$  – предел прочности с током;

Амплитуда скачка при воздействии отдельного импульса тока в процентном соотношении рассчитывалась по формуле:

$$\Delta\sigma_a = \frac{\sigma_a}{\sigma_T} \cdot 100\% \quad (2.20)$$

где  $\sigma_a$  – амплитуда скачка напряжения течения;  $\sigma_T$  – напряжение течения в момент подачи импульса.

### **Глава 3. Влияние импульсного тока на деформационное поведение и микроструктуру КЗ титановых сплавов**

В первых экспериментах на проволоке Grade 2 проводились исследования, целью которых было исследовать отклик материала на воздействие импульсного тока различных режимов на деформационное поведение при растяжении титановой проволоки Grade 2. Вторая цель заключалась в демонстрации восстановления напряжения течения до исходных значений при отключении импульсного тока в процессе деформации (*in situ* действия ЭПЭ). Дальнейшие эксперименты на проволоке Grade 2 проводились с целью изучения влияния режимов (плотности, частоты, длительности импульса и скважности) импульсного тока на деформационное поведение титановой проволоки Grade 2. Исходя из величины данных параметров определялась критическая плотность тока, для возникновения ЭПЭ.

Последующие исследования были посвящены влиянию режимов тока и различных способов деформации на микроструктуру более прочного титана Grade 4 и титанового сплава ВТ6. Данные материалы трудно деформируются в холодном состоянии и широко используются для изготовления имплантатов.

#### **3.1. Влияние режимов импульсного тока при растяжении на деформационное поведение и микроструктуру титана**

##### **3.1.1. Влияние включения-отключения тока**

Цель эксперимента заключалась в исследовании особенностей деформационного поведения титана при растяжении, при кратковременном введении тока различной плотности и скважности и частоты. Был использован автоматический режим введения тока (плотность  $j = 60 \text{ А/мм}^2$ , длительность импульса  $\tau = 100 \text{ мкс}$ , частота  $F = 1000 \text{ Гц}$ , скважность  $Q = 10$ ) и одиночные импульсы тока вводимые вручную ( $j = 400 - 860 \text{ А/мм}^2$ ,  $\tau = 100, 500, 1000 \text{ мкс}$ ). Плотность тока в ручном и автоматическом режиме отличается

на порядок, но энергетическое воздействие сопоставимо, поскольку серия коротких импульсов ( $j = 60 \text{ А/мм}^2$ ;  $\tau = 100 \text{ мкс}$ ) компенсируется одним мощным длинным ( $j = 860 \text{ А/мм}^2$ ;  $\tau = 1000 \text{ мкс}$ ).

На рисунке 3.1 показаны кривые напряжение-деформация. Испытание без тока (кривая 1) демонстрирует типичное механическое поведение, свойственное отожженному титану. Отмечается хорошо выраженная стадия деформационного упрочнения вплоть до образования шейки, которая заканчивается быстрым разрушением образца. На кривых присутствуют мелкие скачки напряжения, связанные с некоторой неравномерностью работы привода машины на низких скоростях движения траверсы.

Испытание в сопровождении тока в автоматическом режиме с скважностью  $Q = 10$  (кривая 2) отмечается значительным снижением напряжения течения, деформационного упрочнения и относительного удлинения до разрушения.

Испытание с различными режимами тока (кривая 3) начиналось в сопровождении тока  $j = 60 \text{ А/мм}^2$ ;  $\tau = 100 \text{ мкс}$ ;  $Q = 10$ . После прохождения упругого участка кривой деформации ток был отключен и напряжение течения восстановилось практически до значений соответствующих испытанию без тока (кривая 1).

Последующее включение тока сопровождается резким снижением напряжения течения ( $\Delta\sigma = 40 \text{ МПа}$ ) и восстановлением напряжения течения после выключения. Далее генератор был перенастроен на режим пропускания отдельных импульсов с плотностью тока  $j = 860 \text{ А/мм}^2$ . Были последовательно пропущены три импульса различной длительности  $\tau = 1000, 500, \text{ и } 100 \text{ мкс}$  (кривая 3). Импульсы сопровождались скачками напряжения вниз ( $\sigma_a$ ). Два из них отчетливо видны ( $\tau = 1000 \text{ и } 500 \text{ мкс}$ ), третий слабо различим (100 мкс). Перед следующим включением генератора плотность тока была снижена до  $j = 400 \text{ А/мм}^2$  и были также пропущены три импульса  $\tau = 1000, 500, \text{ и } 100 \text{ мкс}$ . Два скачка ( $\tau = 1000 \text{ и } 500 \text{ мкс}$ ) заметно меньшей амплитуды отчетливо видны (кривая 3), третий не просматривается.

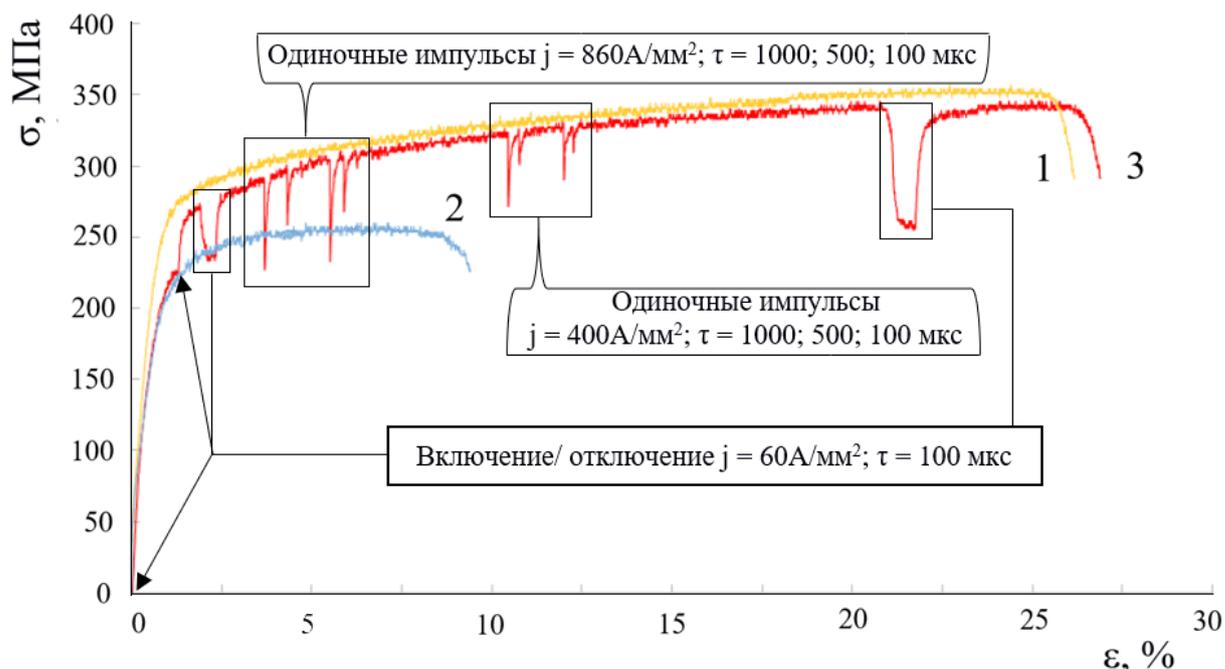


Рис. 3.1. Деформационное поведение титана Grade 2 при растяжении: 1 – без тока; 2 –  $j = 60 \text{ А/мм}^2$ ;  $\tau = 100 \text{ мкс}$ ;  $Q = 10$ ; 3 –  $j = 60 \text{ А/мм}^2$ ;  $\tau = 100 \text{ мкс}$ ;  $Q = 10$  и  $j = 860 \text{ А/мм}^2$ ;  $\tau = 100, 500, 1000 \text{ мкс}$ .

Интерпретация представленных результатов на рис.3.1 заключается в следующем. Восстановление напряжения течения практически до исходных значений (рис.3.1, кривая 3) после отключения подачи тока низкой скважности, свидетельствует о действии тока *in situ*, т.е. снижение напряжения течения происходит только при одновременном воздействии тока и деформации. Неполное восстановление напряжения течения в последнем «скачке», вызванным кратковременным введением тока низкой скважности (кривая 2) может свидетельствовать о релаксации внутренних напряжений. Снижение амплитуды «скачков» с уменьшением плотности тока (кривая 3) подтверждает качественную зависимость ЭПЭ от плотности тока, а отсутствие «скачков» при длительности импульса  $\tau = 100 \text{ мкс}$  подтверждает гипотезу представленную в работе [39] о наличии критического значения длительности импульса. Увеличение амплитуды «скачка» напряжения для тока одинакового режима в начале и в конце области деформационного упрочнения может быть объяснено повышением плотности дислокаций и, соответственно, ЭПЭ.

Таким образом, характер действия ЭПЭ зависит от длительности импульса, плотности и скважности импульсного тока. Ток высокой скважности способствует образованию резких «скачков» напряжения вниз, ток низкой скважности позволяет плавно снижать напряжение течения без видимых «скачков». Отключение тока приводит к восстановлению напряжения течения практически до исходных значений, что позволяет предполагать о *in situ* действии тока.

### 3.1.2. Влияние плотности тока

В литературном обзоре показано, что при изучении ЭПЭ особое внимание уделяется влиянию плотности тока, критическое значение которой является необходимым условием проявления ЭПЭ. Как показано в 3.1.1. отдельные импульсы тока приводят к возникновению резких скачков напряжения вниз, а ток низкой скважности способствует плавному снижению напряжения течения. Поэтому критическая плотность тока будет определяться отдельно для высокой и низкой скважности. В качестве материала для экспериментов была использована проволока из технически чистого титана Grade 2 в отожженном состоянии, с средним размером зерна 100 мкм.

#### *При высокой скважности*

На рис. 3.2. показаны результаты испытаний на растяжение с использованием одиночных импульсов тока различной плотности с постоянными значениями частоты, длительности импульса и скважности. Испытание без тока (кривая 1) подтверждает, что материал по механическим свойствам соответствует отожженному состоянию, на кривой присутствует значительный участок деформационного упрочнения. Ток плотностью  $j = 250$  и  $300$  А/мм<sup>2</sup> не привел к значительному изменению деформационного поведения (кривые 2, 3). При увеличении масштаба, можно наблюдать скачки ( $\sigma_a$ ) напряжения 4 – 6 МПа (рис. 3.2, вставка), указывающие на проявление ЭПЭ. Поскольку данные скачки близки по амплитуде к погрешности машины, то нельзя с уверенностью констатировать значение критической плотности

тока, данное значение должно быть подтверждено на более современной испытательной машине.

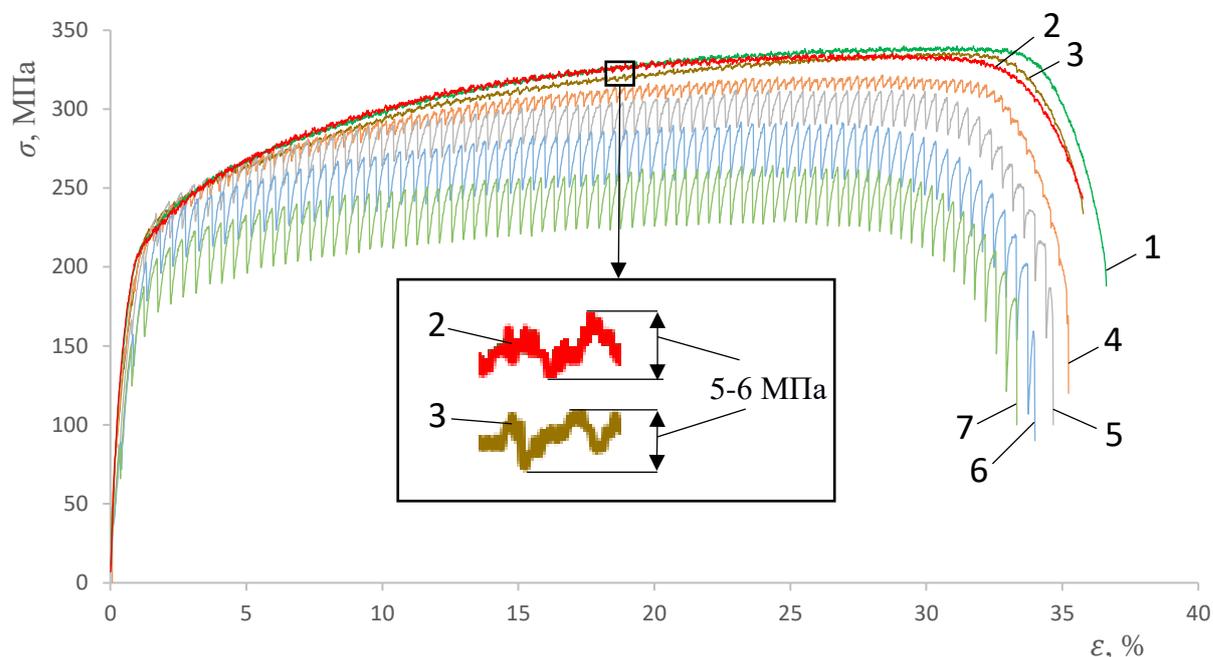


Рис. 3.2. Деформационное поведение титана при растяжении без тока и с одиночными импульсами тока ( $\tau = 1$  мс;  $F = 0,2$  Гц;  $Q = 5000$ ) различной плотности: 1 – без тока; 2 –  $j = 250$  А/мм<sup>2</sup>; 3 –  $j = 300$  А/мм<sup>2</sup>; 4 –  $j = 400$  А/мм<sup>2</sup>; 5 –  $j = 600$  А/мм<sup>2</sup>; 6 –  $j = 800$  А/мм<sup>2</sup>; 7 –  $j = 1000$  А/мм<sup>2</sup>. Во вставке: Скачки на кривых 2 и 3

Уверенные скачки амплитудой 11 МПа, сопровождающиеся снижением напряжения течения и относительного удлинения до разрушения проявляются при плотности тока  $j = 400$  А/мм<sup>2</sup> (кривая 4). Увеличение плотности тока до  $j = 600, 800$  и  $1000$  А/мм<sup>2</sup> (кривые 5, 6, 7) приводит к дальнейшему снижению напряжения течения, относительного удлинения до разрушения и к увеличению амплитуды скачков до 20, 31 и 43 МПа, соответственно.

В таблице 3.1 показаны плотность тока для одиночных импульсов (при  $F = 0,2$  Гц;  $\tau = 1000$  мкс;  $Q = 5000$ ) и механические свойства титана.

Таблица 3.1

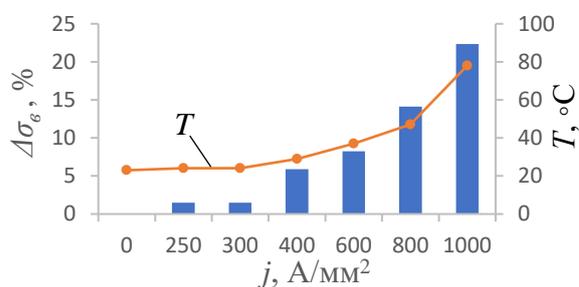
## Плотность тока и механические свойства титана

№	Воздействие	$j$ , А/мм <sup>2</sup>	$T$ , °С	$\sigma_{02}$ , МПа	$\sigma_{\theta}$ , МПа	$\sigma_a$ , МПа	$\Delta\sigma_a$ , %	$\varepsilon$ , %
1	Без тока	-	24	203	340	-	-	35,5
2	Импульсный ток	250	24	205	335	4	2,1	34,5
3		300	24	206	335	6	2,7	34,5
4		400	29	205	320	11	3,7	34
5		600	37	203	312	20	4,5	34
6		800	47	182	292	31	5,2	33,5
7		1000	78	146	264	43	5,8	33

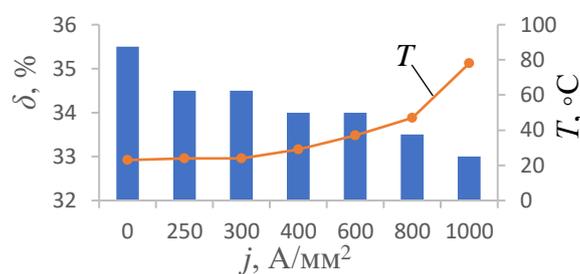
На рис. 3.3 представлены зависимости выявленные в процессе экспериментов. Показано, что предел прочности снижается на 6-22% относительно исходного значения с увеличением плотности тока (рис.3.3, а). Температура при этом возрастает до 78 °С.

Увеличение плотности тока способствует снижению относительного удлинения до разрушения (рис.3.3, б) и увеличению амплитуды скачка (рис.3.3, в).

Таким образом, критическая плотность тока, при которой возникают скачки напряжения вниз составляет  $j = 250-300$  А/мм<sup>2</sup>. Температура при этом остается комнатной. Увеличение плотности тока способствует снижению напряжения течения и относительного удлинения до разрушения.



а



б

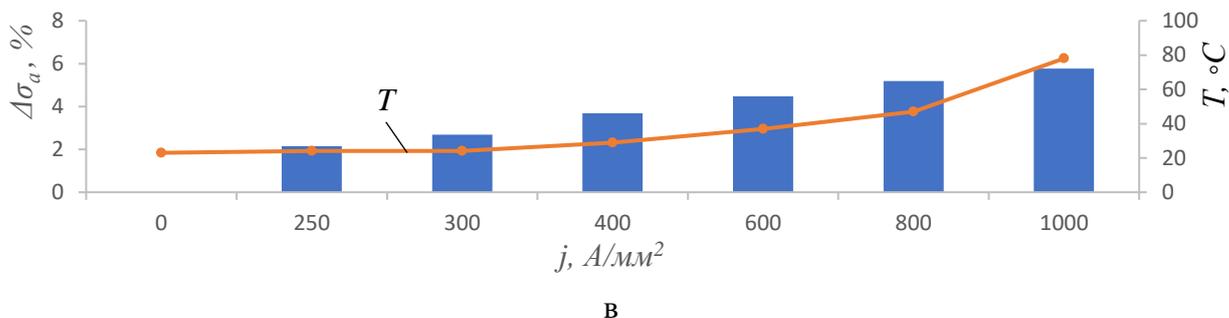


Рис. 3.3. Влияние плотности одиночных импульсов тока на предел прочности (а), относительное удлинение до разрушения (б), амплитуду скачка (в) и температуру (а, б, в) при растяжении титана.

*При низкой скважности*

На рис. 3.4. представлены результаты испытаний на растяжение с использованием импульсного тока низкой скважности ( $Q = 10$ ) плотностью  $j = 10 - 100$  А/мм<sup>2</sup> при постоянных значениях частоты, длительности импульса и скважности.

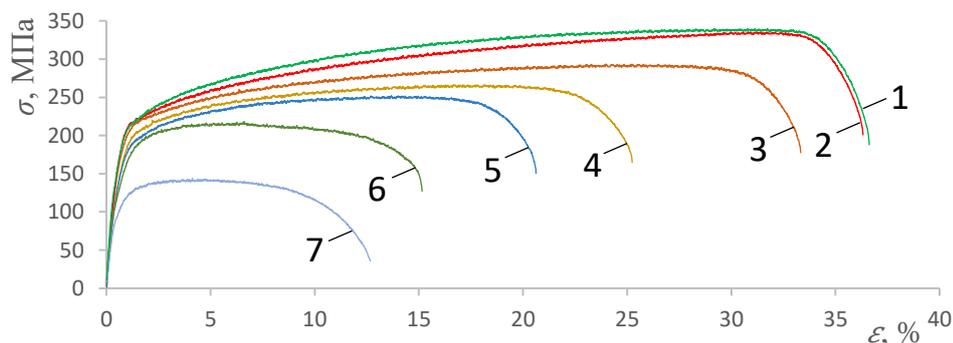


Рис. 3.4. Деформационное поведение титана при растяжении без тока и с импульсным током низкой скважности ( $\tau = 100$  мкс;  $F = 1000$  Гц;  $Q = 10$ ) различной плотности: 1 – без тока; 2 –  $j = 10$  А/мм<sup>2</sup>; 3 –  $j = 20$  А/мм<sup>2</sup>; 4 –  $j = 30$  А/мм<sup>2</sup>; 5 –  $j = 40$  А/мм<sup>2</sup>; 6 –  $j = 60$  А/мм<sup>2</sup>; 7 –  $j = 100$  А/мм<sup>2</sup>.

Введение тока плотностью  $j = 10$  А/мм<sup>2</sup> не привело к каким то значительным изменениям в деформационном поведении (кривая 2), что так же, указывает на существование порогового (критического) значения плотности тока, ранее отмеченного в работах рассмотренных в главе 1. При увеличении плотности тока до  $j = 20$  А/мм<sup>2</sup> происходит снижение напряжения течения и относительного удлинения до разрушения, что свидетельствует о

преодолении критической плотности тока, находящейся в промежутке от  $j = 10$  до  $20 \text{ А/мм}^2$ . Дальнейшее увеличение плотности тока способствует снижению напряжения течения и относительного удлинения до разрушения.

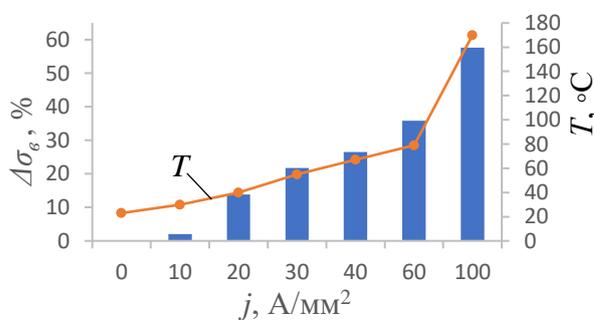
В таблице 3.2 показаны режимы испытаний и механические свойства титана (при  $F = 1000 \text{ Гц}$ ;  $\tau = 100 \text{ мкс}$ ;  $Q = 10$ ).

Таблица 3.2

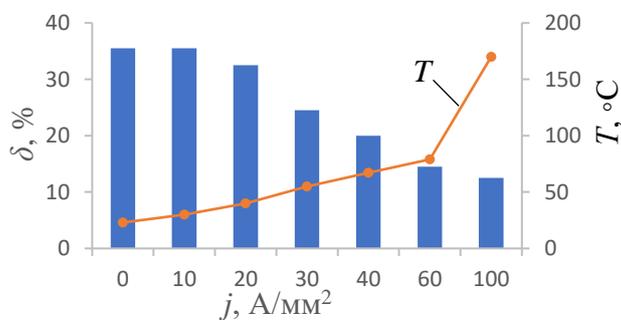
Плотность тока и механические свойства титана

№	Воздействие	$j, \text{ А/мм}^2$	$T, \text{ }^\circ\text{C}$	$\sigma_{02}, \text{ МПа}$	$\sigma_b, \text{ МПа}$	$\varepsilon, \%$
1	Без тока	-	24	203	340	35,5
2	Импульсный ток	10	30	194	333	35,5
3		20	40	141	293	32,5
4		30	55	134	266	24,5
5		40	67	118	250	20
6		60	79	111	218	14,5
7		100	170	77	144	12,5

На рис. 3.5 представлены зависимости выявленные в процессе экспериментов. Показано, что предел прочности снижается на 14-58% относительно исходного значения с увеличением плотности тока (рис.3.5, а). Увеличение плотности тока приводит к значительному ( $35,5 > 12,5\%$ ) снижению относительного удлинения до разрушения (рис.3.5, б). Температура при этом возрастает до  $170 \text{ }^\circ\text{C}$ .



а



б

Рис. 3.5. Влияние плотности импульсного тока ( $Q = 10$ ) на предел прочности (а), относительное удлинение до разрушения (б) и температуру (а, б) при растяжении титана.

### 3.1.3. Влияние скважности тока

Такие параметры тока, как частота, длительность импульса и скважность связаны между собой. В испытательной установке использованной в данной работе возможно зафиксировать только один параметр, при изменении второго параметра одновременно с ним будет меняться третий. Поэтому влияние скважности будет проверено двумя способами: изменением частоты; изменением длительности импульса.

#### *При постоянной длительности импульса*

На рис. 3.6 представлены результаты испытаний на растяжение титана с отдельными импульсами тока с одинаковой плотностью и длительностью импульса, но с различными значениями скважности. Показано, что при уменьшении скважности с  $Q = 15000$  до  $Q = 1000$  снижается напряжение течения, относительное удлинение до разрушения и амплитуда скачков (кривые 2, 3, 4, 5, 6).

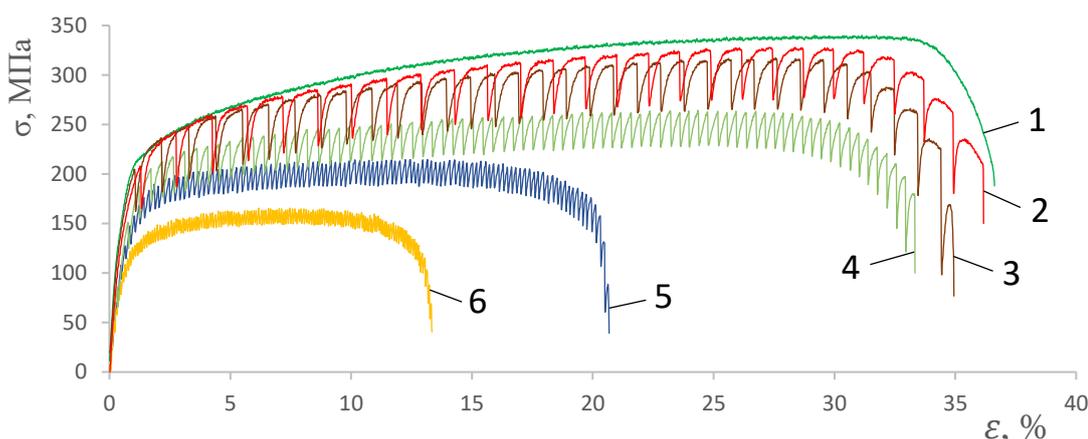


Рис. 3.6. Деформационное поведение титана при растяжении без тока и с током ( $j = 1000 \text{ А/мм}^2$ ;  $\tau = 1 \text{ мс}$ ) различной скважности: 1 – без тока; 2 –  $Q = 15000$ ; 3 –  $Q = 10000$ ; 4 –  $Q = 5000$ ; 5 –  $Q = 2000$ ; 6 –  $Q = 1000$ .

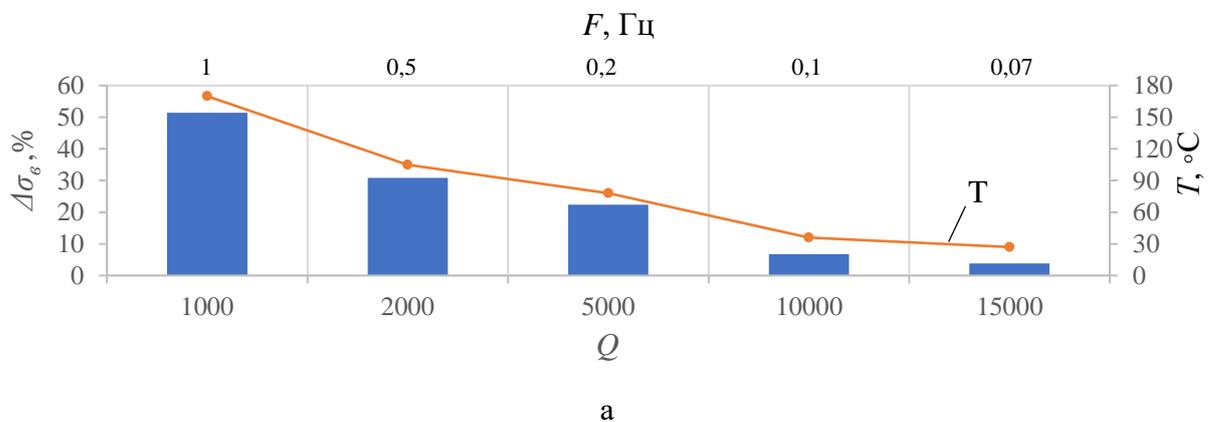
В таблице 3.3 представлены частота, скважность (при  $j = 1000 \text{ А/мм}^2$ ;  $\tau = 1000 \text{ мкс.}$ ) и механические свойства титана для одиночных импульсов тока.

Таблица 3.3

Режимы испытаний и механические свойства титана

№	Воздействие	$F$ , Гц	$Q$	$T$ , °С	$\sigma_{02}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_a$ , МПа	$\Delta\sigma_a$ , %	$\varepsilon$ , %
1	Без тока	-	-	24	203	340	-	-	35,5
2	Импульсный ток	0,07	15000	27	197	327	60	8	35,5
3		0,1	10000	36	194	317	53	7,1	34,5
4		0,2	5000	78	146	264	43	5,8	33
5		0,5	2000	105	124	235	30	4	20
6		1	1000	170	87	165	18	2,4	13

На рис. 3.7 представлены зависимости выявленные в процессе экспериментов. Показано, что по мере уменьшения скважности, предел прочности снижается на 4-51% относительно исходного значения (рис.3.7, а). Снижение скважности приводит к значительному ( $35,5 > 13\%$ ) снижению относительного удлинения до разрушения (рис.3.7, б) и амплитуды скачка (рис.3.7, в). При увеличении скважности температура снижается практически до комнатной ( $Q = 15000$ ;  $T = 27 \text{ °С}$ ).



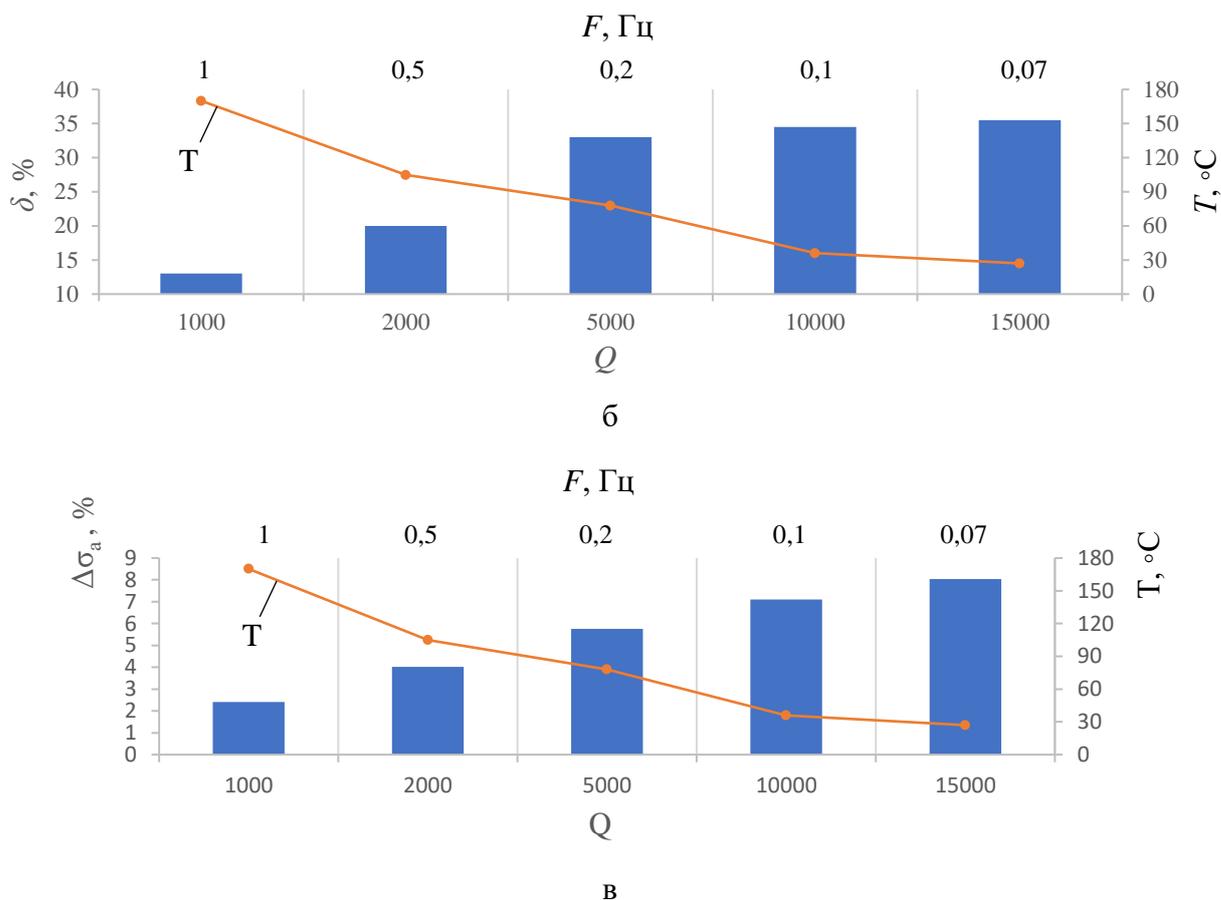


Рис. 3.7. Влияние скважности (частоты) импульсного тока на предел прочности (а), относительное удлинение до разрушения (б), амплитуду скачка (в) и температуру (а, б, в) при растяжении титана.

*При постоянной частоте*

На рис. 3.8 представлены результаты испытаний на растяжение титана с отдельными импульсами тока с одинаковой плотностью и частотой, но с различными значениями длительности импульса и скважности. Показано, что увеличение длительности импульса с одновременным уменьшением скважности способствует снижению напряжения течения и относительного удлинения до разрушения, но способствует увеличению амплитуды скачков (кривые 2, 3, 4, 5, 6).

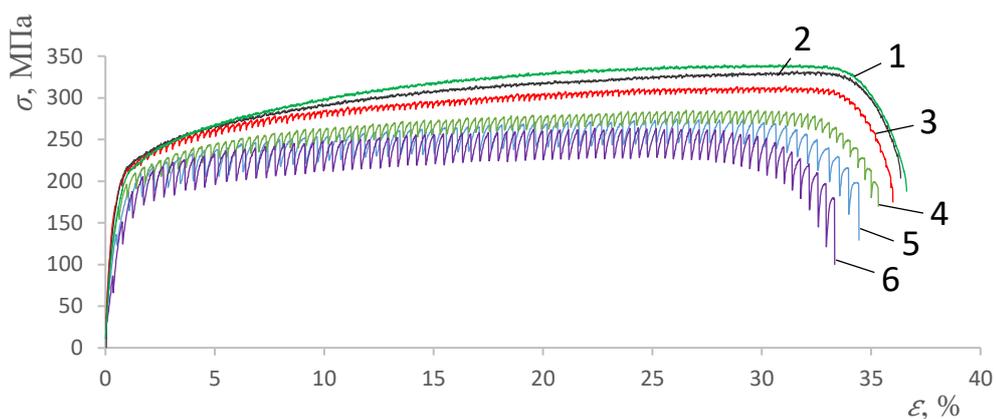


Рис. 3.8. Деформационное поведение титана при растяжении без тока и с током ( $j = 1000 \text{ А/мм}^2$ ;  $F = 0,2 \text{ Гц}$ ) различной длительности импульса и скважностью: 1 – без тока; 2 –  $\tau = 100 \text{ мкс}$ ;  $Q = 50000$ ; 3 –  $\tau = 200 \text{ мкс}$ ;  $Q = 25000$ ; 4 –  $\tau = 500 \text{ мкс}$ ;  $Q = 10000$ ; 5 –  $\tau = 800 \text{ мкс}$ ;  $Q = 6250$ ; 6 –  $\tau = 1000 \text{ мкс}$ ;  $Q = 5000$ .

В таблице 3.3 представлены длительность импульса, скважность (при  $F = 0,2$ ;  $j = 1000 \text{ А/мм}^2$ ) и механические свойства титана для одиночных импульсов.

На рис. 3.9 представлены зависимости выявленные в процессе экспериментов. Показано, что по мере уменьшения скважности, с одновременным увеличением длительности импульса, предел прочности снижается на 1-22% относительно исходного значения (рис.3.9, а).

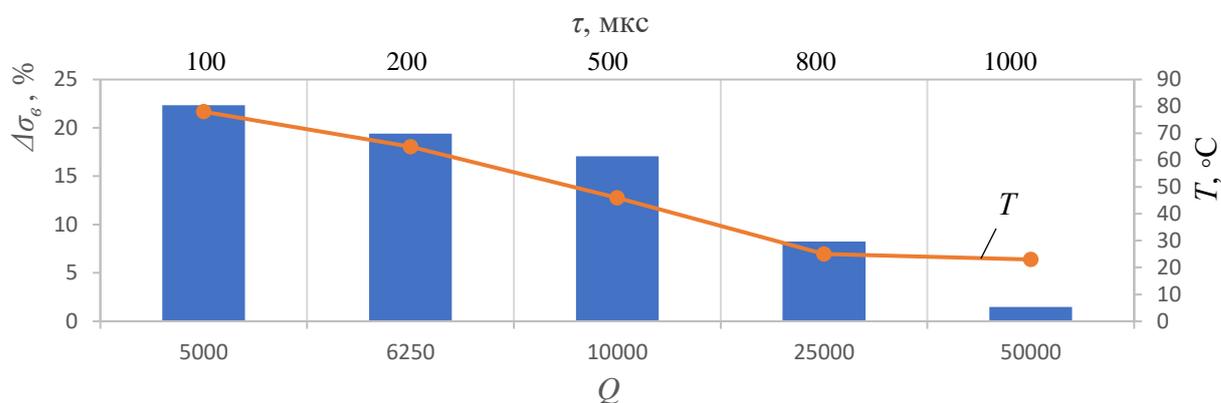
Таблица 3.4

Длительность импульса, скважность и механические свойства титана

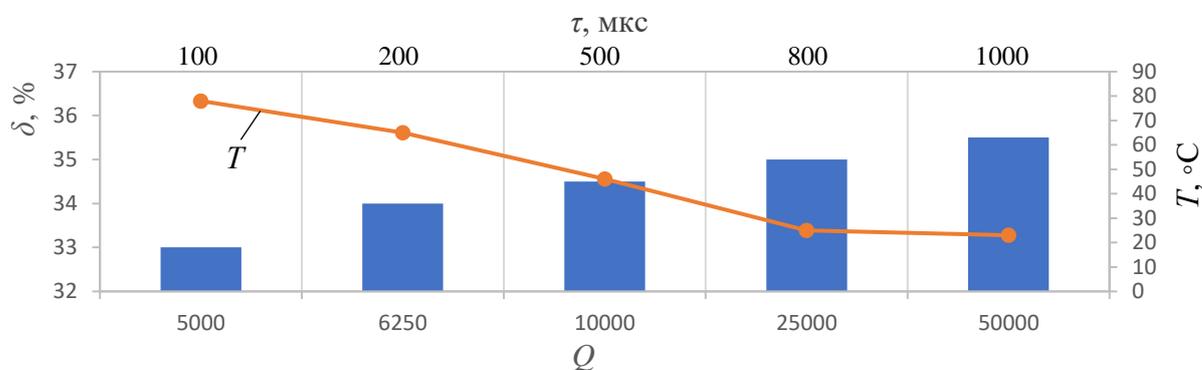
№	Воздействие	$\tau$ , мкс	$Q$	$T$ , °С	$\sigma_{02}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_a$ , МПа	$\Delta\sigma_a$ , %	$\epsilon$ , %
1	Без тока	-	-	24	203	340	-	-	35,5
2	Импульсный ток	100	50000	24	201	335	5	0,7	35,5
3		200	25000	25	197	312	9	1,2	35
4		500	10000	46	182	282	20	2,7	34,5
5		800	6250	65	145	274	27	3,6	34
6		1000	5000	78	146	264	43	5,8	33

Снижение скважности с одновременным увеличением длительности импульса приводит к снижению относительного удлинения до разрушения (рис.3.9, б) и к увеличению амплитуды скачка (рис.3.9, в). При увеличении скважности температура снижается до комнатной ( $Q = 50000$ ;  $T = 23\text{ }^{\circ}\text{C}$ ).

Таким образом, уменьшение скважности приводит к снижению предела прочности и относительного удлинения до разрушения, независимо от способа уменьшения скважности. При этом увеличение частоты действует эффективнее, чем увеличение длительности импульса. Снижение скважности за счет увеличения частоты приводит к уменьшению амплитуды скачков напряжения вниз. Снижение скважности за счет увеличения длительности импульса приводит к увеличению амплитуды скачков напряжения вниз. Увеличение скважности снижает тепловой эффект тока и повышает вклад ЭПЭ (рис.3.10).



а



б

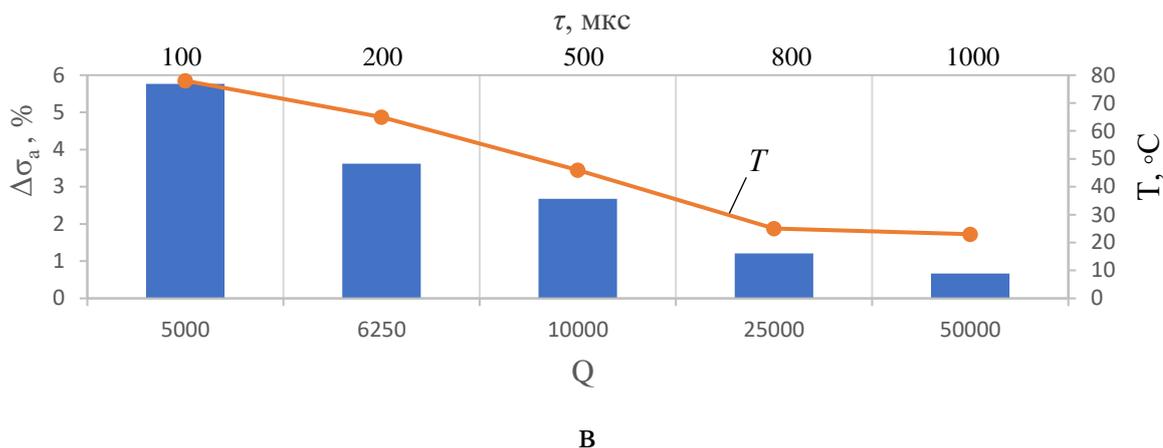


Рис. 3.9. Влияние скважности (длительности импульса) одиночных импульсов тока на предел прочности (а), относительное удлинение до разрушения (б), амплитуду скачка (в) и температуру (а, б, в) при растяжении титана.

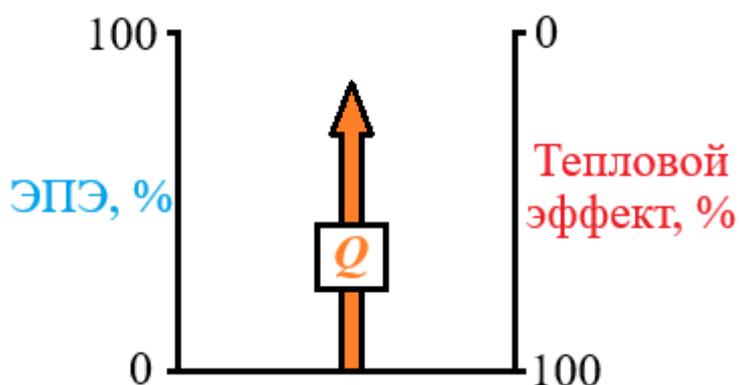


Рис. 3.10 Влияние скважности на соотношение ЭПЭ и теплового действия тока

### 3.1.4. Особенности микроструктуры титана

Для установления воздействия деформации растяжением с током на исходную микроструктуру крупнозернистого титана Grade 2 (Рис. 3.11) были испытаны образцы с различной интенсивностью энергетического воздействия током (Рис. 3.12).

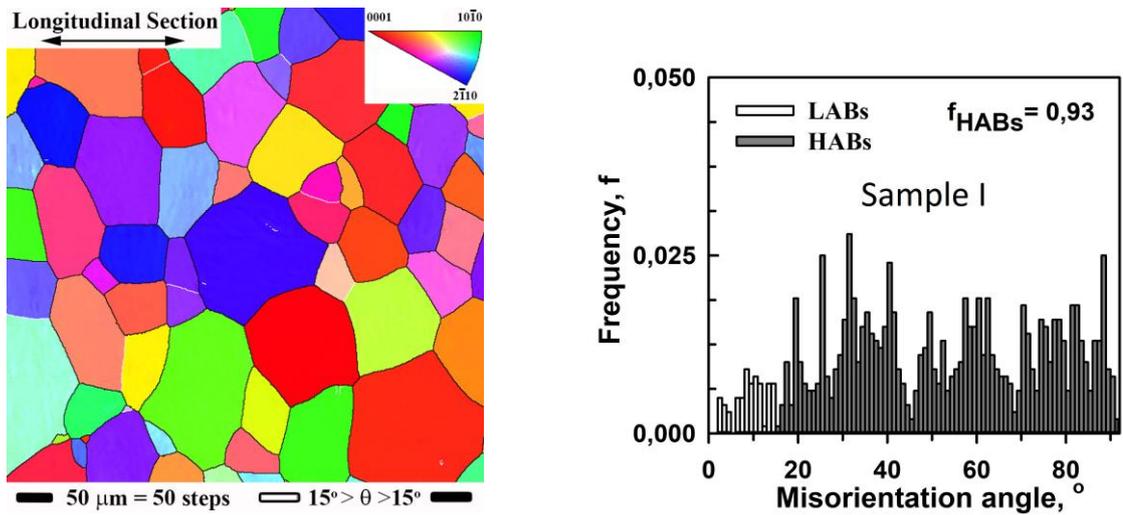


Рис. 3.11. Исходная микроструктура титана Grade 2. Карта разориентации зерен (слева) и гистограмма разориентации границ зерен (справа).

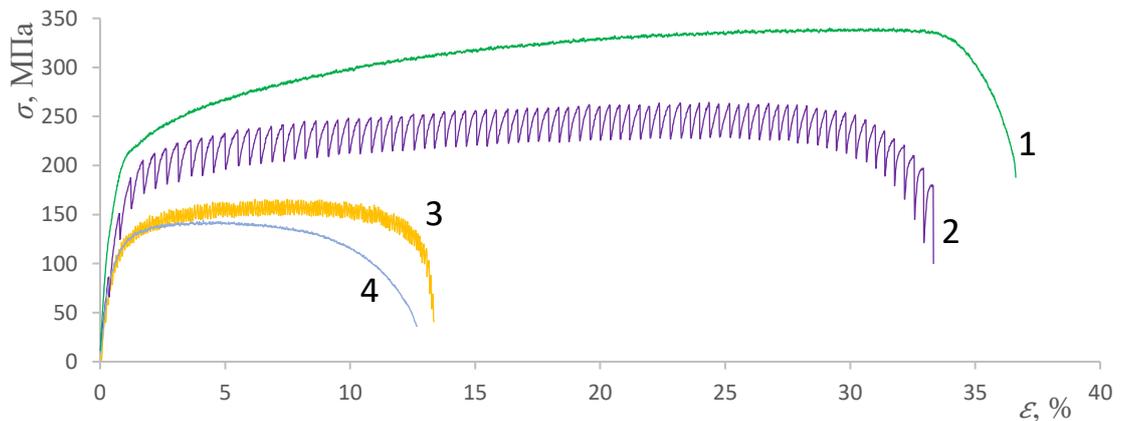


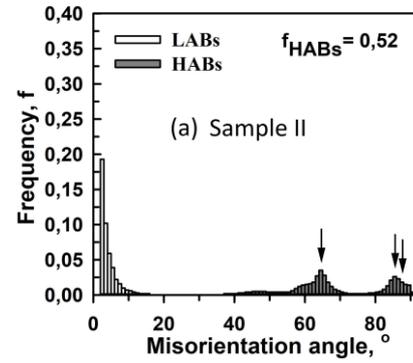
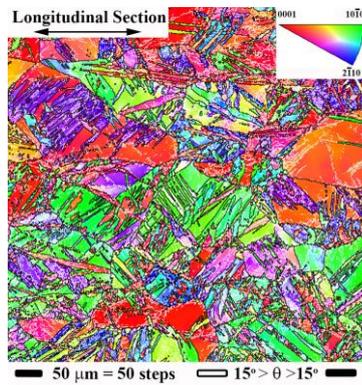
Рис. 3.12 Кривые напряжение-деформация для титана Grade 2 при растяжении: 1 - без тока, 2, 3, 4 - с импульсным током по режимам, указанным в таблице 3.5.

Таблица 3.5

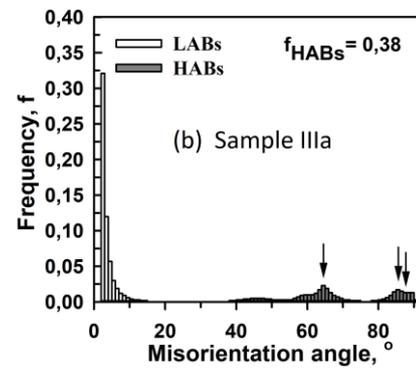
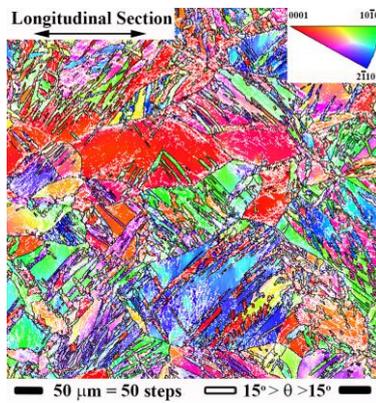
Режимы тока и механические свойства титана Grade 2

№	Воздействие	$j$ , А/мм <sup>2</sup>	$\tau$ , мкс	$Q$	$T$ , °С	$\sigma_{02}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_a$ , МПа	$\varepsilon$ , %
1	Без тока	-	-	-	24	203	340	-	35,5
2	Импульсный ток	1000	1000	5000	78	146	264	37	33
3		1000	1000	1000	170	87	165	18	13
4		100	100	10	170	77	144	-	12,5

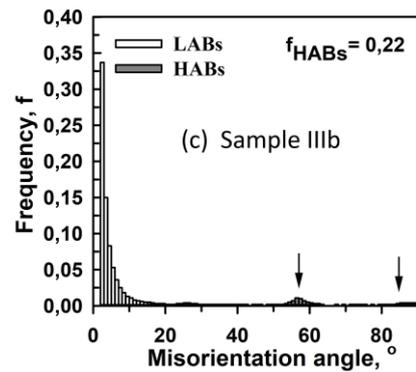
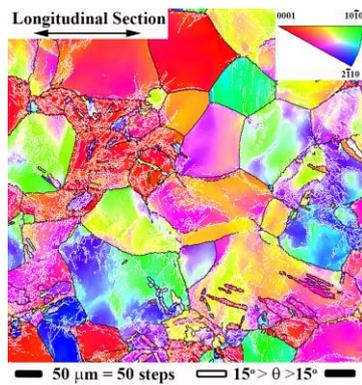
Карты инверсных полюсных фигур (представляющие ориентацию зерен) и гистограммы угла разориентации показаны на рис. 3.13, а структурные характеристики представлены в таблице 3.6.



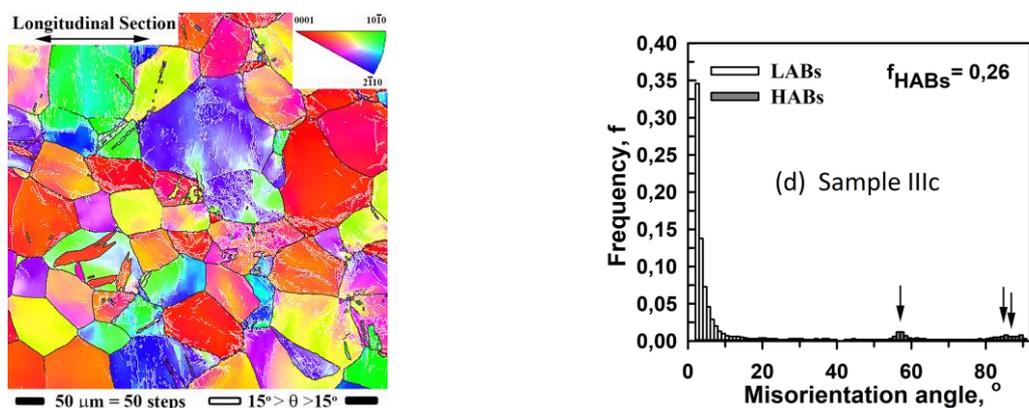
a



б



в



Г

Рис. 3.13 Микроструктура образцов после растяжения: карты разориентации зерен (слева) и гистограммы угла разориентации (справа), где пики от двойников обозначены стрелками. От (а) до (г) показаны результаты для образцов 1 – 4, соответственно.

Сравнение рис. 3.13 и 3.11, показало, что средний размер зерна практически не изменяется при деформации без тока или с током (все изменения находятся в пределах погрешности), см. табл. 3.6. Видно, что во время деформации с током и без тока происходит двойникование и скольжение дислокаций, что приводит к образованию дислокационных стенок и малоугловых границ зерен. Это приводит к резкому уменьшению доли БУГ.

Таблица 3.6

Структурные характеристики титана Grade 2 до и после растяжения

Образец	Вид испытания	$Q$	$T, ^\circ\text{C}$	СРЗ, $\mu\text{m}$	$f_{\text{БУГ}}, \%$	$f_{\text{СГЗ}}, \%$	$\rho$ ГНД, $\text{м}^{-2}$
Исходный	Без растяжения		24	$100,5 \pm 6,2$	93	4,5	$2,8 \times 10^{15}$
1	Без тока	-	24	$91,2 \pm 7,0$	52	21,6	$14 \times 10^{15}$
2	С током	5000	78	$99,4 \pm 11,3$	38	11,4	$18 \times 10^{15}$
3		1000	170	$109,1 \pm 9,3$	22	3,5	$11 \times 10^{15}$
4		10	170	$108,9 \pm 7,1$	26	4,2	$9,7 \times 10^{15}$

Из табл.3.6 следует важный вывод, что доля большеугловых границ ( $f$  БУГ) уменьшается вместе с уменьшением скважности и увеличением температуры т.е. увеличением интенсивности воздействия током. Плотность геометрически необходимых дислокаций ( $\rho$  ГНД) также снижается с увеличением интенсивности тока и снижением его скважности.

Доля специальных границ зерен (в основном двойников) в исходном состоянии мала ( $f$  СГЗ = 4,5%), тогда как в образце 1, деформированном без тока, она увеличивается до  $f$  СГЗ = 21,6%. Также отмечается образование густой сети двойниковых границ (Рис. 3.13, а). Важно отметить, что введение импульсного тока во время деформации на порядок уменьшает количество образующихся двойников. Таким образом, увеличение интенсивности тока приводит к подавлению двойникования. Эта тенденция хорошо видна на рис. 3.13: плотность двойников на (Рис. 3.13, в) и (рис. 3.13, г) для образцов 3 и 4 значительно меньше, чем на (рис. 3.13, б) для образца 2. Доминирующим механизмом деформации для образцов 1 и 2 является двойникование (Рис. 3.13, а, б), а наибольшая активность скольжения дислокаций наблюдается в образцах 3 и 4 (рис. 3.13, в, г). Согласно [116, 117], в титане при комнатной температуре чаще всего наблюдаются два типа двойников, а именно двойники растяжения  $\{10\bar{1}2\} \langle\bar{1}011\rangle$  при  $84,78^\circ$  ( $\Sigma11b$ ) и двойники сжатия  $\{11\bar{2}2\} \langle11\bar{2}\bar{3}\rangle$  при  $64,62^\circ$  ( $\Sigma7b$ ). Другие моды двойникования, такие как  $\{11\bar{2}1\} \langle\bar{1}\bar{1}26\rangle$  в  $35,10^\circ$  ( $\Sigma11a$ ),  $\{11\bar{2}4\} \langle22\bar{4}\bar{3}\rangle$  в  $76,66^\circ$  ( $\Sigma13c$ ) и  $\{10\bar{1}1\} \langle10\bar{1}\bar{2}\rangle$  в  $57,42^\circ$  ( $\Sigma13b$ ), возникают в зависимости от температуры и условий нагружения. В образцах 1 и 2 в процессе деформации активно образуются двойники растяжения  $\Sigma11b$  и двойники сжатия  $\Sigma7b$ , а также двойники  $\Sigma23c$ . Однако в случае образцов 3 и 4 резко снижается активация двойников растяжения  $\Sigma11b$ , блокируется действие двойников сжатия  $\Sigma7b$  и видны двойники сжатия  $\Sigma13b$ . Соответствующие пики разориентации действующих близнецов обозначены стрелками на гистограммах углов разориентации на рис. 3.13.

Таким образом повышение интенсивности тока (повышение плотности и снижение скважности) практически не влияет на размер зерен, но

способствует уменьшению количества специальных границ и плотности дислокаций, а механизм деформации меняется от двойникования к преимущественно скольжению.

### 3.2. Оценка вкладов теплового и электропластического действия тока

Материалом для дальнейших исследований по влиянию тока на механические свойства и микроструктуру был выбран более прочный технически чистый титан Grade 4 в виде прутка в состоянии поставки. Растяжение проводилось в сопровождении тока плотностью  $j = 30$  и  $60$  А/мм<sup>2</sup>, с длительностью импульса  $\tau = 100, 500, 1000$  мкс при постоянной скважности  $Q = 10$ .

На рис. 3.14 показаны кривые напряжение-деформация для титана при различных условиях растяжения.

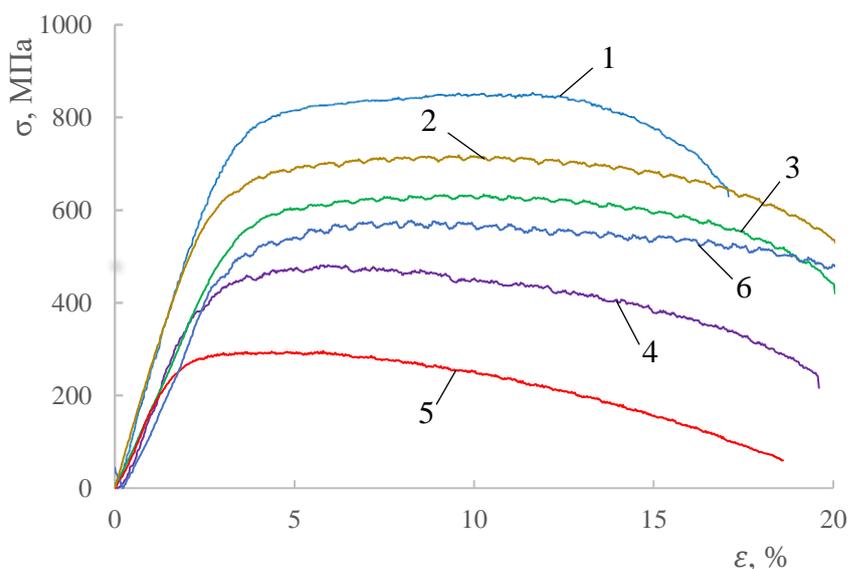


Рис. 3.14. Кривые напряжение-деформация титана Grade 4: 1 – без тока; 2 –  $j = 30$  А/мм<sup>2</sup>,  $\tau = 100$  мкс; 3 –  $j = 30$  А/мм<sup>2</sup>,  $\tau = 1000$  мкс; 4 –  $j = 60$  А/мм<sup>2</sup>,  $\tau = 100$  мкс.; 5 –  $j = 60$  А/мм<sup>2</sup>,  $\tau = 500$  мкс.; 6 – фен, 200 °С.

При введении импульсного тока плотностью  $j = 30$  А/мм<sup>2</sup> (кривые 2, 3) и  $j = 60$  А/мм<sup>2</sup> (кривые 4 и 5) происходит снижение напряжения течения на 10-50% по сравнению с растяжением без тока (кривая 1), которое увеличивается

с повышением плотности и длительности импульса. Чем выше плотность тока, тем сильнее влияние длительности импульса.

При токе плотностью 60 А/мм<sup>2</sup> заметно снижается деформационное упрочнение. Нагрев феном (кривая б) также снижает напряжения течения, но заметно меньше, чем при испытании с током при одинаковых температурах. Нагрев феном и введение тока способствуют слабому повышению на 2-4% относительного удлинения до разрушения, которое сильнее проявляется при максимальной плотности тока. Для всех условий растяжения угол наклона (модуль упругости) на упругом участке растяжения заметно снижается с повышением режимов тока и при нагреве феном.

Механические свойства титана для используемых режимов даны в таблице 3.6.

Таблица 3.6

Механические свойства и режимы испытаний титана

№	Способ воздействия	$j$ , А/мм <sup>2</sup>	$\tau$ , мкс	$T$ , °С	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\Delta\sigma$ , МПа	$\Delta\sigma$ , %
1	Без тока			25	850	610	15		
2	Импульсный ток	30	100	40	720	520	18	130	15
3			1000	40	630	515	18	220	26
4		60	100	110	480	370	19	370	44
5			500	200	295	265	19	555	65
6	Фен			200	575	495	18	275	32

*Микроструктура.*

На рис. 3.15 и 3.16 представлены фото микроструктур титана Grade 4 в разных зонах образца, испытанных с максимальной плотностью тока и нагревом феном. В целом, вид микроструктуры отражает частично рекристаллизованное состояние с практически равноосными зёрнами средним размером 13 мкм. Видно, что форма и размер зёрен при введении импульсного тока максимальной плотностью и длительностью (рис. 3.15) или нагрева феном (рис. 3.16) практически не изменяются по длине образца.

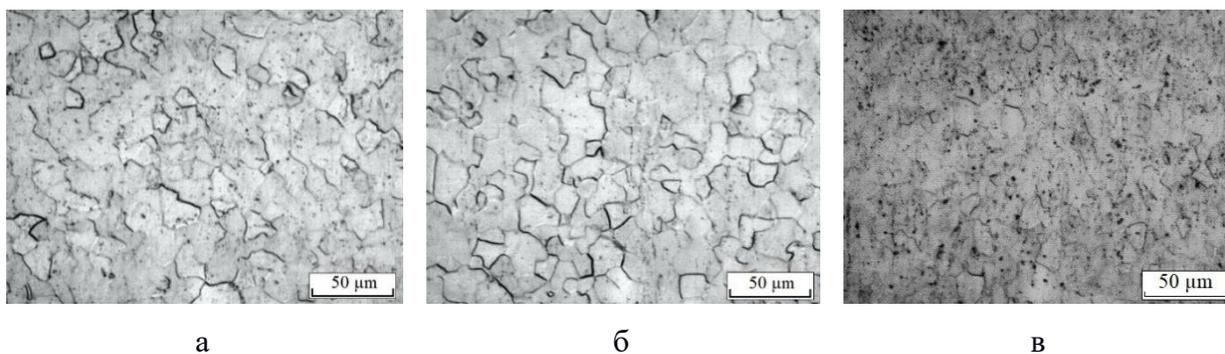


Рис. 3.15. Микроструктура титана Grade 4, испытанного с током ( $j = 60 \text{ A/mm}^2$ ,  $\tau = 500 \text{ мкс}$ ,  $200^\circ\text{C}$ ): а – недеформированная зона; б – деформированная зона; в – шейка.

Однако в области шейки наблюдается удлинение зерен в направлении растяжения и появление, преимущественно внутри зерен, частиц вторых фаз, которое усиливается при повышении длительности импульса в области шейки.

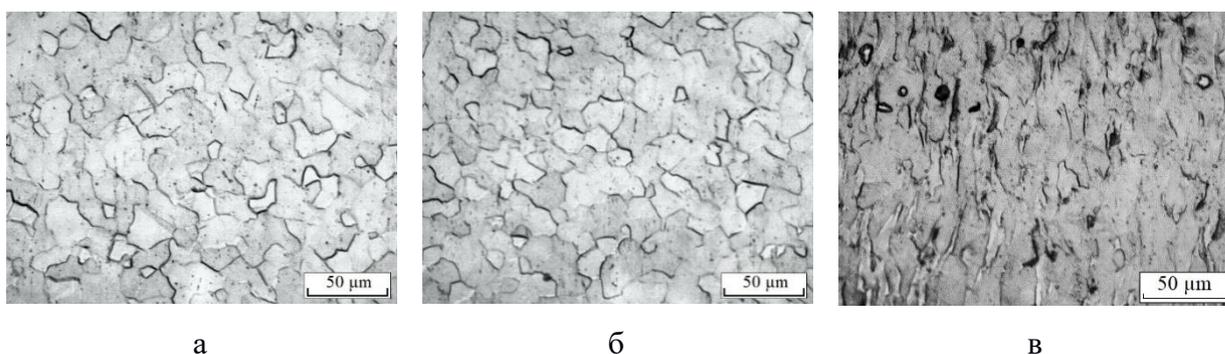


Рис. 3.16. Микроструктура титана Grade 4, испытанного при нагреве феном,  $200^\circ\text{C}$ : а – недеформированная зона; б – деформированная зона; в – шейка.

#### *Микротвердость.*

На рис. 3.17 представлены зависимости микротвердости титана Grade 4 от режимов испытания и места измерения. Видно, что растяжение без тока и с током, повышает микротвердость в шейке по сравнению с недеформированной зоной образца на 25%. Нагрев феном не влияет на микротвердость.

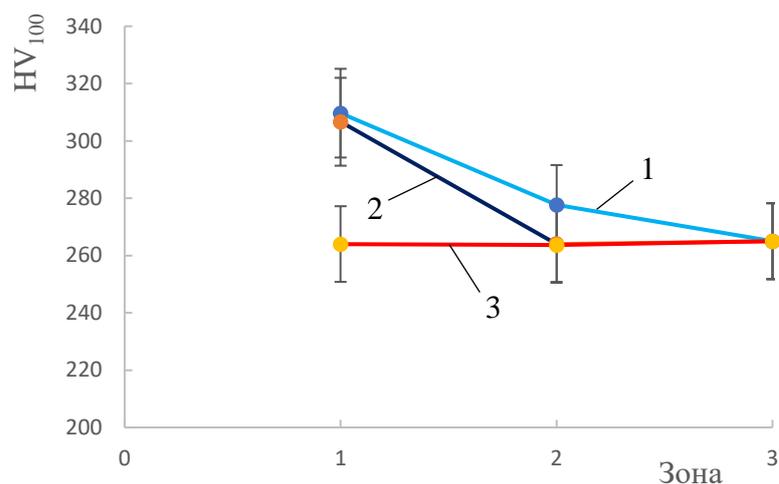


Рис. 3.17. Изменение микротвердости по длине образца в КЗ титане в зависимости от условий растяжения: 1 – без тока; 2 –  $j = 60 \text{ A/mm}^2, \tau = 500 \text{ мкс.}$ ; 3 – фен, 200 °C.

*Фрактографические исследования.*

На рис. 3.18 представлены фрактографические изображения зоны разрушения образцов.

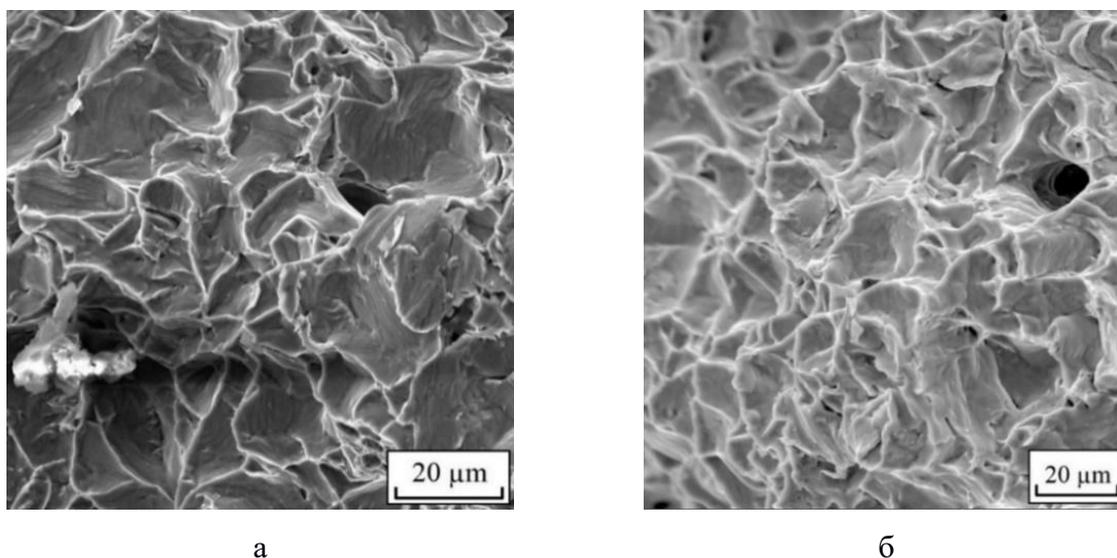


Рис. 3.18. Зона разрушения титана после растяжения: а – без тока; б – с током  $j = 60 \text{ A/mm}^2, \tau = 100 \text{ мкс.}$

Характер разрушения КЗ титана соответствует вязкому излому, видны гребни и ямки отрыва размером 10-20 мкм, а также единичные поры, составляющие не более 2% рассматриваемой области (рис. 3.18, а). Размер ямок отрыва коррелирует с размером зерен в КЗ титане. Введение

импульсного тока не привело к заметному изменению характера разрушения, однако размер ямок слегка уменьшился (рис. 3.18, б), содержание пор не изменилось.

Структурные исследования образцов после разных видов испытания показали отсутствие изменений в размере зерен для КЗ титана, но обнаружили появление частиц вторых фаз, преимущественно в шейке образцов. Это подтверждается измерениями микротвердости, которая повышалась только в шейке образца и была обусловлена частицами второй фазы. Относительно невысокая температура, вызванная тепловым эффектом тока, не могла вызвать рост зерен. Снижение пределов прочности и текучести при одинаковых температурах и отсутствии роста зерна для испытаний с током почти в два раза больше, чем при нагреве феном. Этот факт является одним из признаков проявления ЭПЭ. Качественно близкие результаты были получены для более чистого и менее прочного титана Grade 2 в работе [29]. Однако количественные изменения в настоящем исследовании были более значительны. Уменьшение модуля упругости под током связано с дополнительным образованием подвижных дислокаций в теле зерен или вакансий, пор, микротрещин на границах зерен [134]. Сильная локализация деформации в шейке образцов, видимая на кривых растяжения с током, подтверждается повышением микротвердости в этой области.

#### *Ток высокой скважности*

На рис. 3.18 показаны кривые титана при растяжении без тока и с током различной скважности и плотности. Введение импульсного тока сопровождается снижением деформационного упрочнения, равномерного и общего относительного удлинения, и напряжений течения на 50 и 120 МПа по сравнению с испытанием без тока. Кроме того, в упругой и пластической области появляются скачки напряжения вниз, амплитуда которых возрастает от 20 до 320 МПа с увеличением плотности тока (рис. 3.19, кривые 2, 3).

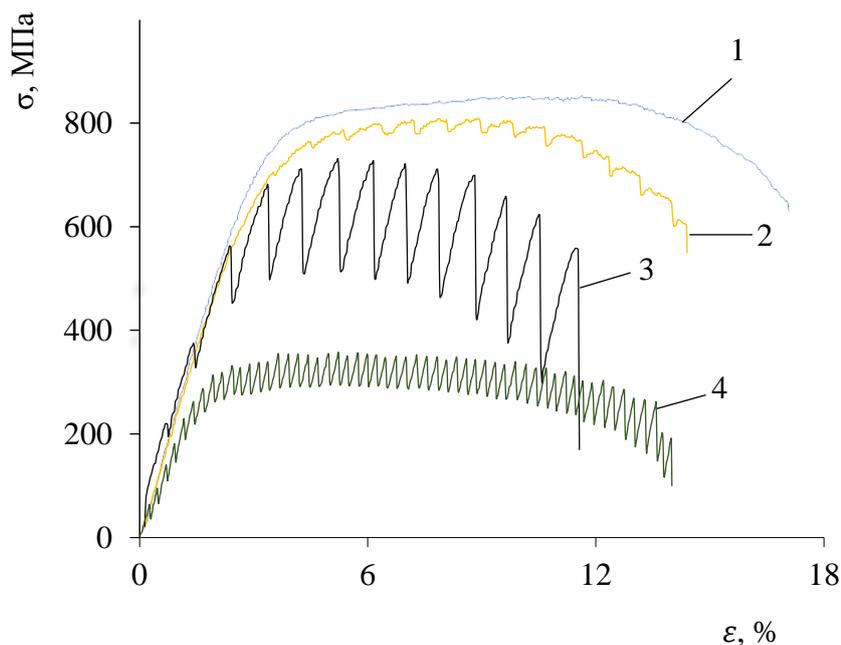


Рис. 3.19. Кривые напряжение-деформация титана: 1 – без тока; 2 –  $j = 220$  А/мм<sup>2</sup>,  $Q = 5000$ ; 3 –  $j = 860$  А/мм<sup>2</sup>,  $Q = 5000$ ; 4 –  $j = 860$  А/мм<sup>2</sup>,  $Q = 2000$ .

Отмечается, что амплитуда скачков в упругой области меньше, чем в пластической области.

Повышение плотности тока приводит также к тому, что в зоне пластической деформации, напряжение течения в скачке не полностью возвращается к значению, предшествующему введению импульса. Снижение скважности с 5000 до 2000 сопровождается многократным снижением напряжения течения (рис. 3.18, кривые 3 и 4) и увеличением пластичности.

В Таблице 3.7 показаны механические свойства и режимы тока для испытанных образцов.

Таблица 3.7

Механические свойства и режимы испытаний титана

№	Воздействие	$j$ , А/мм <sup>2</sup>	$Q$	$T$ , °С	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_a$
1	без тока	-	-	25	850	610	15	Нет
2	Импульсный ток	220	5000		800	560	10	
3		860		58	730	360	11	
4		2000	130	354	270	14	Есть	

Видно, что в КЗ титане пределы прочности, текучести и относительное удлинение до разрушения снижаются с увеличением плотности тока и уменьшением скважности.

*Микроструктура.*

На рис. 3.20 показана микроструктура титана в состоянии поставки. Структура исходного титана характеризуется КЗ состоянием и равноосной формой зерен со средним размером 20 мкм. Внутри зерен заметны редкие тонкие двойники и частицы оксидов или интерметаллидов элементов, входящих в состав титана (глава 2).

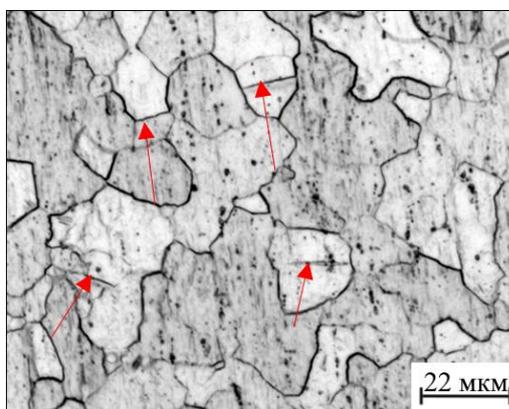


Рис. 3.20. Исходная микроструктура титана Grade 4. Двойники отмечены красными стрелками

На рис. 3.21 показаны оптические изображения микроструктуры образцов КЗ титана, испытанных без тока и с током в деформированной и не деформированной зонах.

Исходная структура в недеформированной зоне, описанная ранее, не изменяется при растяжении с током высокой плотности (рис. 3.21, а, б). В деформируемой зоне ток способствует исчезновению двойников, удлинению зерен в направлении растяжения на 40-50% и выделению частиц примесей (рис. 3.21, в, г).

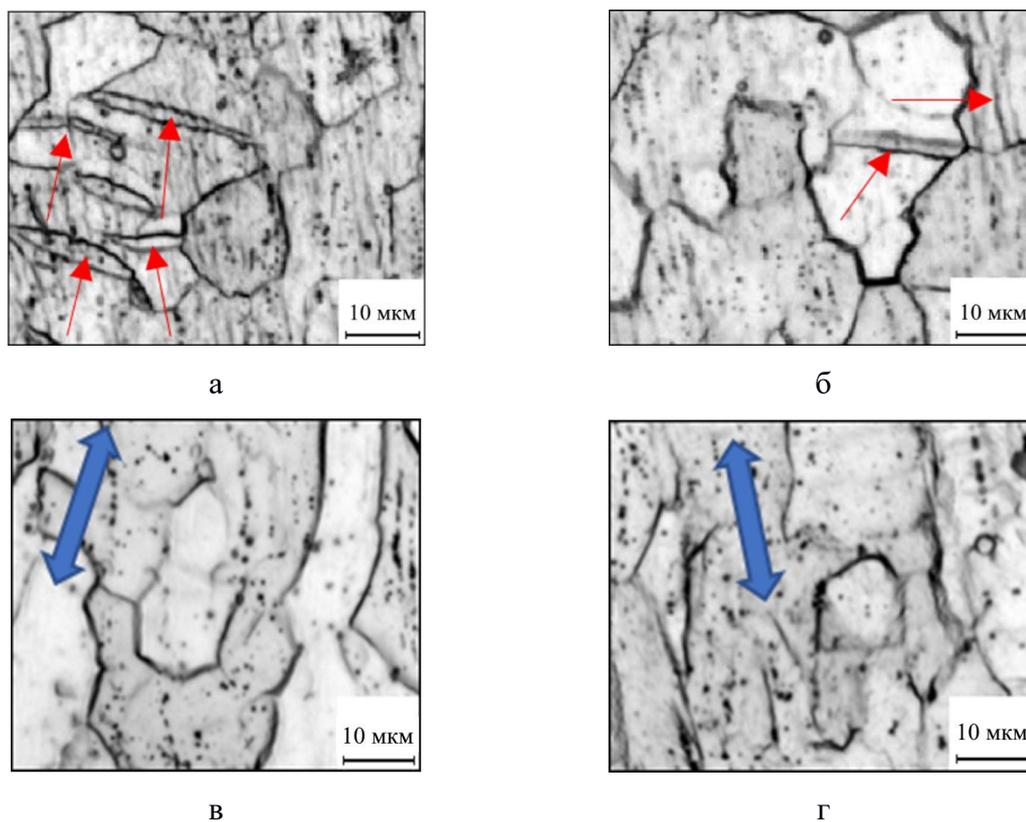


Рис. 3.21. Оптическая микроструктура титана в недеформированной (а, б) и деформированной (в, г) зонах: а – без тока; б –  $j = 860 \text{ А/мм}^2$ ,  $Q = 5000$ ; в – без тока; г –  $j = 860 \text{ А/мм}^2$ ,  $Q = 5000$ . Двойной и одинарной стрелкой обозначено направление растяжения, и двойники деформации, соответственно.

Приведенные результаты показали, что ЭПЭ проявляется в скачках напряжения вниз и в общем снижении напряжений течения и удлинения до разрушения. Деформационное поведение титана зависит от режима тока (скважность, плотность тока). Изменение скважности регулирует соотношение теплового и ЭПЭ тока. В случае повышения скважности тепловой вклад уменьшается, действие ЭПЭ увеличивается. Пологие участки между соседними импульсами на деформационной кривой (рис. 3.19, кривая 2) исчезают при повышении плотности и снижении скважности, что связано с заметным вкладом теплового эффекта. Об этом же свидетельствует снижение напряжения течения и предела текучести в результате уменьшения скважности.

Скачки напряжения в упругой зоне, в отличие от скачков в пластической

зоне, обусловлены только тепловым расширением титана [124, 8]. Увеличение амплитуды скачков напряжения в пластической зоне связано с дополнительным действием ЭПЭ [65; 8]. Поскольку оба эффекта аддитивны и действуют в одном направлении, то скачки в пластической области имеют большую амплитуду. Снижение относительного удлинения при введении импульсного тока связано с уменьшением сечения в шейке образца, которое свойственно большинству материалов, но особенно сильно выражено в титане. В результате плотность тока в шейке резко возрастает, что приводит к преждевременному разрушению образца. Снижение в металлах деформационного упрочнения, равномерного и общего относительного удлинения, а также напряжений течения под действием тока является известным явлением и ранее наблюдалось в работе [42]. Введение импульсного тока заметно снижает относительное удлинение в КЗ титане. Отсутствие заметных структурных изменений в недеформированной зоне в КЗ титане указывает на то, что микронагрев при данной плотности тока на границах зерен был незначительным, чтобы вызвать рост зерен или рекристаллизацию (рис. 3.21, г), что подтверждает результаты работы [65]. Присутствие единичных двойников связано с неполным отжигом титана в состоянии поставки и, как следствие, неполном снятии внутренних напряжений (3.21, а). Исчезновение двойников в деформированной зоне под действием тока свидетельствует о прошедшем отжиге и наблюдалось в работе [26].

Таким образом введение импульсного тока низкой скважности способствует снижению напряжения течения, а в режиме одиночных импульсов приводит к возникновению скачков напряжения вниз. Данные эффекты не могут быть объяснены только тепловым действием тока. Отсутствие значительных изменений в микроструктуре титана указывает на то, что основные процессы ЭПЭ идут на более высоком структурном уровне и не связаны с процессом рекристаллизации.

### 3.3. Релаксация напряжений при растяжении под действием тока

Релаксационные явления при растяжении в разных материалах могут наблюдаться при остановках нагружения [122], а также при низкотемпературном отжиге (первого рода), однако исследование данных процессов при одновременном включении тока в литературе не отмечается. Релаксация позволяет снимать внутренние напряжения в металлах, что положительно сказывается на пластичности. В данном разделе исследуется возможность повысить пластические свойства титана за счет реализации релаксационных явлений под током.

#### *Периодическое введение тока низкой скважности*

Для данного испытания использовался хорошо отожжённый листовой крупнозернистый титан марки Grade 4 (700 °С / 1 час, охлаждение с печью). При растяжении до разрушения были использованы пять режимов, которые отличались последовательностью деформации и действия импульсного тока: 1 – растяжение без тока; 2 – растяжение с током после стабилизации температуры образца; 3 – растяжение с периодическим включением-выключением тока (каждые 5 сек); 4 – растяжение с периодическими остановками (каждые 5 сек) с включением-выключением тока (каждые 5 сек) во время остановок; 5 – растяжение с периодическими остановками (каждые 5 сек). Для наглядности эти режимы показаны на подробной блок-схеме (рис. 3.22).



Рис. 3.22. Блок-схема режимов испытания

На рис. 3.23 показаны кривые напряжение – деформация полученные при испытаниях: без тока (кривая 1, 5) и с током  $j = 60 \text{ А/мм}^2$ ;  $Q = 10$ ;  $\tau = 100 \text{ мкс}$  (кривые 2, 3, 4). Температура для всех режимов испытаний с током не превышала  $70 \pm 2^\circ\text{С}$ . Испытание без тока (кривая 1) характеризуется протяженной зоной деформационного упрочнения и высоким равномерным удлинением. Механическая релаксация в виде остановок растяжения не привела к изменению формы кривой и к увеличению относительного удлинения (кривая 5), что подтверждает отсутствие значительных внутренних напряжений, как следствие рекристаллизационного отжига исходных заготовок. Введение импульсного тока низкой скважности (кривая 2) сопровождалось значительным снижением напряжения течения и удлинения до разрушения.

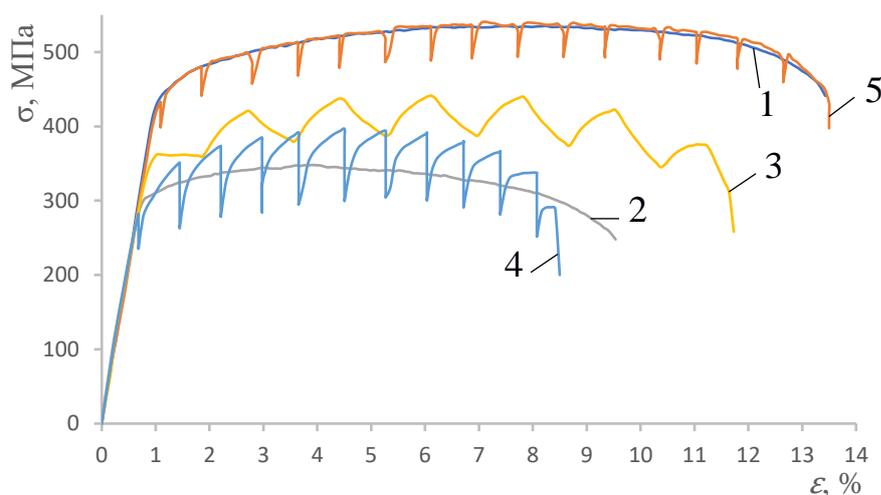


Рис. 3.23. Кривые напряжение-деформация титана при растяжении: 1 – без тока; 2 – с током (режим №2); 3 – с периодическим включением тока (режим №3); 4 – с периодическими остановками и включениями тока (режим №4) 5 – без тока с периодическими остановками (режим №5).

В таблице 3.8 указаны механические свойства и режимы тока для испытанных образцов.

## Механические свойства и режимы испытаний титана

№	Воздействие	$j$ , А/мм <sup>2</sup>	$\tau$ , мкс	$Q$	$T$ , °С	$\sigma_0$ , МПа	$\sigma_{02}$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_a$
1	БТ реж. 1	-	-	-	25	535	441	13	Нет
2	Ток реж. 2	60	100	10	70	351	282	9	
3	Ток реж. 3					436	340	11	Есть
4	Ток реж. 4					396	273*	8	
5	БТ реж. 5					539	428	13	

\*определено по скачку

Периодическое введение тока (кривая 3) способствует образованию плавных снижений напряжения течения вниз (до 70 МПа) и соответствующих плавных подъемов. Снижение напряжения течения при этом в половину меньше, чем при непрерывном введении тока (кривая 2), сопровождается меньшим снижением удлинения до разрушения и меньшим смещением максимума напряжений относительно испытаний без тока (кривая 1). Использование тока во время предварительных остановок машины, фактически сложением механической и электростимулированной релаксации (кривая 4) сопровождается «скачками» напряжения вниз на 100 МПа и значительным снижением удлинения до разрушения. Максимум напряжений смещается в сторону меньших деформаций и примерно соответствует кривой 2. Для оценки вклада тока в величину скачка и отделения механической релаксации было проведено испытание с остановками без подключения тока (кривая 5). Данное испытание показало, что спад напряжения в результате механической релаксации составлял 70 МПа.

Снижение напряжения течения является характерным явлением, сопровождающим испытания в сопровождении тока, и подробно обсуждалось в предыдущих разделах данной главы. Ранняя локализация деформации приводит к дополнительному увеличению плотности тока и приводит к ускоренному разрушению образца. Смещение максимума напряжений в сторону меньших деформаций (фактически снижение равномерного

удлинения) в большинстве других случаев, описанных в литературе, не происходит и может быть вызвано облегчением движения дислокаций по призматической и пирамидальной системе скольжения в ГПУ решетке титана в результате действия ЭПЭ. Плавные спады напряжения вниз и полный возврат к исходным значениям практически на всем участке деформационного упрочнения свидетельствуют об *in situ* действии тока. Сравнение кривых 1, 4 и 5 показывает, что вклад в общее снижение напряжений от воздействия тока может достигать 60%. Снижение удлинения до разрушения спровоцировано током, плотность которого может повышаться в 1,5 - 2 раза из-за раннего образования шейки.

*Ток высокой скважности*

Испытания проводились согласно блок-схеме (см. рис. 3.24) в следующей последовательности: без тока (образец № 1), затем при плотности  $j = 200, 300$  и  $400$  А/мм<sup>2</sup> (образцы № 2-4). Плотности соответствовали условию  $j > j_{кр}$  (где  $j_{кр}$  критическая плотность тока, ниже которой не наблюдается проявление ЭПЭ). Отдельные импульсы длительностью 100; 500; 1000 мкс при одинаковой частоте 1 Гц последовательно вводились в процессе растяжения каждого образца. Первый импульс подавался через одну секунду после начала растяжения. Скважность составляла  $q = T/\tau = 1/F\tau = 10000; 2000; 1000$ , где  $F$ ,  $T$ ,  $\tau$  – частота, период и длительность импульса, соответственно.

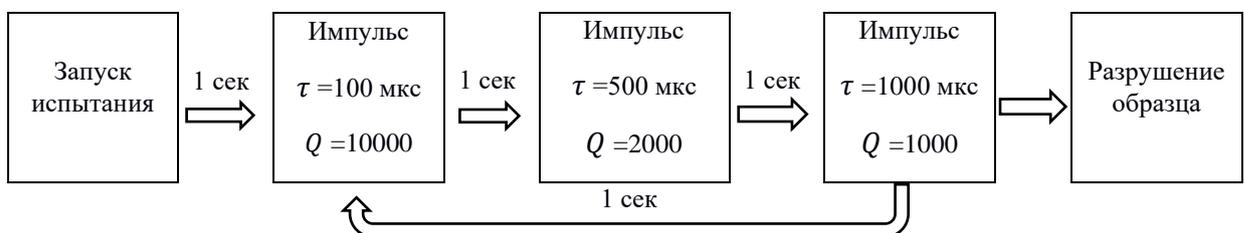


Рис. 3.24. Блок-схема последовательности изменения режима тока при растяжении с постоянной плотностью тока.

Микроструктура образцов исследовалась в исходном и деформированном (вблизи области разрушения) состояниях в продольном и

поперечном сечении методом оптической микроскопии на микроскопе Dr. Focal при увеличении  $\times 500$ .

На рис. 3.25 показаны результаты кривые растяжения без тока и с током разных режимов. Растяжение без тока (см. рис. 3.25, кривая 1) характеризуется максимальным пределом прочности ( $\sigma_v = 845$  МПа), наличием слабо выраженной площадки текучести, сильным деформационным упрочнением, относительно высокой локализацией деформации в шейке и минимальным относительным удлинением до разрушения  $\delta = 10\%$ . Введение импульсного тока плотностью  $j = 200$  А/мм<sup>2</sup> (кривая 2) приводит к снижению предела прочности на 30 МПа и сопровождается отдельными скачками напряжения вниз амплитудой  $\sigma_a$  до 7 МПа при длительности импульса  $\tau = 1$  мс. При меньшей длительности импульса скачки не наблюдались. Увеличение плотности тока до  $j = 300$  А/мм<sup>2</sup> (кривая 3) сопровождается повышением амплитуды скачков  $\sigma_a$  до 15 МПа, при этом скачки напряжения возникают только при  $\tau = 500$  и 1000 мкс. Кривая также характеризуется снижением напряжения течения, которое достигает 40 МПа. Особенностью этого режима является длительная стадия равномерного удлинения, снижение коэффициента деформационного упрочнения и увеличение относительного удлинения до разрушения до 21 %. Выключение тока на установившейся стадии сопровождается неожиданным скачкообразным увеличением напряжения течения, формированием шейки и последующим разрушением.

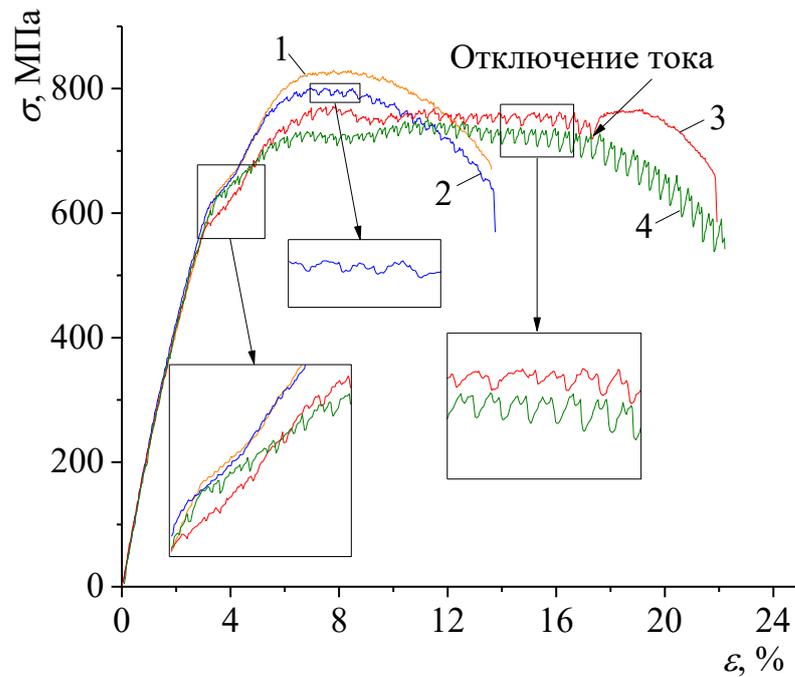


Рис. 3.25. Кривые напряжение-деформация титана: 1 – без тока,  $T = 25^{\circ}\text{C}$ ; 2 –  $j = 200 \text{ A}/\text{мм}^2$ ,  $T = 32^{\circ}\text{C}$ ; 3 –  $j = 300 \text{ A}/\text{мм}^2$ ,  $T = 50^{\circ}\text{C}$ ; 4 –  $j = 400 \text{ A}/\text{мм}^2$ ,  $T = 72^{\circ}\text{C}$ .

Увеличение плотности тока до  $j = 400 \text{ A}/\text{мм}^2$  (кривая 4) привело к дополнительному снижению напряжения течения на 110 МПа по сравнению с растяжением без тока и выходом на плато.

Минимальная длительность импульса 100 мкс, как и в ранее упомянутых режимах, не привела к скачкам напряжения. На кривой 4 ток не отключался, что привело к росту амплитуды скачков на стадии образования шейки, предшествующему разрушению образца. Отметим, что использование плотности тока  $j = 300$  и  $400 \text{ A}/\text{мм}^2$  (см. рис. 3.25, кривые 3 и 4) привело к сдвигу формирования шейки в область более высоких деформаций, что сопровождается двукратным ростом относительного удлинения до разрушения.

Амплитуда скачков  $\sigma_a$  в зависимости от плотности тока и длительности импульса (скважности) показана на рис. 3.26. Видно ее закономерное повышение при повышении плотности тока. При этом увеличение скважности с 1000 до 2000 повышает  $j_{кр}$  до  $200 \text{ A}/\text{мм}^2$ , соответственно.

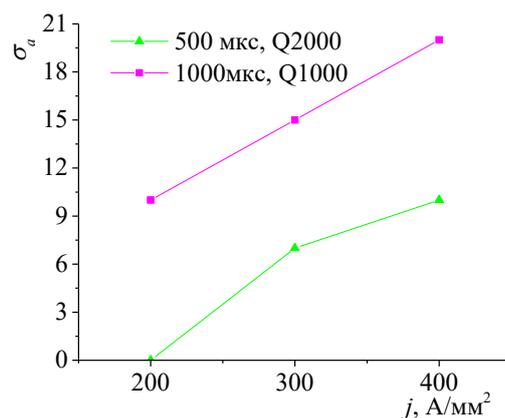


Рис. 3.26. Амплитуда скачков напряжения титана в зависимости от плотности тока и длительности (скважности) импульса.

В таблице 3.9 показаны режимы тока и механические свойства титана.

Таблица 3.9.

Режимы испытаний, амплитуда скачка напряжений и механические свойства титана

№	$j$ , A/mm <sup>2</sup>	$t$ , °C	$\sigma_a$ , МПа			$\sigma_g$ , МПа	$\sigma_{02}$ , МПа	$\delta$ , %
			$\tau = 100\mu\text{с}$ ( $q = 10000$ )	$\tau = 500\mu\text{с}$ ( $q = 2000$ )	$\tau = 1000\mu\text{с}$ ( $q = 1000$ )			
1	0	23	0	0	0	845	612	10
2	200	32		0	10	800	611	11
3	300	50		7	15	770	584	19
4	400	72		10	20	751	610	21

Температура образца при повышении плотности тока увеличивается от 32°C при 200 А/мм<sup>2</sup> до 72°C при 400 А/мм<sup>2</sup>. Относительное удлинение до разрушения слабо изменяется при  $j = 200$  А/мм<sup>2</sup>, но двукратно повышается при увеличении плотности тока до 300 и 400 А/мм<sup>2</sup>. Пределы прочности и текучести снижаются постепенно с повышением  $j$ .

На рис. 3.27 показана микроструктура титана в исходном состоянии и после растяжения.

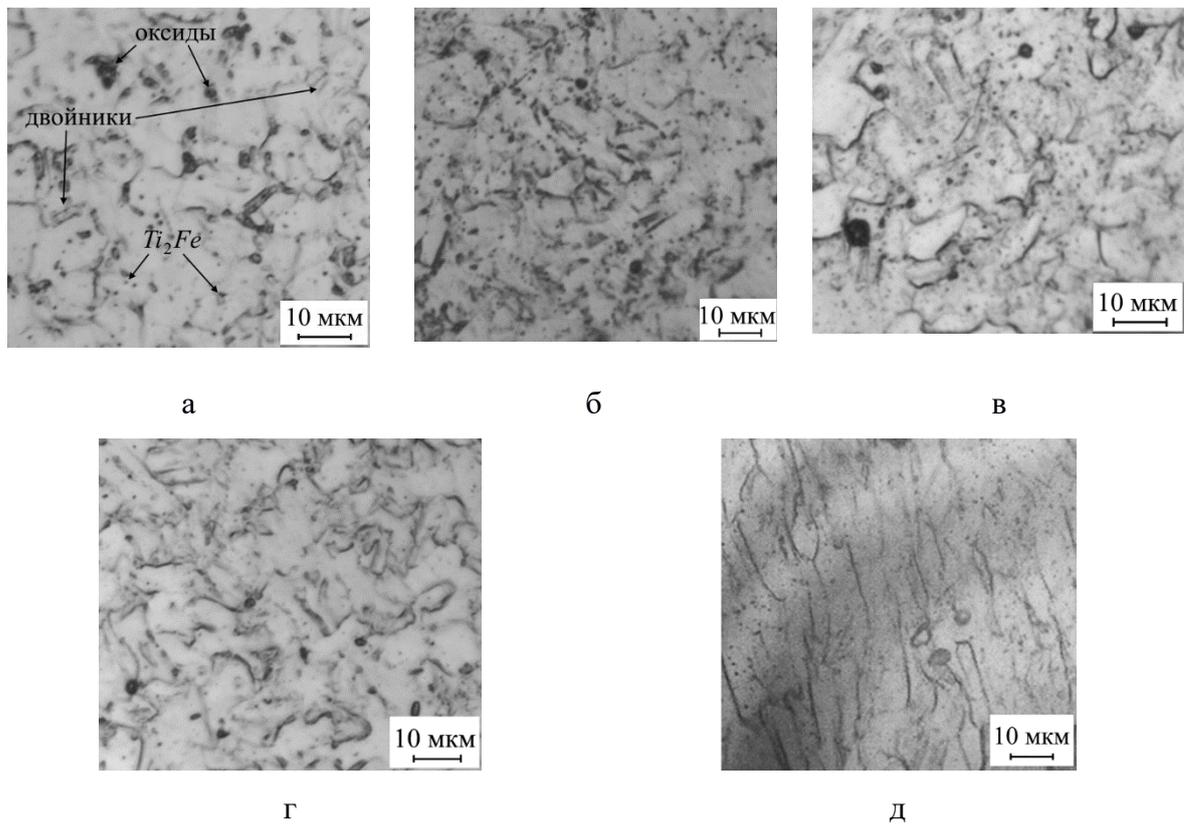


Рис. 3.27. Микроструктура титана в исходном состоянии (а) и после растяжения: б – без тока (поперечное сечение), в – с током  $j = 200 \text{ А/мм}^2$  (поперечное сечение), г – с током  $j = 400 \text{ А/мм}^2$  (поперечное сечение), д – с током  $j = 400 \text{ А/мм}^2$  (продольное сечение).

На рис. 3.27, а показана микроструктура титана в исходном состоянии (до растяжения), которая характеризуется равноосными зёрнами со средним размером 9 мкм, наличием внутризеренных двойников и мелкодисперсных включений внутри и на границах зёрен в количестве не более 3%. Заметны также отдельные крупные включения размерами порядка 0,5 – 1 мкм.

Растяжение без использования тока приводит к изменению формы и уменьшению размера зёрен в поперечном сечении до 5-6 мкм, повидимому это связано с их слабым удлинением в направлении растяжения (3.27, б). Объёмная доля частиц визуально не изменилась, однако заметно измельчение интерметаллидов под действием деформации и их преимущественное расположение по границам зёрен. Микроструктура после растяжения с током ( $j = 200 \text{ А/мм}^2$ ) характеризуется неоднородным распределением зёрен по

размерам в диапазоне 8-15 мкм (3.27, в), что близко к размерам исходного недеформированного состояния и немного крупнее, чем после растяжения без тока. Характерным является общая тенденция к измельчению включений и их частичному растворению, особенно внутри наиболее крупных зерен. Повышение плотности тока до 400 А/мм<sup>2</sup> усиливает процесс растворения мелких включений внутри зерен, но не влияет на форму и размер зерен (см. рис. 3.27, г). При этом в продольном сечении вытянутость зерен сохраняется (см. рис. 3.27, д). Одиночные крупные включения сохраняются в структуре в независимости от наличия тока, мелкие частицы почти полностью растворены.

Как и в предыдущих исследованиях, описанных в настоящей главе, ЭПЭ при растяжении проявляется в снижении напряжений течения и/или появлении скачков напряжения. ЭПЭ при растяжении проявляется в снижении напряжений течения и/или появлении скачков напряжения. При этом характерным признаком ЭПЭ является зависимость критической плотности тока не только от материала, но и от режимов тока (длительности импульса и скважности) (рис. 3.26). Различия значений критической плотности в литературе могут достигать значительных величин. Так, например, в работе [2] критическая плотность тока была на порядок выше, но использование в настоящем исследовании больших длительностей импульса позволило снизить  $j_{кр}$  в меньшую сторону. Из этого следует, что к критическим параметрам проявления ЭПЭ можно отнести и длительность импульса, поскольку скачки напряжения в данной работе появляются при  $\tau > 100$  мкс (табл. 3.9), а при плотности тока 200 А/мм<sup>2</sup> скачки напряжения появляются только для длительности импульса 1000 мкс. Особенностью режима при  $j = 300$  А/мм<sup>2</sup> является выключение тока при достижении деформации 17% (рис. 3.25). При этом наблюдаемый резкий рост напряжений в момент отключения подтверждает ранее установленный механизм действия тока *in situ* и свидетельствует об обратимости ЭПЭ. Это подтверждают и структурные исследования, которые указывают на идентичность структуры после растяжения с плотностью тока 200 и 400 А/мм<sup>2</sup> (рис. 3.27 в, г). Увеличение

амплитуды скачков на участке шейкообразования объясняется увеличением плотности тока, связанного с уменьшением площади поперечного сечения образца.

Несмотря на устоявшееся мнение о стимулирующем влиянии электрического тока на пластичность материалов при растяжении [123, 38, 42], в реальности часто наблюдается заметное уменьшение относительного удлинения при растяжении, иногда обусловленное образованием шейки. В эксперименте импульсный ток в виде одиночных импульсов плотностью 300 и 400 А/мм<sup>2</sup> привел к незначительному снижению напряжений течения, сопровождающемуся двукратным повышением относительного удлинения. Рассмотрим возможные причины, которые могли бы привести к такому результату: нагрев образца до температур первичной и собирательной рекристаллизации (в нашем случае не наблюдается), выделение/растворение вторичных фаз (частицы интерметаллидов, оксидов), изменение дислокационной структуры/плотности дислокаций, компенсирующее действие деформации и тока.

Температура образца при самом интенсивном воздействии тока 72°C и не могла вызвать значимые структурные изменения, что предполагает преимущественно атермическую природу наблюдаемых явлений. Структурные исследования в оптическом микроскопе подтверждают этот вывод. Сохранившиеся даже при самом интенсивном режиме тока вытянутые в продольном сечении зерна являются свидетельством отсутствия рекристаллизации и значительного температурного воздействия. Однако, уровни напряжения, величина амплитуды «скачка» и относительного удлинения отличаются заметно (см. рис. 3.25, кривые 3 и 4). Для объяснения причин различного поведения необходим более тонкий структурный анализ с привлечением методов просвечивающей электронной микроскопии, однако уже сейчас можно сделать вывод о нетепловой природе наблюдаемых явлений.

Введение импульсов тока в процессе растяжения не приводит к росту

зерна, однако ведет к растворению мелких частиц, возможно интерметаллидов железа  $Ti_2Fe$  [125]. При этом более крупные частицы, по-видимому оксиды, сохраняются. Несмотря на то, что средняя температура образца достаточно низкая для растворения интерметаллидов ( $32-72^\circ\text{C}$  при  $j = 200-400 \text{ А/мм}^2$ ), не исключается возможность более высоких локальных температур на структурных неоднородностях в момент действия импульса тока. Короткого импульса большой плотности может оказаться достаточно для растворения предварительно измельченных деформацией интерметаллидов. Этот факт может способствовать релаксации напряжений и воздействовать на деформационное поведение, облегчая деформацию, поскольку любая частица является концентратором напряжений и местом закрепления дислокаций в процессе деформации.

Однако наиболее интересной на наш взгляд причиной наблюдаемого аномального прироста относительного удлинения может быть влияние электрического поля на дислокационную структуру материала. Подобное влияние отмечено, например, в работе [126], где авторы изучали влияние приложенного электрического потенциала в процессе ползучести чистого алюминия. Отмечается образование более совершенной дислокационной структуры при наличии электрического поля (сетчатая дислокационная структура по сравнению с хаотической без тока). В нашем случае в процессе растяжения происходит попеременное включение и выключение тока, что ведет к постоянному процессу перестройки дислокационной структуры из более хаотической в более совершенную и наоборот. При этом происходит торможение процессов разрушения и прирост пластичности. Такое, своего рода циклическое воздействие тока наблюдали ранее в работе [127], где при растяжении чистого титана в режиме одиночных импульсов наблюдалась другая аномалия – упрочнение под действием тока.

Еще одной предполагаемой причиной повышения относительного удлинения может быть компенсирующее действие тока и деформационного упрочнения при данных режимах. Деформация сопровождается накоплением

дислокаций, а импульсы тока приводят к уменьшению их плотности. При этом разная длительность импульса с постепенным ее повышением способствует «смягчению» такого режима, сдвигу процесса шейкообразования в область больших деформаций и, как следствие, приросту пластичности.

Также не следует исключать возможность проявления механизма зернограницного проскальзывания, несмотря на низкую температуру и большой размер зерен, как дополнительного механизма деформации. Действительно, тепловой эффект на границах зерен может способствовать локальному их разогреву до температур, характерных для сверхпластичности УМЗ титана [56].

Таким образом показано, что снижение напряжения течения является характерным явлением, сопровождающим испытания в присутствии тока. Прохождение импульсного тока во время остановок, при растяжении хорошо отожженного ( $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) чистого титана не приводит к значительному увеличению пластичности. Растяжение титана, отожженного при меньшей температуре ( $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), с одновременным введением импульсов тока плотностью  $300\text{-}400\text{ А/мм}^2$  и попеременно увеличивающейся длительностью от 100 до 1000 мкс ( $Q=1000 - 10000$ ) способствует двукратному повышению относительного удлинения при снижении прочности не более чем на 12%. ЭПЭ в форме снижения напряжений течения и скачков напряжения вниз в титане Grade 4 проявляется при длительности импульса  $\tau = 500$  и  $1000$  мкс и критической плотности тока  $200\text{ А/мм}^2$ . Проявляемый ЭПЭ сопровождается растворением частиц вторых фаз и имеет преимущественно атермическую природу, поскольку максимальная температура образца в условиях эксперимента не сильно отличалась от комнатной, а средний размер зерен практически не изменяется. Двукратное увеличение относительного удлинения до разрушения указывает на возможность применения импульсного тока для повышения деформируемости титана в процессах обработки металлов давлением.

### 3.4. Влияние схемы деформации на проявление ЭПЭ в титане

#### 3.4.1. Сжатие

Представленные выше результаты исследования ЭПЭ относились к стандартной схеме механических испытаний на растяжение. Однако известно [2], что при сжатии кристаллографические системы скольжения могут изменяться, вызывая смену механизмов деформации скольжения (двойникования). Например, в титане к базисной плоскости скольжения (0001) могут добавляться призматические и пирамидальные. Это в свою очередь приводит к изменению прочности и пластичности материала. Кроме того, сжатие наиболее соответствует процессам ОМД, таким как штамповка, формовка, чеканка, вытяжка. В этой связи исследование сжатия в сопровождении импульсного тока является актуальной задачей, направленной на практическое применение.

Для испытания на сжатие применяли цилиндрические образцы из технически чистого титана Grade 4 (отжиг 350 °С / 1 час) размерами Ø2x3 мм, изготовленные токарной обработкой. Механические испытания на сжатие выполняли на горизонтальной испытательной машине И-5081 при скорости 0,8 мм/мин. Торцы образцов смазывались токопроводящей консистентной смазкой. Испытание было остановлено при достижении деформации в 67% в связи с резким повышением усилия. Анализ деформационного поведения проводился в диапазоне значений  $\varepsilon = 0...30\%$ . Сравнение напряжений течения проводилось при  $\varepsilon = 21\%$ .

Использовали ток различной скважности ( $Q = 5000$  и  $10$ ), режимы (плотность тока  $j$  и длительность импульса  $\tau$ ) представлены в табл. 3.10.

Таблица 3.10

Виды и режимы импульсного тока

№ режима	$j$ , А/мм <sup>2</sup>	$\tau$ , мкс	$Q$
1	-	-	-
2	860	1000	5000
3	60	100	10

Режимы тока соответствовали параметрам при растяжении, которые соответствовали критическим значениям в зависимости от скважности. Ток низкой скважности ( $Q=10$ ) вводился до начала растяжения, испытание начиналось после стабилизации температуры. Отдельные импульсы тока высокой скважности ( $Q=5000$ ) вводились на пластическом участке деформационной кривой. Микроструктуру образцов исследовали в продольном сечении относительно оси нагружения.

На рис. 3.28 представлены инженерные кривые напряжение-деформация при сжатии без тока (кривая 1) и с током различных режимов (кривые 2, 3). Кривая 1 является типичной при сжатии, содержит упругий участок, плавно переходящий в область линейного деформационного упрочнения, не имеет других особенностей. Введение одиночных импульсов тока высокой плотности (кривая 2), сопровождалось снижением напряжений течения и скачками напряжения вниз амплитудой  $\sigma_a \sim 350$  МПа ( $\sim 53\%$ ) без изменения предела текучести. Введение тока низкой скважности (кривая 3) способствовало уменьшению интенсивности деформационного упрочнения, а также снижению напряжений течения и двукратному снижению предела текучести (табл. 3.11) по сравнению с испытанием без тока.

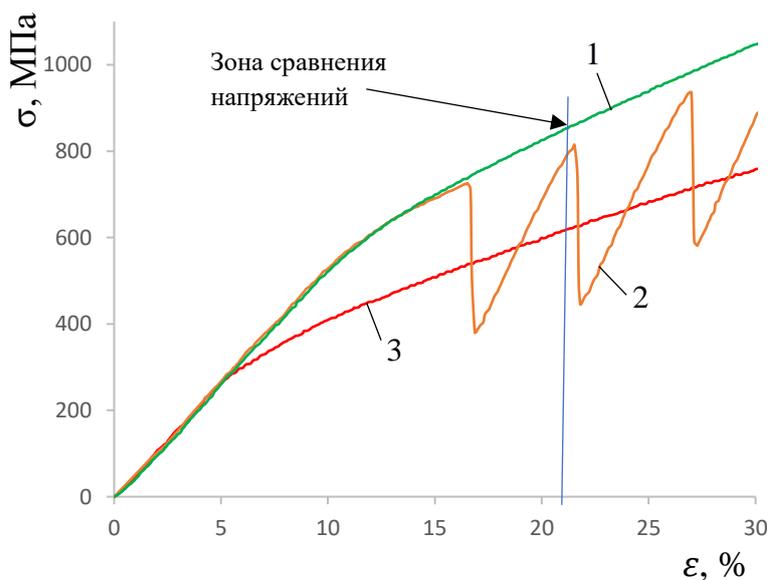


Рис.3.28. Инженерные кривые напряжение - деформация при сжатии титана Grade 4: 1 – без тока; 2 – с током  $j = 860 \text{ А/мм}^2$ ,  $Q = 5000$ ,  $\tau = 1000$  мкс; 3 - с током  $j = 60 \text{ А/мм}^2$ ,  $Q = 10$ ,  $\tau = 100$  мкс

В таблице 3.11 представлены механические свойства и режимы тока для испытанных образцов. Сравнение кривых для разных режимов испытания при  $\varepsilon=21\%$  показывает снижение напряжений течения на 60 МПа (7%) при токе высокой скважности, и 232 МПа (27%) при низкой. Оба режима тока сопровождаются тепловым эффектом и повышением температуры образца до 55 и 110 °С для режима с высокой и низкой скважностью, соответственно.

Таблица 3.11  
Механические свойства и режимы испытаний титана

№ режима	Режим тока	$T, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{02}$ МПа	$\sigma_{21}^*$ , МПа
1	без тока	25	595	852
2	$j = 860\text{А/мм}^2, Q = 5000, \tau = 1000$ мкс	55	595	792
3	$j = 60\text{А/мм}^2, Q = 10, \tau = 100$ мкс	110	298	620

\* $\sigma_{21}$  – напряжения течения, соответствующие деформации в 21%

Наблюдаемые при сжатии эффекты снижения интенсивности деформационного упрочнения и напряжений течения под действием тока низкой скважности, а также скачки напряжения вниз для тока высокой скважности были ранее отмечены и при растяжении титана. Поэтому можно считать, что эффекты тока при сжатии и растяжении качественно не зависят от схемы деформации. Однако в количественном отношении ЭПЭ при сжатии проявляется сильнее, чем при растяжении. Для испытаний на растяжение с током, относительное снижение предела текучести было несколько меньше ( $\approx 40\%$ ), чем при испытании на сжатие (50%), что может быть следствием активизации при сжатии дополнительных пирамидальной и призматической систем скольжения [2]. По-видимому, по этой же причине наблюдается более высокая амплитуда скачка при испытаниях с одноимпульсным током.

На рисунке 3.29 представлены результаты измерения микротвердости и температуры в исходном и деформированном состояниях для всех режимов тока.

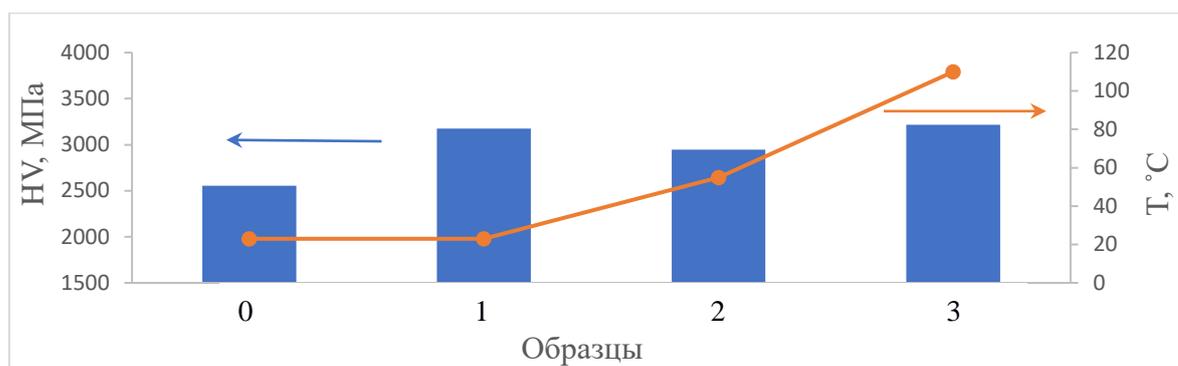


Рис.3.29. Микротвердость и температура образцов для режима: 0 – исходный недеформированный; 1 – сжатие без тока; 2 – ток высокой скважности; 3 – ток низкой скважности

Сжатие без тока и с током приводит к закономерному повышению микротвердости во всех деформированных образцах по сравнению с исходным состоянием. При этом максимальные значения ( $\approx 3200$  МПа) наблюдаются после сжатия без тока и с током низкой скважности. Использование тока высокой скважности в процессе сжатия приводит к снижению микротвердости до 2950 МПа.

На рисунке 3.30 представлены результаты металлографического анализа структуры титана до и после сжатия. Исходная микроструктура титана (рис. 3.30, а) представляет собой рекристаллизованное состояние с равноосной формой зерен со средним размером 10-12 мкм и характеризуется наличием частиц оксидов для титана с суммарным объемным содержанием не более 3% [128, 125]. Сжатие без тока (рис. 3.30, б) приводит к локализации деформации в микрообъемах и закономерному удлинению исходных зерен и их ориентации под углом  $45^\circ$  к направлению сжатия.

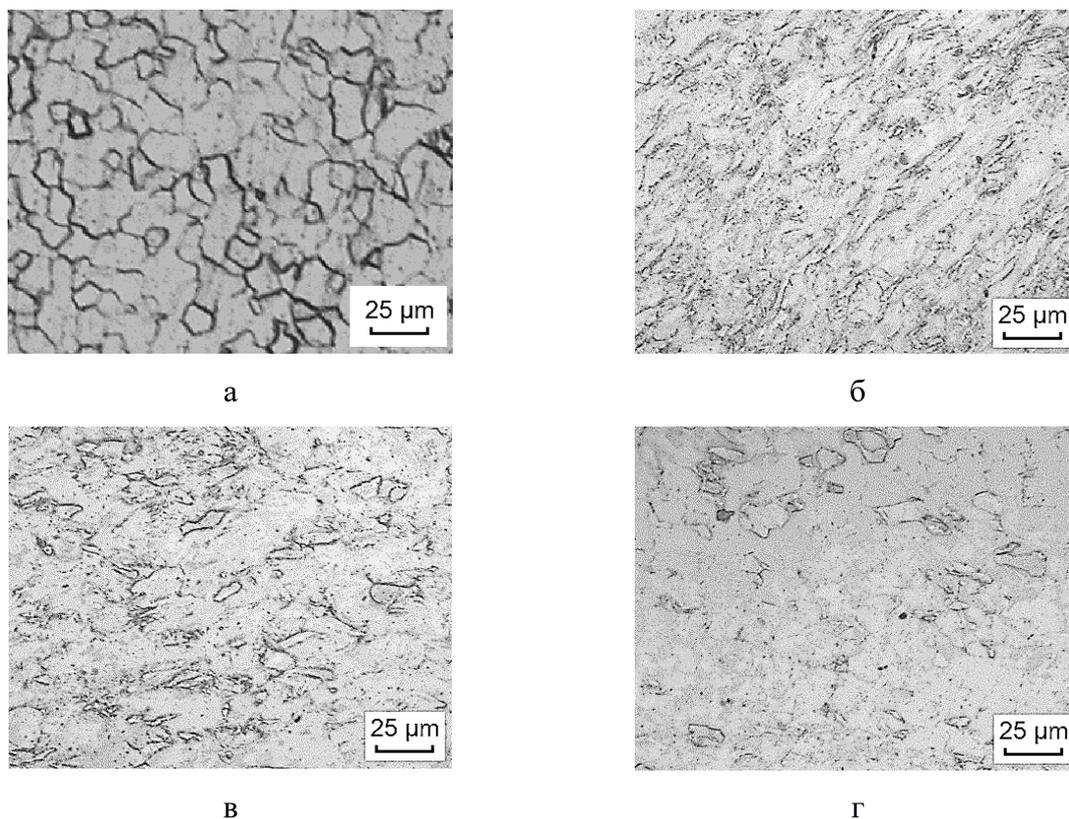


Рис.3.30. Микроструктура титана Grade 4: а – до сжатия, б – после сжатия без тока; в – с током  $j = 60 \text{ A/mm}^2$ ,  $Q = 10$ ,  $\tau = 100 \text{ мкс}$ ; г – с током  $j = 860 \text{ A/mm}^2$ ,  $Q = 5000$ ,  $\tau = 1000 \text{ мкс}$

При этом заметно увеличение количества частиц ввиду их измельчения под действием деформации. При сжатии образцов с током удлинение зерен заметно меньше для обоих режимов тока (рис. 3.30, в, г). Можно полагать, что локализация деформации при сжатии подавляется импульсным током. При этом ток способствует частичному растворению интерметаллидов.

Результаты настоящей работы для тока низкой скважности согласуются с данными, полученными при сжатии титанового сплава Ti-6Al-4V [36], где было показано незначительное снижение напряжения течения при критической плотности постоянного тока  $j = 20 \text{ A/mm}^2$ . В работе [2] при испытаниях чистого титана на сжатие с использованием отдельных мощных импульсов тока, снижение напряжения течения было меньше и составляло 18-169 МПа при плотностях тока 1700-3700  $\text{A/mm}^2$ . Такая разница в снижении

напряжения объясняется более высокой длительностью импульса (1000 мкс), использованной в настоящем исследовании.

При сжатии без тока отмечается закономерное удлинение зерен и визуальное увеличение количества частиц по сравнению с исходным состоянием, что связано с их дроблением под действием деформации [128, 125]. При сжатии с током структурные изменения свидетельствуют о меньшем удлинении зерен и снижении интенсивности деформационных процессов, которое ранее отмечалось в других работах (например, в сплаве с памятью формы при прокатке [129]). Слабые микроструктурные различия образцов после сжатия с разными режимами тока, но заметные по сравнению со сжатием без тока, подтверждают предполагаемый *in situ* механизм тока. Наблюдаемое количество частиц при использовании тока уменьшается, что может быть также связано с замедлением кинетики структурообразования (меньшая интенсивность дробления частиц), а также с возможностью частичного растворения наиболее мелких интерметаллидов. Несмотря на то, что средняя температура достаточно низкая для их растворения (55 °С в режиме одноимпульсного тока), нельзя отключать возможность более высоких локальных температур на структурных неоднородностях в момент действия импульса тока большой плотности ( $j=860$  А/мм<sup>2</sup>;  $\tau=1000$  мкс). Короткого импульса может оказаться достаточно для растворения предварительно измельченных деформацией интерметаллидов и слабому снижению микротвердости по сравнению с состоянием, деформированным без тока. При использовании импульсного тока низкой скважности на порядок меньшей плотности ( $j=60$  А/мм<sup>2</sup>;  $\tau=1000$  мкс) подобного снижения микротвердости не наблюдается, поскольку средней температуры 110 °С, недостаточно для растворения интерметаллидов [125].

Таким образом показано, что при сжатии крупнозернистого титана импульсный ток низкой и высокой скважности способствует снижению напряжения течения на 27% и сопровождается скачками напряжения вниз амплитудой ~350 МПа, соответственно. Эффект влияния импульсного тока на

снижение условного предела текучести в титане при сжатии более значителен, чем при растяжении и составляет 50 % по сравнению с испытанием без тока, в то время как при растяжении это снижение составляет порядка 40%. При этом наблюдается качественное сходство эффектов не зависимо от схемы деформирования. Применение тока в процессе сжатия приводит к снижению интенсивности деформации, а также частичному растворению измельченных под действием деформации частиц интерметаллидов при отсутствии влияния на размер зерна. Повышение микротвердости в результате деформации сжатия и отсутствие ее сильных отличий для тока различной скважности может означать, что другие эффективные механизмы упрочнения, кроме деформационного, отсутствуют. Слабые микроструктурные различия образцов после сжатия с разными режимами тока, но заметные по сравнению со сжатием без тока, подтверждают действующий *in situ* механизм тока.

### 3.4.2. Изгиб

Испытание на изгиб наиболее приближено к реальной технологической операции трехточечной воздушной гибки на листогибочном прессе и является следующим шагом на пути внедрения технологии электропластической деформации на производстве.

Для изгиба плоских образцов из технически чистого титана Grade 4 (состояние поставки) была использована оснастка первого типа с закругленной раздвижной матрицей (Рис. 2.5, а) и двумя схемами подключения (глава 2, рис. 2.6, схемы подачи тока 1 и 2). Были использованы плоские образцы (толщина  $h = 2,2$  мм; ширина  $b = 20$  мм; длина  $L = 84$  мм). К оснастке подводился ток низкой скважности ( $Q=10$ ), способствующий равномерному снижению напряжения течения.

В таблице 3.12 даны режимы тока и максимальное напряжение при изгибе, а на рис. 3.31 кривые «напряжение изгиба-деформация» для различных направлений и плотности импульсного тока низкой скважности при постоянной длительностью импульсе и частоте.

Все образцы, испытанные без тока и с током, выдержали изгиб без появления трещин и разрушения, что свидетельствует о достаточно высокой пластичности КЗ титана. Внутренний угол изгиба и степень деформации до разрушения составили 90° и 14% (рис. 3.31). Повышение плотности тока, направленного вдоль образца, привело к трехкратному уменьшению напряжений и сдвигу максимума в сторону больших деформаций.

Таблица 3.12

Механические свойства и режимы испытаний

№	Направление тока	$j$ , А/мм <sup>2</sup>	$\tau$ , мкс	$Q$	$T$ , °С	$\sigma_{max}$ , МПа	Трещины
1	без тока	-	100	10	25	1023	нет
2	вдоль	12			40	779	
3		18			100	586	
4		24			180	347	
5	поперек	18			100	477	

Изменение направления тока с продольного к поперечному при одинаковой плотности тока способствовало дополнительному снижению максимального напряжения изгиба. При этом температура образцов в месте контакта с пунсоном повышалась с увеличением плотности тока, но не превышала 180 °С.

Температура образцов в месте контакта с пуансоном повышалась с увеличением плотности тока, но не превышала 180°С. Увеличение плотности тока способствует снижению коэффициента деформационного упрочнения и появлению физического предела текучести.

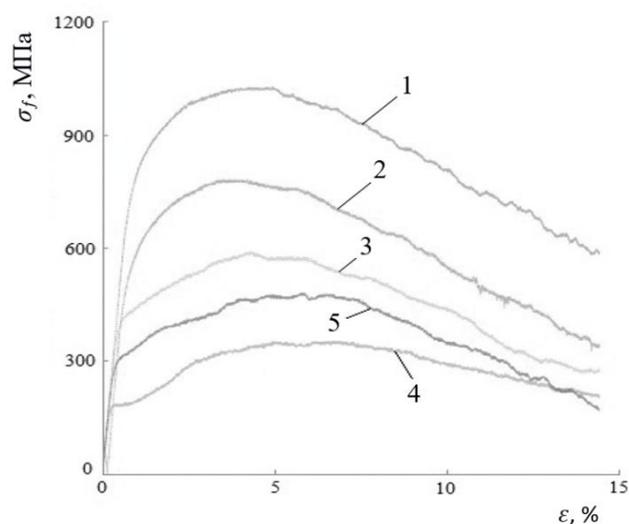


Рис. 3.31. Кривые «напряжение изгиба-деформация» в титане: 1 – без тока; 2 –  $j = 12 \text{ А/мм}^2$ ; 3 –  $j = 18 \text{ А/мм}^2$ ; 4 –  $j = 24 \text{ А/мм}^2$  (все вдоль); 5 –  $j = 18 \text{ А/мм}^2$  (поперек).

Еще одной особенностью кривых изгиба является короткая (по сравнению с испытанием без тока и с током  $j=12 \text{ А/мм}^2$ ) стадия равномерной деформации, на которой с увеличением плотности тока коэффициент деформационного упрочнения резко уменьшается и вместо условного предела текучести появляется физический предел текучести. Это связано достижением  $j_{кр}$  которая видимо несколько ниже значения  $20 \text{ А/мм}^2$  ранее установленного при испытаниях на растяжение. Шероховатость на всех кривых обусловлена неравномерным скольжением образца по опорам матрицы. Добавление роликовых опор на оснастке второго типа (глава 2, рис. 2.5, б) позволило устранить этот недостаток.

Известные справочные данные [130] и предыдущие испытания на растяжение (глава 3, 5) свидетельствуют, что процентное снижение предела прочности Grade 4 в интервале температур 20-180 °С заметно меньше наблюдаемого в эксперименте. Этот факт позволяет утверждать, что снижение напряжений изгиба вызвано суммарным действием теплового эффекта и ЭПЭ, причем относительный вклад последнего в 2-3 раза выше первого.

Смена направления тока в образце от продольного к поперечному дополнительно снижает напряжение изгиба, что объясняется усилением

локального разогрева в очаге деформации (месте электрического контакта пуансона с образцом) при поперечном направлении тока. Отметим, что эта особенность является одним из аргументов использования ЭПЭ в промышленной технологии гибки поскольку при поперечном направлении ток подводится к оснастке, а не к каждой деформируемой заготовке.

Наблюдаемое смещение максимума напряжений в сторону больших деформаций на кривых образцов 3, 4, 5 связано с тем, что под действием тока скопления дислокаций срываются с локальных стопоров при меньшем механическом напряжении. Для титана, ввиду относительно невысокой температуры деформации, основным вкладом в снижение напряжений является ЭПЭ [19; 130; 132]. Смещение максимума вправо является позитивной особенностью воздействия импульсного тока, поскольку способствует повышению равномерной деформации, следовательно, и деформируемости в целом. Пропускание тока плотностью выше 18 А/мм<sup>2</sup> сопровождается появлением физического предела текучести в обоих материалах, что можно объяснить триггерным эффектом тока низкой скважности ( $Q = 10$ ), который обеспечивает отрыв дислокаций от примесных атомов в Grade 4 [130; 132]. Отсутствие второй фазы в нелегированном титане так же благоприятно влияет на подвижность дислокаций, которые не встречают дополнительных препятствий [19].

При испытаниях на изгиб в сопровождении тока, в отличие от испытаний на растяжение, снижение напряжения течения происходит уже при плотности тока  $j = 12$  А/мм<sup>2</sup>. Данное обстоятельство может быть связано с контактным нагревом на участке пуансон/образец и изменением формы импульса из-за увеличения размера образцов.

После первых испытаний было принято решение модифицировать оснастку и изменить расстояние между опорами, для снижения плеча изгиба. Следующая серия испытаний на изгиб проходила на оснастке второго типа (глава 2, рис. 2.5, б), оснащенной роликовой матрицей исключая подваривание образца к опоре. Были использованы плоские титановые

образцы (толщина  $h = 2,2$  мм; ширина  $b = 20$  мм; длина  $L = 84$  мм), расстояние между опорами матрицы было уменьшено с 46 до 36 мм. Испытания заканчивались после того, как пуансон переместится на 17 мм. Далее измерялся угол образца в нагруженном и разгруженном состоянии. В процессе испытаний на изгиб основной целью являлась оценка влияния направления действия тока (глава 2, рис.2.7, схемы подачи тока 1, 2) в титане при постоянном режиме  $j = 20$  А/мм<sup>2</sup>,  $\tau = 100$  мкс,  $Q = 10$ .

На рис.3.32 показаны кривые «напряжение изгиба – деформация» для чистого КЗ титана. Кривые получились более гладкие, чем на оснастке первого типа. По сравнению с испытаниями без тока (кривая 1) изгиб в сопровождении тока позволил одинаково снизить напряжение течения, для обоих вариантов подключения (кривые 2, 3). Для отделения теплового эффекта был использован фен, при помощи которого нагревалась зона изгиба (кривая 4). Температура была подобрана исходя из максимальной температуры, полученной при изгибе в сопровождении тока, проходящего через одну из опор матрицы и пуансон (кривая 3, 180 °С). Испытания с феном показали, что имеется значительный атермический вклад при испытаниях с током.

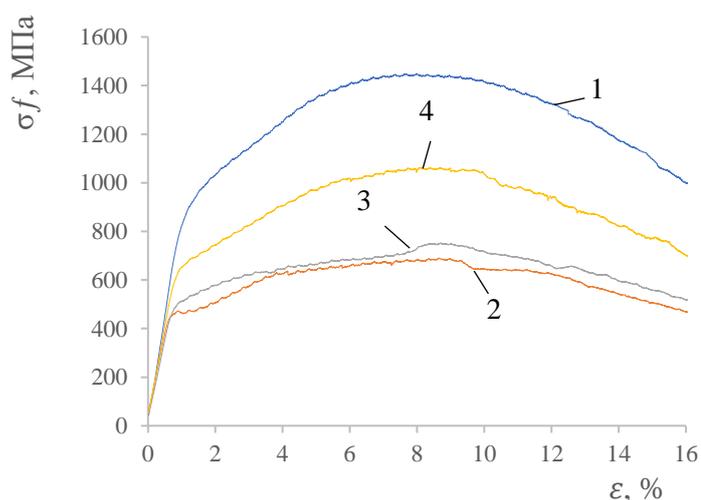


Рис. 3.32. Кривые «напряжение изгиба-деформация» в КЗ Grade 4: 1 – без тока; 2 –  $j = 20$  А/мм<sup>2</sup>, ток через опоры; 3 –  $j = 20$  А/мм<sup>2</sup>, ток через пуансон и опору; 4 – Фен 180 °С

Подключение тока через пуансон и одну опору матрицы (кривая 3), оказалось менее эффективным для снижения напряжения течения на заключительной стадии испытания, чем подключение тока через опоры матрицы (кривая 2). Испытания с феном (кривая 4) показали, что напряжение течения, существенно больше, чем для испытаний с током.

На основе измерения углов в нагруженном и разгруженном состоянии были построены гистограммы (рис. 3.33.)

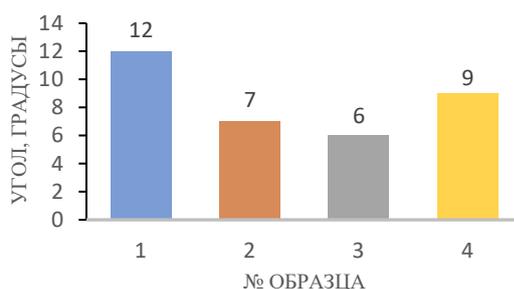


Рис. 3.33. Углы пружинения для разных условий

Измерение углов в нагруженном и разгруженном состоянии показало, что для чистого титана наблюдается значительный вклад тока и несколько меньший вклад фена в снижение угла пружинения, по сравнению с испытанием без тока.

Механические свойства и режимы испытания образцов показаны в таблице 3.13.

Таблица 3.13

Механические свойства и режимы испытаний

№	Воздействие	$\tau$ , мкс	$Q$	$j$ , А/мм <sup>2</sup>	$T_{\text{пуансон}}$ , °С	$T_{\text{опора}}$ , °С	$\sigma_{\text{max}}$ , МПа	Угол пружинения
1	Без тока	-		-	25	25	1440	12
2	Ток через опоры	100	10	20	100	180	684	7
3	Ток через пуансон и опору			20	180	180	745	6
4	Фен	-		-	180	-	1056	9

Разница в снижении напряжения течения для обоих вариантов подключения (Рис. 3.32, кривые 2, 3) свидетельствует о некотором вкладе (61

МПа) направления прохождения тока для испытаний на изгиб сплава Grade 4. Сравнение испытаний с током и с феном при одинаковых температурах в зоне изгиба, указывает на сильный атермический вклад тока (311 МПа) в снижение напряжения течения, что подтверждает нетепловую природу ЭПЭ.

Схема подключения тока через пуансон и одну из опор матрицы позволяет эффективнее снижать пружинение, для Grade 4. Это связано с лучшим контактным разогревом зоны изгиба.

### **3.5. Деформационное поведение и микроструктура сплава ВТ6**

#### **3.5.1. Растяжение**

Исследования выполнены на двухфазном титановом сплаве ВТ6 (отжиг 700 °С /1 час).

##### *Ток высокой скважности*

На рис. 3.34 показаны кривые растяжения ВТ6 без тока (кривая 1), а также с введением импульсного тока высокой скважности (кривые 2-5). В отличие от титана Grade 4, введение тока в сплаве ВТ6 повышает предел прочности на 25-70 МПа. Ток практически не влияет на относительное удлинение, но приводит к появлению в пластической и упругой зонах скачков напряжения вниз ( $\sigma_a$ ) амплитудой до 30 МПа и 4 МПа, соответственно. Амплитуда скачков, как и в чистом титане увеличивается с повышением плотности тока и длительности импульса. При скважности  $Q = 5000$  критическая плотность тока, при которой появляются первые скачки напряжения, составляет  $j_{кр} = 120 \text{ А/мм}^2$ , что почти в два раза меньше, чем в чистом титане, рассмотренном ранее.

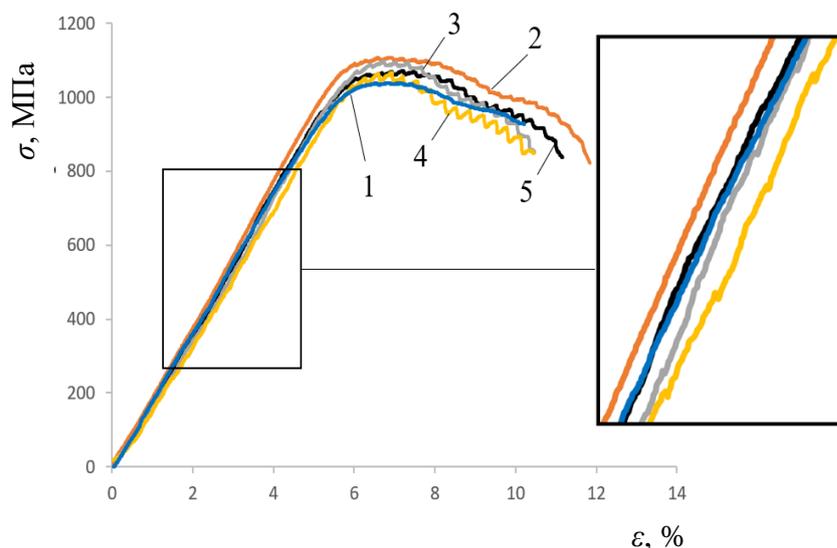


Рис. 3.34. Кривые растяжения сплава ВТ6 при высокой скважности тока: 1 - без тока; 2 – 220 А/мм<sup>2</sup>, 250 мкс; 3 – 220 А/мм<sup>2</sup>, 500 мкс; 4 – 220 А/мм<sup>2</sup>, 1000 мкс; 5 – 120 А/мм<sup>2</sup>, 1000 мкс. Во вставке: скачки напряжения в упругой области.

#### *ВТ6 ток низкой скважности*

На рис. 3.35 представлены кривые растяжения без тока (кривая 1), с низкой скважностью (кривые 6-9) и при нагреве феном (кривые 10, 11).

По сравнению с чистым титаном наблюдаются более высокие напряжения течения, низкое относительное удлинение, практически отсутствует стадия равномерной деформации, а вся деформация сосредоточена в шейке. Повышение плотности с 20 до 30 А/мм<sup>2</sup> (кривые 6, 7, и 9) или длительности импульса от 100 до 500 мкс (кривые 7 и 8), при сохранении плотности 20 А/мм<sup>2</sup>, эффективно способствует снижению напряжений течения. Вклад в снижение напряжений течения при одних и тех же температурах 230 °С и 300 °С при введении тока (кривые 7, 9) выше по сравнению с нагревом феном (кривые 10, 11).

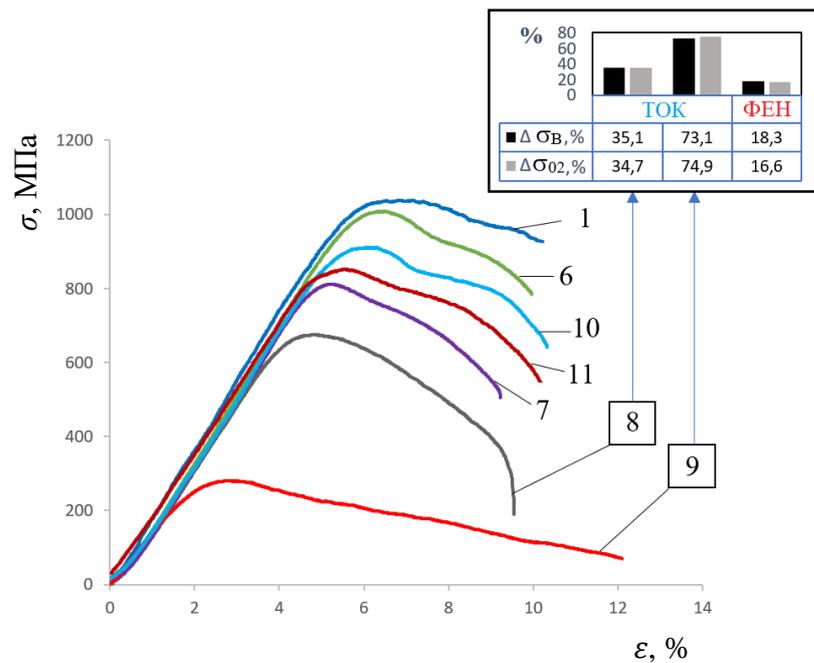


Рис. 3.35. Кривые растяжения ВТ6 при низкой скважности тока: 1 - без тока; 6 – 10 А/мм<sup>2</sup>, 100 мкс; 7 – 20 А/мм<sup>2</sup>, 100 мкс; 8 – 20 А/мм<sup>2</sup>, 500 мкс; 9 – 30 А/мм<sup>2</sup>, 100 мкс; 10, 11 – фен. Во вставке: относительное снижение пределов прочности и текучести при воздействии тока и фена 300 °С.

Относительное снижение пределов прочности и текучести при воздействии нагрева до 300 °С и тока показано во вставке Рис. 3.35.

Механические свойства и режимы испытаний титанового сплава ВТ6 показаны в таблице 3.14.

Таблица 3.14

Механические свойства сплава ВТ6

№	Воздействие	$Q$	$j$ , А/мм <sup>2</sup>	$\tau$ , мкс	$T$ , °С	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{02}$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_a$
1	Без тока	-	-	-	25	1040	995	7	нет
2	С током	2000	220	250	35	1110	1070	9	есть
3		1000	220	500	50	1100	1065	8	
4		5000	220	1000	70	1065	1025	7	
5		10	120	1000	33	1070	1000	8	нет
6			10	100	60	1010	1000	7	
7			20	100	230	810	800	7	
8			20	500	300	675	650	9	
9			30	100	300	280	250	12	
10		Фен	-	-	-	230	910	865	5
11	-		-	-	300	850	830	5	

### Микроструктура

На рис. 3.36 показана исходная микроструктура сплава ВТ6, состоящая из равноостных  $\alpha$ -зерен размером 2-5 мкм (светлые области) и межзеренной  $\beta$ -фазы (темные участки) в количестве не более 15%.

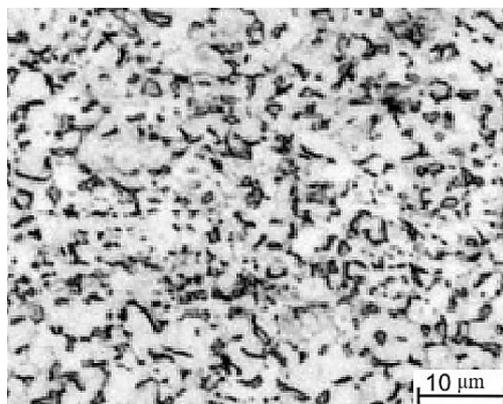


Рис. 3.36. Исходная микроструктура сплава ВТ6

На рис. 3.37 показаны микроструктуры образцов сплава ВТ6, испытанных без тока (а), с различными режимами тока (б, в) и с нагревом феном (г) в деформированной и недеформированной зонах (глава 2, рис. 2.11).

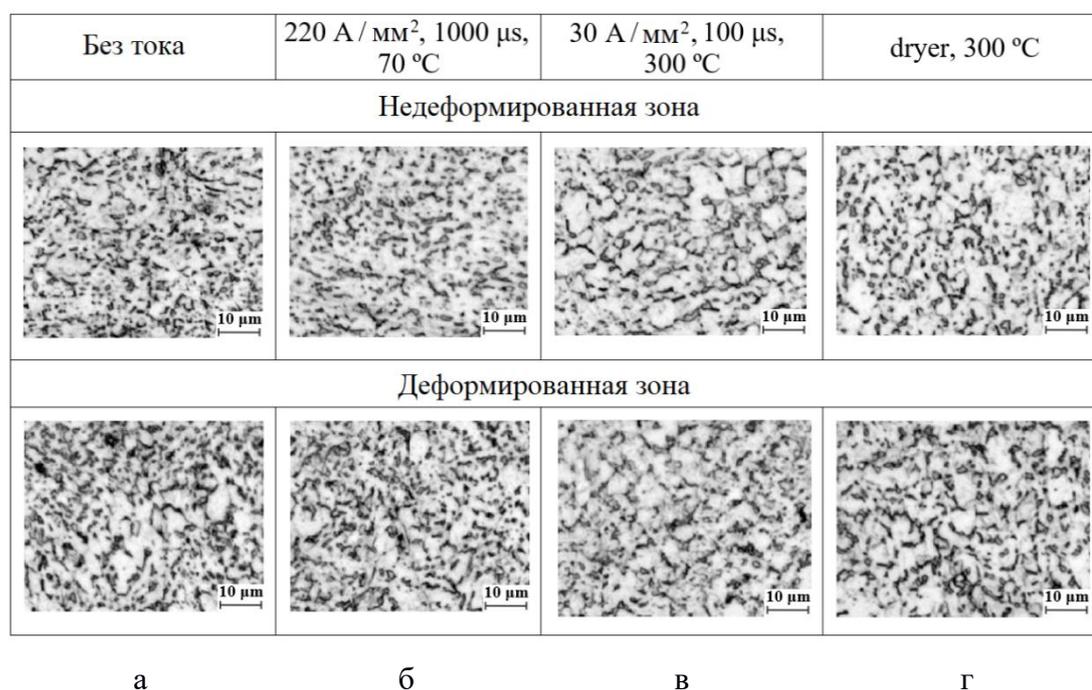


Рис. 3.37. Микроструктура ВТ6 после растяжения: а - без тока; б – ток высокой скважности, в – ток низкой скважности; г – нагрев феном.

Отличительных особенностей в структурных изменениях при растяжении в разных условиях, кроме сфероидизации и слабого роста матричных  $\alpha$ -зерен, не обнаружено.

Использованные при растяжении режимы импульсного тока не вызвали заметных при оптическом увеличении изменений в исходной структуре деформированных и не деформированных зон, кроме некоторой сфероидизации зерен. Поскольку температура образца была относительно низкой для сплава ВТ6 ( $<300$  °С) то можно считать, что незначительные структурные изменения вызваны в основном непосредственно самим током без влияния деформации. Так как структурные изменения минимальны, то можно считать, что значимые изменения в деформационном поведении сплавов (рис. 3.36 и 3.37) обусловлены атермическим действием тока, т.е. ЭПЭ. В работе [42] авторы отмечают заметное повышение относительного удлинения до разрушения и растворение  $\beta$ -фазы с одновременной рекристаллизацией под действием тока. Эти явления не наблюдались в настоящей работе поскольку условия растяжения отличались более низкими значениями плотности тока, температуры испытаний, большей скоростью деформации и меньшей скважностью.

В зависимости от скважности импульсного тока ЭПЭ проявляется в виде скачков напряжения вниз, общего снижения напряжений или того и другого одновременно. Это происходит по нескольким причинам. В случае низкой скважности (высокая частота импульса) инерция системы образец-машина не позволяет регистрировать отдельные импульсы и на кривой деформации скачки напряжения отсутствуют (рис. 3.35, кривые 6,7,8,9).

Меньшая критическая плотность тока, в сплаве ВТ6 по сравнению с чистым титаном связана с более высоким удельным электросопротивлением и большей протяженностью межзеренных и межфазных границ, что повышает вклад дополнительного теплового эффекта.

Снижение напряжений течения с повышением плотности тока и уменьшением скважности происходит подобно однофазному сплаву Grade 4.

Аналогичное влияние плотности тока на прочность, связанное с повышением вводимой электрической энергии [31; 65; 135] было показано для поликристаллического титана [52] и Ti-6Al-4V [37] и связано с повышением вводимой электрической энергии [31; 65; 135]. Снижение скважности на несколько порядков с переходом от одиночных импульсов к множеству импульсов и, соответственно, к усилению теплового эффекта тока [136]. При этом пластичность образца незначительно повышается (таблица 3.14). Низкое относительное удлинение ВТ6 обусловлено локализацией деформации в шейке и соответствующим повышением исходной плотности тока. Особенно сильное шейкообразование (рис. 3.38) в титановых сплавах связано с ограниченным количеством систем скольжения в ГПУ решетке.



Рис. 3.38. Вид шейки при растяжении образца сплава ВТ6 с импульсным током плотностью  $20\text{А/мм}^2$ ,  $Q = 10$ .

Другим известным в литературе проявлением ЭПЭ является снижение деформационного упрочнения [42] и наблюдение отдельных скачков напряжения вниз, которые в нашем случае наблюдались при высокой скважности и плотности тока выше критической. В работе [52] отдельные скачки напряжения течения в чистом 99,97% титане проявлялись при большей плотности тока и имели меньшую в три раза амплитуду, что объясняется разной длительностью импульса и разной степенью чистоты материалов. Амплитуда скачков напряжения повышается вместе с увеличением плотности тока [42]. Отличающаяся амплитуда скачков напряжения в упругой и пластической зонах объясняется их разной физической природой: тепловой дилатацией (расширением без движения дислокаций) в упругой области и суммарным действием дилатации и ЭПЭ в пластической области [52; 65]. Амплитуда скачков имеет обратную зависимость от жесткости машины и, как

следствие, от скорости деформации на стадии релаксации напряжения после прохождения импульса тока [124].

Более высокое относительное удлинение при растяжении с током, чем для испытаний с феном свидетельствует об дополнительном разупрочняющем действии тока и согласуется с результатами работы [42]. Наличие структурных особенностей, разница в удельных электросопротивлениях, и теплопроводности [137] приводит к отличиям в деформационном поведении сплавов под током.

Незначительное аномальное упрочнение сплава ВТ6 при высокой скважности может быть связано с малоцикловой (число циклов  $N \geq 10$ ) механической и термической усталостью, что было продемонстрировано в работе [37]. Меньшая амплитуда скачков в ВТ6 и большая скважность, при которой они появляются, по сравнению с Grade 4, объясняются упомянутыми выше структурными особенностями сплава [138; 139].

Низкая скважность тока в сплаве ВТ6 способствует более сильному снижению напряжений течения, чем в Grade 4. Это связано с дополнительным действием ЭПЭ и микронагрева на границах зерен, площадь которых у ВТ6 больше [62]. Повышение плотности тока и длительности импульса приводит сначала к слабому, а потом резкому снижению напряжений течения, являющемуся следствием их типичной температурной зависимости [137].

Вклад теплового действия тока в снижение прочностных характеристик для обоих сплавов, оказался меньше вклада ЭПЭ при одинаковой температуре. Этот факт свидетельствует о наличии существенного атермического действия тока, и подтверждает нетепловую природу ЭПЭ.

Следует отметить, что в ряде работ авторы ставят проявление ЭПЭ под сомнение или даже отрицают его. Так, в [29] авторы объясняют влияние тока в Grade 2 при растяжении рассеиванием фононов и электронов на дислокациях, которые сопровождают объемные тепловые потоки от теплового эффекта тока. ЭПЭ также ставится под сомнение в работе [60], где авторы исследовали ЭПЭ при изгибе при температуре около 620 °С и скважности тока

порядка 139 в сплаве Ti6Al4V. Авторы сделали вывод, что основным разупрочняющим механизмом являлся тепловой нагрев. В работе [21] авторы провели динамические испытания сплава Ti64 на растяжение со скоростью деформации  $10^3 \text{ с}^{-1}$ , которая заметно больше максимально возможной скорости дислокаций. Результаты показали, что электропластический эффект не наблюдается. С нашей точки зрения высокие температуры и скорость деформации, как и сама схема деформации изгибом не являются оптимальными для сравнения, т.к. вклад ЭПЭ при этих условиях резко снижается.

### 3.5.2. Изгиб

Для испытаний на изгиб плоских образцов сплава ВТ6 была использована оснастка с закругленной раздвижной матрицей (тип 1) и двумя схемами подключения (глава 2, рис. 2.6, схемы подачи тока 1 и 2). Были использованы плоские образцы (толщина  $h = 2,2 \text{ мм}$ ; ширина  $b = 20 \text{ мм}$ ; длина  $L = 84 \text{ мм}$ ).

В таблице 3.15 даны основные характеристики изгиба, а на рис. 3.39 «кривые напряжение изгиба-деформация».

Таблица 3.15

#### Механические свойства и режимы испытаний

№	Направление тока	$j$ , А/мм <sup>2</sup>	$\tau$ , мкс	$Q$	$T$ , °С	$\sigma_{max}$ , МПа	Угол изгиба, градусы	Трещины
1	без тока	-	100	10	25	1595	110	есть
2	вдоль	12			40	1400	110	
3		18			150	1320	90	
4		24			250	1140	90	
5	поперек	18			220	1070	90	нет

В сплаве ВТ6 изгиб образцов без тока или с минимальной плотностью тока привел к образованию трещин и разрушению при деформации 9% и внутреннем угле изгиба  $110^\circ$  (кривые 1 и 2, отмечены стрелкой). Повышение плотности импульсного тока до  $24 \text{ А/мм}^2$  привело к увеличению деформации

до 14%, внутреннего угла изгиба до 90°, снижению максимального напряжения на 30% (кривые 3 и 5) и сдвигу максимума в сторону больших деформаций. Изменение направления тока в образце с продольного к поперечному при одинаковой плотности тока 18 А/мм<sup>2</sup> способствовало дополнительному снижению напряжений изгиба (кривая 4).

Температура образцов в месте контакта с пуансоном, как и для чистого титана повышалась с увеличением плотности тока, но не превышала 250°С. Увеличение плотности тока способствует снижению коэффициента деформационного упрочнения и появлению физического предела текучести.

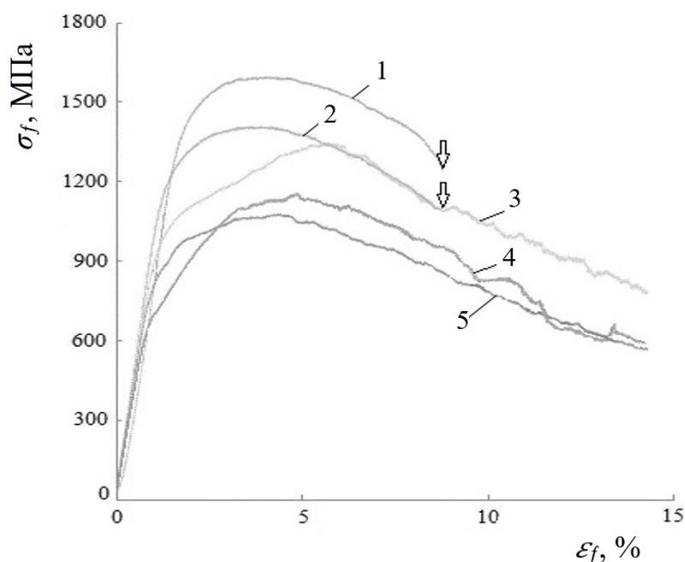


Рис. 3.39. Кривые «напряжение изгиба-деформация» ВТ6: 1 – без тока; 2 –  $j = 12$  А/мм<sup>2</sup>; 3 –  $j = 18$  А/мм<sup>2</sup>; 4 –  $j = 24$  А/мм<sup>2</sup> (все вдоль); 5 –  $j = 18$  А/мм<sup>2</sup> (поперек).

Одним из основных результатов испытаний является значительное снижение напряжений изгиба (кривые 4, 5) в сплаве ВТ6 с повышением амплитудной плотности тока, которое трудно объяснить только тепловым эффектом тока. Известные справочные данные [130] и испытания на растяжение (глава 3, 5) свидетельствуют, что снижение предела прочности ВТ6 в интервале температур 20-250 °С заметно меньше наблюдаемого в эксперименте. Этот факт позволяет утверждать, что снижение напряжений

изгиба вызвано суммарным действием теплового эффекта и ЭПЭ, причем относительный вклад последнего в 2-3 раза выше первого.

Изменение направления тока в образце от продольного к поперечному, как и при испытаниях при изгибе чистого титана, дополнительно снижает напряжение изгиба, что объясняется усилением локального разогрева в очаге деформации (месте электрического контакта пуансона с образцом) при поперечном направлении тока. Данная особенность является одним из аргументов использования ЭПЭ в промышленной технологии гибки поскольку при поперечном направлении ток подводится к оснастке, а не к каждой деформируемой заготовке.

Наблюдаемое смещение максимума напряжений в сторону больших деформаций на кривых образцов 3, 4, 5 объясняется тем же обстоятельством, что и при изгибе чистого титана. Для чистого титана, ввиду относительно невысокой температуры деформации, основным вкладом в снижение напряжений является ЭПЭ, а в сплаве ВТ6 вклады ЭПЭ и теплового эффекта тока становятся практически одинаковыми [19; 130; 132]. Смещение максимума напряжений в сторону больших деформаций является позитивной особенностью воздействия импульсного тока, поскольку способствует повышению равномерной деформации, следовательно, и деформируемости в целом. Пропускание импульсного тока плотностью выше  $j = 18 \text{ А/мм}^2$  сопровождается появлением физического предела текучести, что можно объяснить триггерным эффектом импульсного тока, который обеспечивает отрыв дислокаций частиц второй фазы в ВТ6 [130; 132].

Сравнивая особенности влияния импульсного тока при изгибе в обоих материалах можно увидеть, что трещинообразование отсутствует в Grade 4 и частично наблюдается для образцов с минимальной плотностью тока в ВТ6. Меньшая исходная пластичность ВТ6 определяет большую необходимость в эффективном технологическом применении импульсного тока. Наблюдаемое различие в максимальных температурах разогрева (180 °С для Grade 4 и 250 °С для ВТ6) при одинаковых плотностях тока связано с разницей удельного

сопротивления сплавов:  $5,2 \cdot 10^{-7}$  Ом·м для Grade 4 и  $1,710 \cdot 10^{-6}$  Ом·м для ВТ6 [130].

Результаты данной работы не согласуются с [34], авторы которой пришли к заключению, что в их исследовании ЭПЭ в сплаве Ti-6Al-4V отсутствует, а все изменения обусловлены только тепловым эффектом тока. Принципиальное отличие в выводах обоих исследований, по-видимому, связано с большой разницей в температурах изгиба ( $250$  °С в нашем исследовании и  $620$  °С у авторов), поскольку вклад ЭПЭ зависит от температуры и резко снижается с ее увеличением [42]. При испытаниях на изгиб в сопровождении тока, в отличие от испытаний на растяжение, снижение напряжения течения происходит уже при плотности тока  $j = 12$  А/мм<sup>2</sup>. Данное обстоятельство может быть связано с контактным нагревом на участке пуансон/образец, размерным эффектом и разницей в виде испытаний.

После первых испытаний, так же, как и для чистого титана, было принято решение модифицировать оснастку и изменить расстояние между опорами, для снижения плеча изгиба. Следующая серия испытаний на изгиб проходила на оснастке второго типа (глава 2, рис. 2.5, б), оснащенной роликовой матрицей, исключающей подваривание образца к опоре.

Были использованы плоские образцы (толщина  $h = 2,2$  мм; ширина  $b = 20$  мм; длина  $L = 84$  мм) из сплава ВТ6. Расстояние между опорами матрицы было уменьшено с 46 до 36 мм, для усложнения условий изгиба. Испытания заканчивались после того, как пуансон переместится на 17 мм. Далее измерялся угол образца в нагруженном и разгруженном состоянии. В процессе испытаний на изгиб проверялось влияние направления действия тока (глава 2, рис.2.7, схемы подачи тока 1, 2) в сплаве ВТ6, при постоянном режиме тока  $j = 20$  А/мм<sup>2</sup>,  $\tau = 100$  мкс,  $Q = 10$ .

На рис. 3.40 показаны кривые «напряжение изгиба – деформация» для титанового сплава ВТ6. Кривые получились более гладкие, чем на оснастке первого типа. При испытаниях в отсутствии тока (кривая 1) происходило разрушение образца, введение импульсного тока позволило этого избежать.

Подключение тока через пуансон и одну опору матрицы (кривая 3), оказалось менее эффективным для снижения напряжения течения на заключительной стадии испытания, чем подключение тока через опоры матрицы (кривая 2). Испытания с феном (кривая 4) показали, что напряжение течения, в данном случае хоть и ненамного, но больше, чем для испытаний с током.

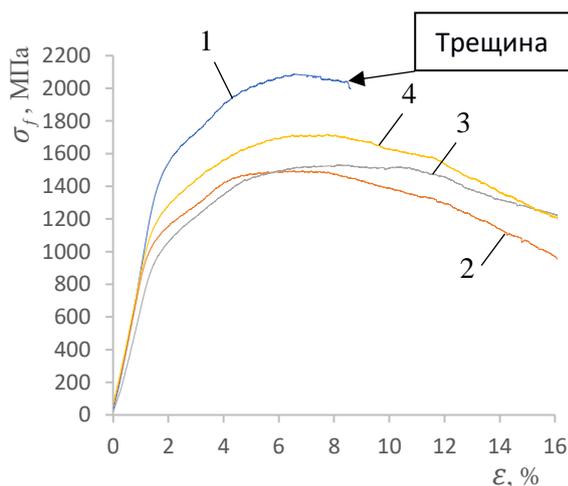


Рис. 3.40. Кривые «напряжение изгиба-деформация» ВТ6: 1 – без тока; 2 –  $j = 20 \text{ А/мм}^2$ , ток через опоры; 3 –  $j = 20 \text{ А/мм}^2$ , ток через пуансон и опору; 4 – фен  $200^\circ\text{C}$

На основе измерения углов в нагруженном и разгруженном состоянии были построены гистограммы (рис. 3.41.)

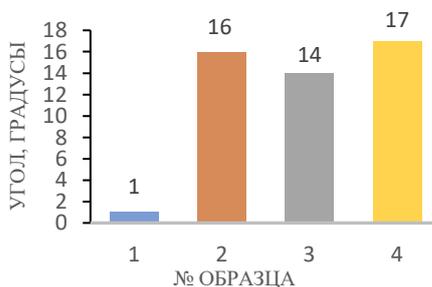


Рис. 3.41. Углы пружинения ВТ6

Для сплава ВТ6 нельзя напрямую сравнить снижение угла пружинения относительно испытания без тока, поскольку образец был разрушен. Измерение углов в нагруженном и разгруженном состоянии показало, что введение тока, снижает пружинение сильнее, чем нагрев феном. При этом

наиболее эффективным способом снижения пружинения является пропускание тока через опору и пуансон.

Механические свойства и режимы испытания образцов показаны в таблице 3.16.

Таблица 3.16

Режимы испытаний и максимальное напряжение изгиба

№	Воздействие	$\tau$ , мкс	$Q$	$j$ , А/мм <sup>2</sup>	$T_{\text{пуансон}}$ , °С	$T_{\text{опора}}$ , °С	$\sigma_{\text{max}}$ , МПа	Угол пружинения
1	Без тока	-		-	25	25	2085	1 (условно)
2	Ток через опоры	100	10	20	160	200	1495	16
3	Ток через опоры и пуансон			20	200	200	1530	14
4	Фен	-		-	200	-	1705	17

Отсутствие значительной разницы в снижении напряжения течения для обоих вариантов подключения (Рис. 3.40, кривые 2, 3) свидетельствует о слабом вкладе направления прохождения тока при испытаниях на изгиб сплава ВТ6. Похожие результаты были получены для чистого титана. Сравнение испытаний с током и с феном при одинаковых температурах в зоне изгиба, указывает на значительный, но меньший чем в чистом титане, атермический вклад тока в снижение напряжения течения, что подтверждает действие ЭПЭ.

При испытаниях на изгиб сплава ВТ6 введение тока оказалось менее эффективным, чем при аналогичных испытаниях для чистого титана. Кроме того, в ВТ6 на поздних этапах деформации проявилась разница между кривыми 2 и 3. Данное обстоятельство может быть связано с лучшим прогревом опор и соответственно лучшим проскальзыванием при подключении тока через матрицу. Сравнение испытаний с током и с феном в ВТ6 показало меньшую разницу в напряжениях, чем в Grade 4, видимо это связано с смещением соотношения ЭПЭ / тепловой эффект тока, в пользу последнего ввиду больших температур испытания.

Схема подключения тока через пуансон и одну из опор матрицы позволяет эффективнее снижать пружинение для сплава ВТ6. Это связано с лучшим контактным разогревом зоны изгиба. В сплаве Grade 4 эффект снижения пружинения по сравнению с испытанием с феном был значительнее. Введение тока, как и разогрев феном позволяет избежать образования трещин в титановом сплаве ВТ6.

### **Выводы по главе:**

1. ЭПЭ в крупнозернистом технически чистом титане с разным содержанием примесей зависит от режима тока и проявляется в виде отдельных скачков напряжения течения вниз для тока высокой скважности ( $Q = 500-25000$ ) или в снижении напряжения течения и деформационного упрочнения, увеличения пластичности для импульсного тока низкой скважности ( $Q = 10$ ).

2. Обнаружено, что критическая плотность тока, соответствующая появлению ЭПЭ в виде скачков напряжения течения вниз, зависит от состава сплава и скважности. **Критическая плотность** тока высокой скважности и длительности импульса ( $Q = 5000$ ;  $\tau = 1000$  мкс) при растяжении в технически чистом КЗ титане ( $200-250$  А/мм<sup>2</sup>) по сравнению со сплавом ВТ6 ( $120$  А/мм<sup>2</sup>) выше в два раза. Снижение скважности тока с  $Q = 5000$  до 10 способствует снижению критической плотности тока в данных материалах на порядок. Повышение скважности снижает тепловое действие тока и повышает вклад ЭПЭ.

3. Повышение плотности и снижение скважности тока в КЗ титане не влияет на размер зерен, но способствует уменьшению количества специальных границ и плотности дислокаций, а механизм деформации меняется от двойникования к преимущественно скольжению. В некоторых случаях наблюдается выделение частиц примесей.

4. Относительный вклад ЭПЭ в снижение напряжений течения больше в 2-4 раза, чем вклад теплового эффекта тока при температуре 130 -

300 °С для исследованных титановых сплавов при растяжении и изгибе, что подтверждает наличие и **атермическую природу ЭПЭ**. При увеличении скважности тепловое действие тока замещается электропластическим.

5. Релаксационные явления в процессе растяжения при периодическом введении импульсного тока плотностью 60 А/мм<sup>2</sup> не влияют на пластичность в рекристаллизованном (отжиг при 700 °С) КЗ титане, но способствуют снижению прочности на 4-24%. Растяжение титана, отожженного при меньшей температуре (350 °С), с одновременным введением импульсов тока плотностью 300-400 А/мм<sup>2</sup> и попеременно увеличивающейся длительностью от 100 до 1000 мкс ( $Q=1000 - 10000$ ) способствует двукратному повышению относительного удлинения при снижении прочности не более чем на 12%.

6. При сжатии крупнозернистого титана Grade 4 ток низкой скважности и высокой скважности способствует снижению напряжения течения на 27% и появлению скачков напряжения вниз амплитудой ~350 МПа, соответственно. Эффект влияния импульсного тока на снижение условного предела текучести в КЗ титане Grade 4 при сжатии по сравнению с растяжением составляет 10%. При этом наблюдается качественное сходство эффектов не зависимо от схемы деформирования.

7. Относительный эффект снижения напряжений течения в ВТ6 сильнее, чем в КЗ Grade 4. Для сплава ВТ6 критическая плотность тока при одинаковой скважности 5000 и длительности импульса 1000 мкс., в два раза ниже (120 А/мм<sup>2</sup>), чем для Grade 4.

8. Использование импульсного тока при изгибе позволяет снизить напряжения течения и угол пружинения в крупнозернистом титане и сплаве ВТ6, а также избежать образования трещин.

## Глава 4. Влияние импульсного тока на деформационное поведение и микроструктуру УМЗ титана

### 4.1. Влияние режимов тока при растяжении

#### *Ток низкой скважности*

Материалом исследования служил технически чистый титан Grade 4 после термомеханической обработки методом РКУП-КОНФОРМ (6 проходов) и последующего отжига при температуре 300 °С в течении часа.

Для сравнения растяжение проводилось при режимах импульсного тока, аналогичных режимам для КЗ титана (раздел 3.2):  $j = 30$  и  $60$  А/мм<sup>2</sup>,  $\tau = 100, 500, 1000$  мкс,  $Q = 10$ . На рис. 4.1 показаны кривые напряжение-деформация для УМЗ титана при разных условиях растяжения.

В УМЗ титане снижение напряжений течения под действием одинаковых режимов тока качественно происходят как в КЗ титане, но количественно проявляются сильнее (рис. 4.1).

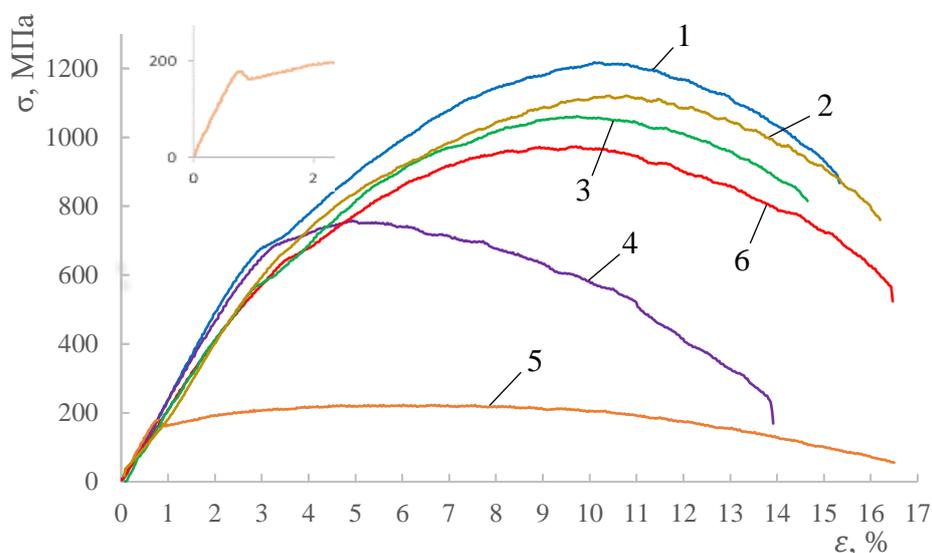


Рис. 4.1. Кривые напряжение-деформация УМЗ титана для импульсного тока низкой скважности ( $Q = 10$ ): 1 – без тока; 2 –  $j = 30$  А/мм<sup>2</sup>,  $\tau = 100$  мкс; 3 –  $j = 30$  А/мм<sup>2</sup>,  $\tau = 1000$  мкс; 4 –  $j = 60$  А/мм<sup>2</sup>,  $\tau = 100$  мкс.; 5 –  $j = 60$  А/мм<sup>2</sup>,  $\tau = 500$  мкс.; 6 – фен, 200°С; Во вставке: зуб текучести на кривой 5

Например, повышение плотности тока и длительности импульса (кривая 5) способствует большему снижению напряжения течения, чем в КЗ титане (до 80 %), приводит к исчезновению площадки текучести и появлению зуба текучести (кривая 5 и вкладка). Соотношение равномерной и сосредоточенной деформации смещается в сторону более сильного шейкообразования. Относительный вклад в снижение напряжений течения при одинаковых температурах от введения тока повышается по сравнению с вкладом от нагрева феном (кривая 6).

Механические свойства УМЗ титана для всех, приведенных выше режимов даны в таблице 4.1.

Таблица 4.1

Механические свойства УМЗ титана при воздействии тока.

№	Способ воздействия	$j$ , А/мм <sup>2</sup>	$\tau$ , мкс	$T$ , °С	$\sigma_0$ , МПа	$\sigma_{02}$ , МПа	$\delta$ , %	$\Delta\sigma$ , МПа	$\Delta\sigma$ , %
1	Без тока			25	1215	650	12		
2	Импульсный ток	30	100	40	1120	660	13	95	8
3			1000	40	1060	515	11	155	13
4		60	100	120	760	630	13	455	38
5			500	200	220	170	16	995	82
6	Фен			200	970	560	14	245	20

### *Микроструктура*

На рис. 4.2, а показана микроструктура УМЗ титана в исходном состоянии, до растяжения. Зерна средним размером 200 нм имеют слегка вытянутую вдоль направления прессования форму и прямолинейные границы, свидетельствующие о предварительной интенсивной пластической деформации материала. На рис. 4.2, б показана микроструктура УМЗ титана в рабочей зоне (глава 2, рис.2.11), после деформации с током. Из сравнения светлопольных изображений видно, что размер зерен практически не изменился. На электронограммах можно выделить менее интенсивные кольцевые рефлексы, что говорит о частичном снятии напряжений под действием импульсного тока.

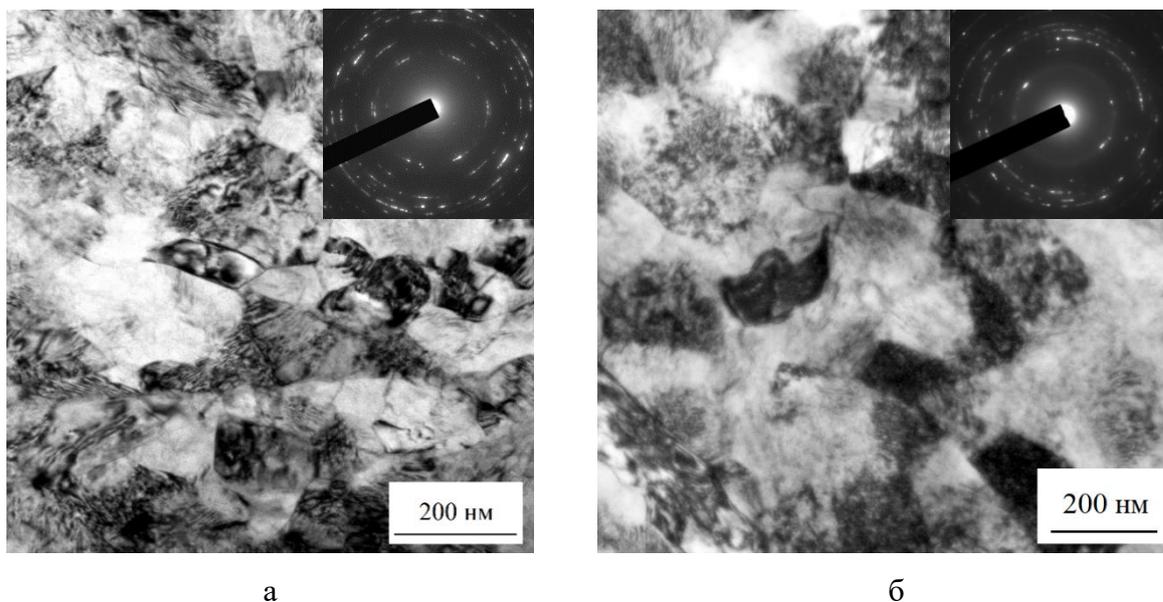


Рис. 4.2. Субмикроструктура УМЗ титана: а – исходное состояние, до растяжения; б – обр. №5 после растяжения с током  $j = 60 \text{ А/мм}^2$ ;  $\tau = 500 \text{ мкс}$ ;  $Q = 10$ ;  $T = 200 \text{ }^\circ\text{С}$ . В вставке снимок микродефракции

Исследуемый технически чистый  $\alpha$ -титан (ГПУ Р63/ $m\bar{m}c$ ) в УМЗ-состоянии имеет выраженную кристаллографическую текстуру, о чем свидетельствует высокая интенсивность линии (002) по сравнению с другими линиями на дифрактограмме (рис. 4.3). После деформирования с током положение пиков на дифрактограмме не изменилось, но интенсивность линии (002) уменьшилась, что связано с релаксационным действием теплового воздействия / или ЭПЭ. Различие в полуширине линии (002) для УМЗ-титана, деформированного растяжением с воздействием тока и без него, составляет 0,02 град (см. вставку на рис. 4), что находится в пределах погрешности метода.

Деформирование с током мало повлияло на параметры кристаллической решетки и величину микродеформации (табл. 4.2), их изменение находится в пределах погрешности метода. Наряду с этим незначительно увеличился средний размер ОКР (см. табл. 4.2). Следует отметить, что он почти в два раза меньше среднего размера зерна, что свидетельствует о формировании зеренно-субзеренной структуры, в которой доля малоугловых границ много

выше, чем большеугловых.

Неизменность параметров кристаллической решетки и величины микродеформации характеризует стабильность микроструктуры материала, подвергнутого растяжению с током.

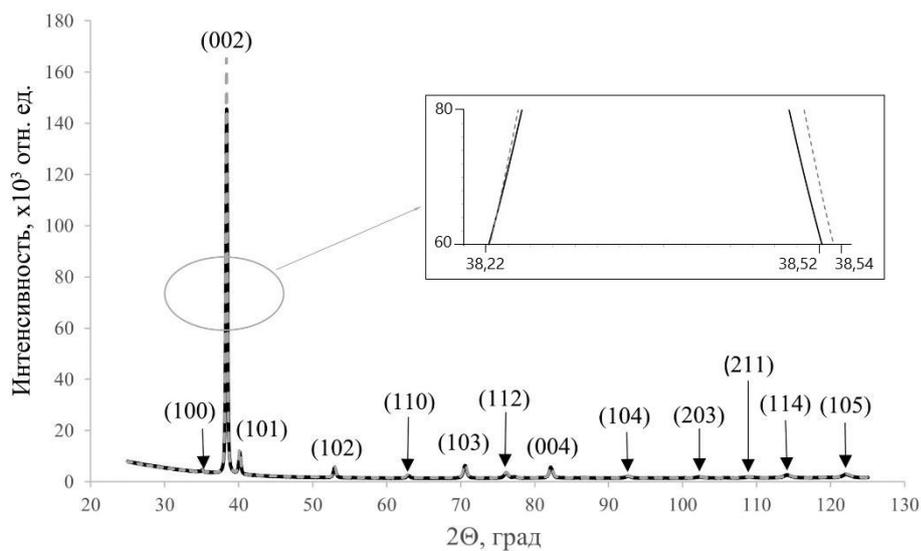


Рис. 4.3. Дифрактограмма УМЗ-титана в исходном состоянии (пунктирная линия) и после растяжения с током (сплошная линия)

Таблица 4.2.

Характеристики кристаллической структуры УМЗ-титана до и после деформирования растяжением с воздействием импульсного тока

Состояние	Параметры решетки, Å	Размер ОКР, нм	Микродеформация $\epsilon$ , %
Исходное	$a = 2,9531, c = 4,6892$	95	0,44
Деформированное с током	$a = 2,9521, c = 4,6872$	100	0,43

### *Микротвердость*

На рис. 4.4 показано влияние режимов испытаний на микротвердость УМЗ титана. Видно, что растяжение без тока и с током, повышает микротвердость в шейке (зона 1) по сравнению с недеформированной зоной (зона 3) образца на 15 %. Нагрев феном не влияет на микротвердость, в деформируемой зоне микротвердость в УМЗ титане снижается, что не наблюдается в КЗ титане.

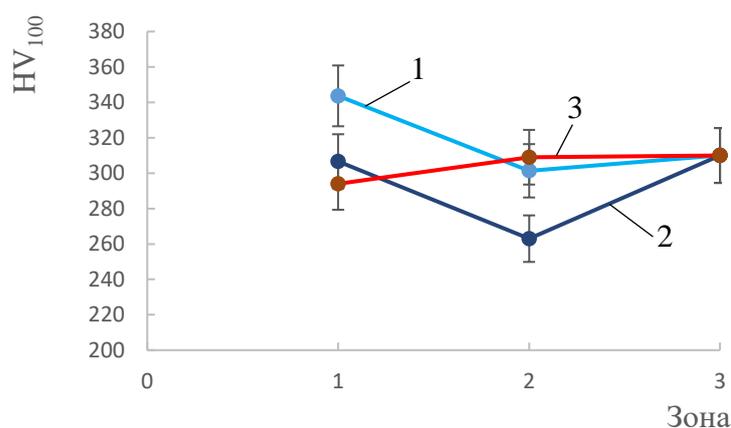
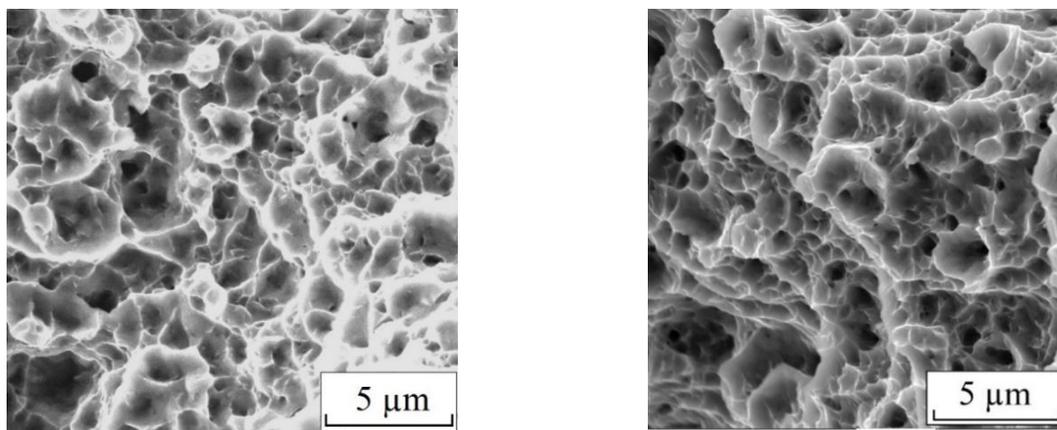


Рис. 4.4. Изменение микротвердости по длине образца в УМЗ титане условий растяжения: 1 – без тока; 2 –  $j = 60 \text{ А/мм}^2$ ,  $\tau = 500 \text{ мкс.}$ ; 3 – фен,  $200 \text{ }^\circ\text{C}$

### *Фрактографические исследования*

На рис. 4.6 представлены фрактографические изображения зоны разрушения образцов.

Характер разрушения УМЗ титана соответствует вязкому излому (рис. 4.5, б), видны гребни и крупные ямки отрыва размером 2-3 мкм, внутри которых наблюдаются более мелкие ямки размером до 500 нм. Введение импульсного тока не привело к изменению характера разрушения.



а

б

Рис. 4.5. Вид поверхности разрушения УМЗ титана после растяжения: а – без тока; б – с током  $j = 60 \text{ А/мм}^2$ ;  $\tau = 100 \text{ мкс}$ ;  $Q = 10$

Приведенные результаты показали, что в УМЗ титане тепловой эффект тока и ЭПЭ в деформируемой зоне приводит к релаксации напряжений (снижению микротвердости) без изменения размера зерен. Результаты фрактографии ПЭМ и РСА УМЗ титана также свидетельствуют об отсутствии роста зерен. То есть относительно невысокая температура, вызванная тепловым эффектом тока, не могла вызвать рост зерен как в УМЗ, так и в КЗ титане, рассмотренном ранее. Все кривые растяжения УМЗ титана с током или нагревом от внешнего источника, как и в КЗ состоянии, демонстрируют значительное снижение модуля упругости, напряжений течения, предела прочности, равномерной деформации и слабое повышение относительного удлинения. Снижение пределов прочности и текучести при одинаковых температурах и отсутствии роста зерен для испытаний с током также кратно больше, чем при нагреве феном. Этот факт является одним из признаков проявления ЭПЭ в титане независимо от его размера зерна. Уменьшение размера зерен на два порядка в исходном титане для всех режимов тока кроме наиболее интенсивного ( $j = 60 \text{ А/мм}^2$ ;  $\tau = 500 \text{ мкс}$ ;  $Q = 10$ ) приводит к снижению эффективности действия ЭПЭ относительно испытаний в КЗ титане, что может объясняться большей площадью границ зерен (соответственно кристаллических дефектов), что препятствуют дальнейшему движению дислокаций. Однако при режиме тока  $j = 60 \text{ А/мм}^2$ ;  $\tau = 500 \text{ мкс}$ ;  $Q = 10$  влияние ЭПЭ на относительное снижение напряжений течения в УМЗ

титане увеличивается (82%), по сравнению с КЗ титаном (65%). Возможно, повышение ЭПЭ в УМЗ титане является следствием преодоления некоторого порога, при котором интенсивный локальный разогрев границ зерен способствует межзеренному скольжению. Данный результат требует дополнительных исследований в будущем.

Физической причиной появления «зуба» текучести в УМЗ титане при растяжении с интенсивным режимом тока может быть миграция атомов кислорода и образование атмосфер Коттрелла [118].

#### *Ток высокой скважности*

Материалом исследования служил технически чистый титан Grade 4 после термомеханической обработки методом РКУП-КОНФОРМ (6 проходов) и последующего отжига при температуре 200 °С в течении двух часов. Исходная микроструктура титана показана на рис. 4.6.

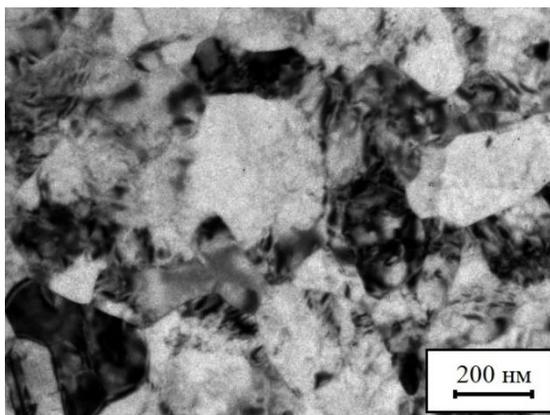


Рис. 4.6. Исходная микроструктура титана

Зерна средним размером 200 нм имеют более равномерную форму, чем в предыдущем случае и прямолинейные границы, свидетельствующие о предварительной интенсивной пластической деформации материала.

На рис. 4.7 показаны кривые УМЗ Grade 4 при растяжении без тока и с током различной скважности и плотности. Введение импульсного тока в УМЗ титане сопровождается появлением слабых скачков напряжения вниз, проявляющихся при низкой плотности тока только в области шейки (кривая 2). С повышением плотности тока в четыре раза, скачки появляются на упругом и пластическом участке (кривые 3, 4). Для всех кривых с током

отмечается снижение графического модуля упругости и деформационного упрочнения (кривые 2, 3, 4).

Сравнение ЭПЭ при токе высокой скважности в КЗ и УМЗ титане показало, что, снижение скважности также сопровождается резким уменьшением напряжения течения (кривая 4). В отличие от КЗ титана на всех кривых растяжения УМЗ титана с током различной скважности и без тока присутствует площадка текучести. В УМЗ титане амплитуда скачков для тока высокой скважности на 18% ниже, чем в КЗ титане (рис. 3.18 и рис. 4.7 кривые 2 и 3). При скважности  $Q = 2000$  амплитуда скачков в КЗ и УМЗ титане отличается на упругом участке и одинакова на пластическом (рис. 3.18 и рис. 4.7, кривые 4).

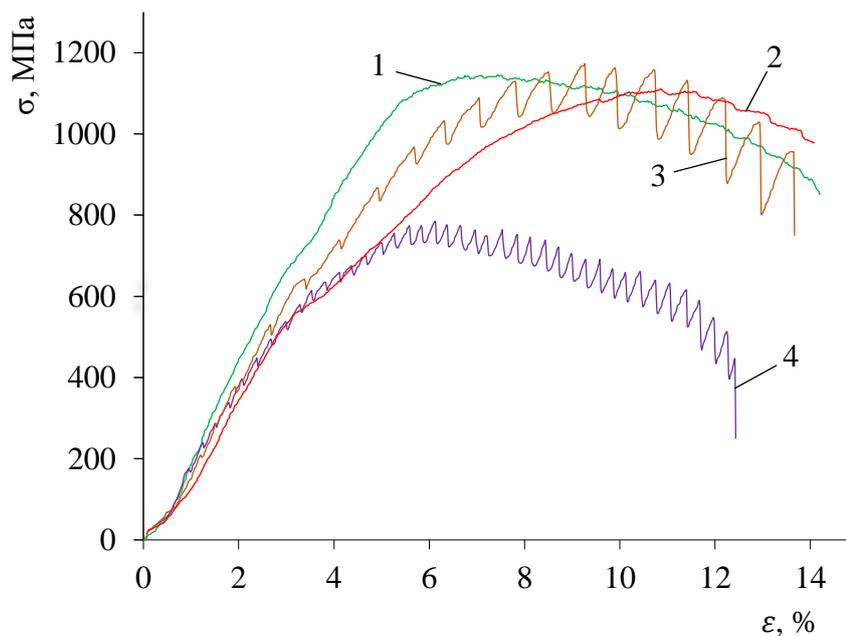


Рис. 4.7. Кривые напряжение-деформация УМЗ титана для одиночных импульсов тока: 1 – без тока; 2 –  $j = 220 \text{ А/мм}^2$ ,  $Q = 5000$ ; 3 –  $j = 860 \text{ А/мм}^2$ ,  $Q = 5000$ ; 4 –  $j = 860 \text{ А/мм}^2$ ,  $Q = 2000$ .

В Таблице 4.3 показаны механические свойства и режимы тока для испытанных образцов. Видно, что в УМЗ титане пределы прочности и текучести снижаются с увеличением плотности тока и уменьшением

скважности. В отличие от КЗ титана, рассмотренного ранее, введение импульсного тока практически не влияет на удлинение УМЗ титана.

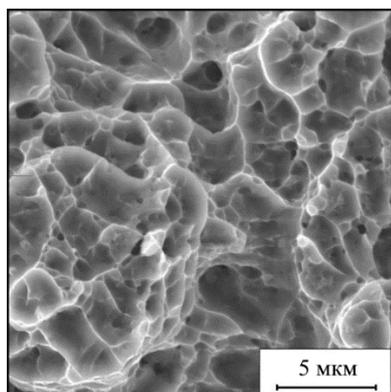
Таблица 4.3

Механические свойства и режимы тока УМЗ Grade 4

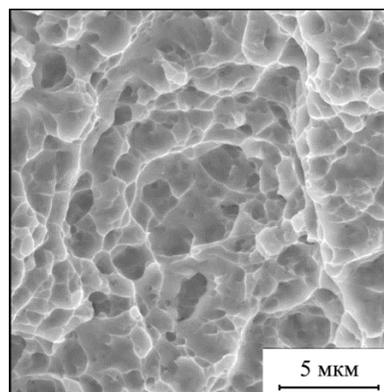
№	Воздействие	$j$ , А/мм <sup>2</sup>	$Q$	$T$ , °С	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_a$
1	без тока			25	1145	725	11	Нет
2	импульсный ток	220	5000	32	1105	720	11	Есть
3		860		52	1170	690	10	
4			2000	82	745	660	12	

### Фрактографические исследования

На рис. 4.8 показаны фрактографические изображения зоны разрушения образцов УМЗ титана, испытанных без тока и с током. Характер разрушения в обоих случаях соответствует вязкому излому, видны гребни и крупные ямки отрыва размером 2-3 мкм, внутри которых наблюдаются более мелкие ямки размером до 500 нм. Введение импульсного тока не привело к изменению вязкого характера разрушения (рис. 4.8, б).



а



б

Рис. 4.8. Фрактографическое изображение излома УМЗ титана при растяжении: а – без тока; б –  $j = 860$  А/мм<sup>2</sup>,  $Q = 5000$ .

Анализ результатов экспериментов с УМЗ титаном показал, что деформационное поведение титана зависит от не только от режима тока, но и от дисперсности структуры. Зависимость амплитуды скачка напряжения от

плотности тока и размера зерна [65, 8] подтверждает наличие пороговой (критической) плотности тока, которая для УМЗ титана может быть выше, чем для КЗ. Интересно, что введение импульсного тока высокой плотности и скважности может приводить к слабому упрочнению (см. рис. 4.7, кривая 3), вероятно вызванному малоцикловой механической и термической усталостью (число циклов  $N \geq 10$ ) и залечиванием микротрещин [37]. Введение импульсного тока, в отличие от КЗ титана, практически не влияет на пластичность в УМЗ титане. Площадка текучести на деформационных кривых УМЗ титана, испытанного без тока и с током, обусловлена постдеформационным отжигом для снятия напряжений при 200 °С после РКУП-КОНФОРМ.

Изображения поверхности излома УМЗ титана показывают присутствие ямок отрыва разного размера. Предполагается, что крупные ямки с хорошо видимыми гребнями представляют зерна с большеугловыми границами, тогда как мелкие ямки соответствуют субзернам с малоугловой ориентацией. Отсутствие изменений на фрактографических изображениях УМЗ титана, испытанного с током и без тока, указывает на стабильность микроструктуры и низкую температуру нагрева образца.

#### **4.2. Релаксация напряжений при растяжении под действием тока**

Материалом для исследования был квадратный пруток сечением 10x10 мм<sup>2</sup> после РКУП (2 прохода) [119] и последующего отжига при 300°С в течение часа. Пруток был разрезан на пластины толщиной 1 мм, а затем из них были вырезаны плоские образцы (глава 2).

На рис. 4.9 показана микроструктура титана в исходном состоянии. Зерна средним размером 300 нм имеют слегка вытянутую форму и прямолинейные границы, свидетельствующие о предварительной интенсивной пластической деформации материала. Двойные рефлексии на снимке микродефракции могут свидетельствовать о наличии микродвойников (см. рис. 4.9, вставка).

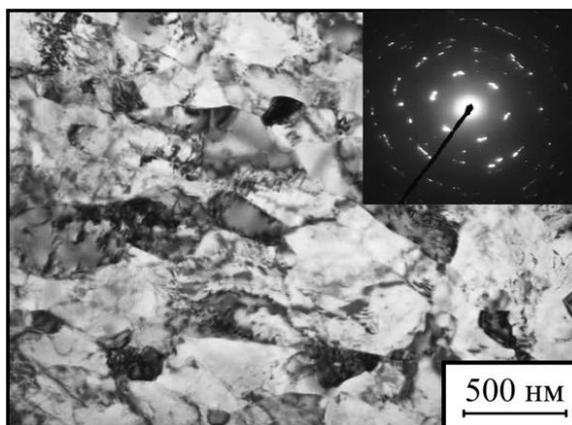


Рис. 4.9. Микроструктура УМЗ титана в поперечном сечении. В вставке снимок микродефракции

Испытания на растяжение проводились согласно блок-схеме, показанной на рис. 4.10 в следующей последовательности: без тока (образец №1), затем при плотности  $j = 200 \text{ А/мм}^2$  (образец №2) и  $j = 400 \text{ А/мм}^2$  (образец №3). Отдельные импульсы длительностью 100; 500; 1000 мкс при одинаковой частоте 1 Гц последовательно вводились в процессе растяжения каждого образца.

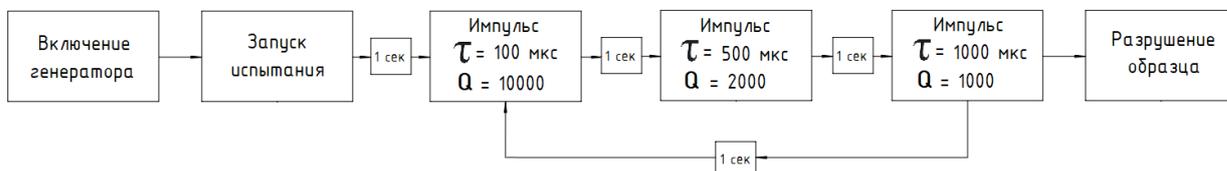


Рис. 4.10. Блок-схема последовательности изменения режима тока при растяжении с постоянной плотностью тока.

На рис. 4.11 показаны кривые напряжение-деформация, полученные при растяжении без тока (кривая 1), с током плотностью  $j = 200 \text{ А/мм}^2$  (кривая 2) и  $j = 400 \text{ А/мм}^2$  (кривая 3). Температура образцов в процессе растяжения была равна 25, 35 и 80 °С для испытания без тока и с током плотностью  $j = 200$  и 400 А/мм<sup>2</sup>, соответственно. Кривая 1 (без тока) характеризуется низким деформационным упрочнением. Сосредоточенная в шейке деформация больше равномерной деформации. Введение импульсного тока плотностью 200 А/мм<sup>2</sup> (кривая 2) сопровождается появлением скачков напряжения вниз амплитудой 7 и 10 МПа, соответственно для длительности импульса 500 мкс и 1000 мкс. При плотности тока 400 А/мм<sup>2</sup> (кривая 3) амплитуда скачков

напряжения повысилась составила 12 и 54 МПа для длительностей импульса 500 и 1000 мкс, соответственно. Во всех случаях большая амплитуда скачка соответствовала меньшей скважности.

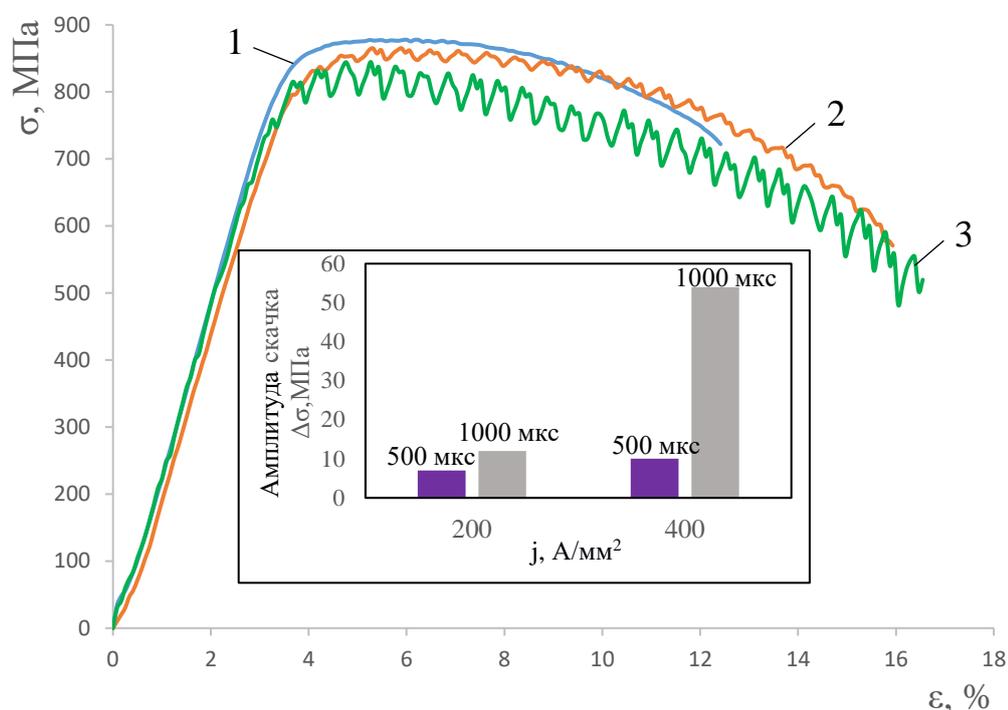


Рис. 4.11. Кривые напряжение-деформация: 1 – без тока; 2 –  $j = 200 \text{ А/мм}^2$ ; 3 –  $j = 400 \text{ А/мм}^2$

Повышение плотности тока увеличивает сосредоточенную деформацию в шейке, снижает предел прочности на 70 МПа и повышает относительное удлинение на 5 % относительно растяжения без тока (кривые 1, 3). Импульсы тока длительностью 100 мкс при исследуемых плотностях тока не сопровождались скачками напряжения.

#### *Микротвердость.*

На рис. 4.12 показаны результаты измерения микротвердости в зависимости от плотности тока в разных зонах образца. Отмечается слабый, но превышающий погрешность измерения, рост средних значений микротвердости в деформационных зонах 1 и 2 для всех значений плотности тока. При этом максимальные значения микротвердости соответствуют зоне

1. Что касается влияния плотности тока, то видно, что вариация микротвердости для каждой зоны не превышает погрешности измерения.

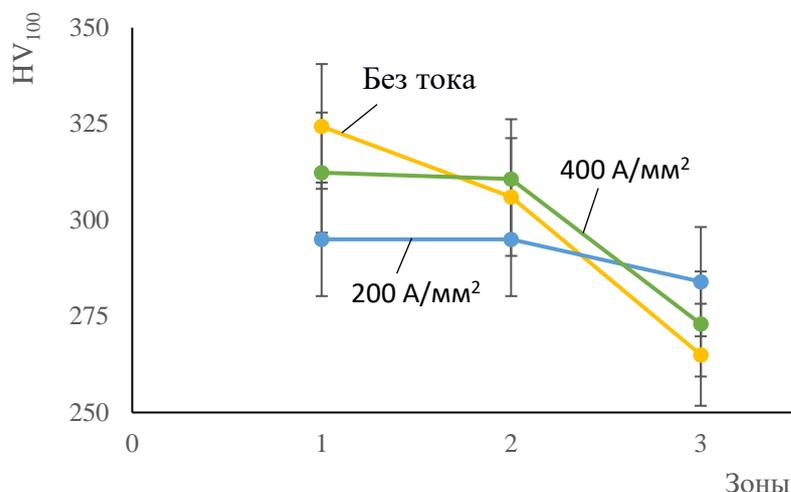


Рис. 4.12. Влияние плотности импульсного тока на микротвердость.

#### Фрактографические исследования

На рис. 4.13 показаны фрактографические изображения зоны разрушения образцов в центральной части поверхности изломов. Растяжение в отсутствие тока (рис. 4.13, а) характеризуется вязким чашечно-ямочным изломом и наличием единичных микропор размером не более 5 мкм. Средний размер чашек и ямок составлял 15 мкм и 5 мкм, соответственно.

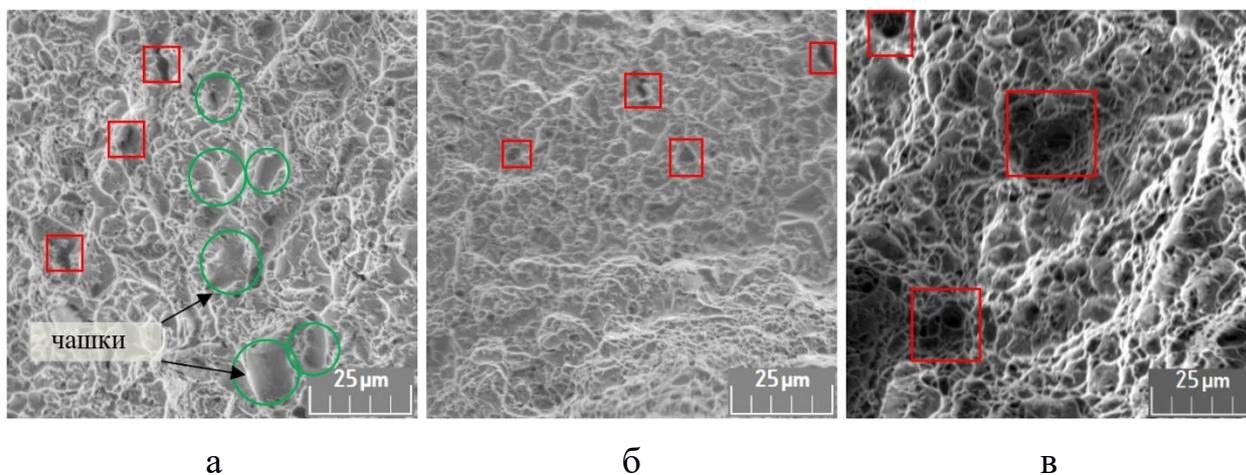


Рис. 4.13. Фрактографические изображения поверхности разрушения при растяжении: а – без тока, б –  $j = 200 \text{ А/мм}^2$ , в –  $j = 400 \text{ А/мм}^2$ . Квадратной рамкой отмечены поры, круглой – чашки

Ток плотностью 200 А/мм<sup>2</sup> (рис. 4.13, б) привел к исчезновению чашек при сохранении микропор. Двухкратное повышение плотности тока до 400 А/мм<sup>2</sup> способствовало увеличению размера и количества микропор (рис. 4.13, в). Таким образом, введение тока увеличивает пористость и приводит к исчезновению чашек.

Обнаруженное в настоящей работе снижение напряжений течения при растяжении в сопровождении импульсного тока само по себе не является новым явлением, т.к. ранее было продемонстрировано для крупнокристаллического титана (глава 3). Как и в предыдущих исследованиях УМЗ титана, структурное измельчение качественно не повлияло на механизм проявления ЭПЭ. Количественные оценки ЭПЭ в УМЗ титане снижаются, как это показано в предыдущих исследованиях, однако увеличения пластичности ранее практически не наблюдалось. Повышение относительного удлинения прямо связано с особенностями использованного режима тока, в котором происходило периодическое повышение длительности импульса от 100 до 1000 мкс и, по-видимому, релаксационное воздействие на структуру. Процесс механической релаксации напряжений при растяжении титановых сплавов был продемонстрирован в работе [122], данные о релаксации под действием импульсного тока в литературе отсутствуют. Известно, что основной вклад в общую деформацию в ГПУ титане вносит локализация деформации в а-шейке. Увеличение плотности тока в шейке привело к повышению температуры и значительному ухудшению механических характеристик титана, что нивелировало возможное действие ЭПЭ.

Другим важным параметром, зависимым от длительности импульса, является скважность. В предыдущих исследованиях (раздел 4.1) была показана роль скважности, и критической плотности тока, при которых начинают проявляться скачки напряжения или снижение напряжения течения в УМЗ Grade 4. Однако увеличение пластичности тогда было меньшим, чем в настоящем исследовании. Это может быть связано с разной жесткостью применяемых в исследованиях горизонтальной и вертикальной машин [20;

124]. Еще одной причиной увеличения пластичности может быть меньшая плотность тока, использованная в настоящем исследовании. В результате увеличение плотности тока в шейке происходило медленнее, что позволило избежать преждевременного разрушения в следствии локализации теплового эффекта тока в шейке.

Вариация значений микротвердости при воздействии разной плотности тока в конкретной деформационной зоне не превышает погрешности измерений, что указывает на возможное отсутствие значительных структурных изменений. Однако слабое, но постоянное повышение микротвердости в деформируемых зонах 1, 2 по отношению к недеформируемой зоне 3 является типичным следствием деформации при растяжении.

При растяжении в сопровождении с током на поверхности разрушения наблюдается преимущественно вязкий ямочный излом [133]. Отсутствие корреляции между размером ямок и размером зерен указывает на механизм разрушения, возможно связанный с наследственным влиянием «старых» большеугловых границ, имевшихся в исходном рекристаллизованном титане до РКУП. Повышение количества микропор при введении тока, скорее всего, связано с его локальным тепловым действием на границах и дефектах зерен [65], которые являются концентраторами напряжений [133]. Очевидно, что образование микропор ограничивает дальнейшее увеличение пластичности при повышении плотности тока до 400 Ам<sup>2</sup>.

Для следующих экспериментов на растяжение были использованы четыре режима, которые отличались последовательностью деформации и действия импульсного тока: 1 – растяжение без тока; 2 – растяжение с током после стабилизации температуры образца; 3 – растяжение с периодическим включением-выключением тока (каждые 5 сек); 4 - растяжение с периодическими остановками (каждые 5 сек) с включением-выключением тока (каждые 5 сек) во время остановок. Для наглядности эти режимы показаны на подробной блок-схеме (рис. 4.14).

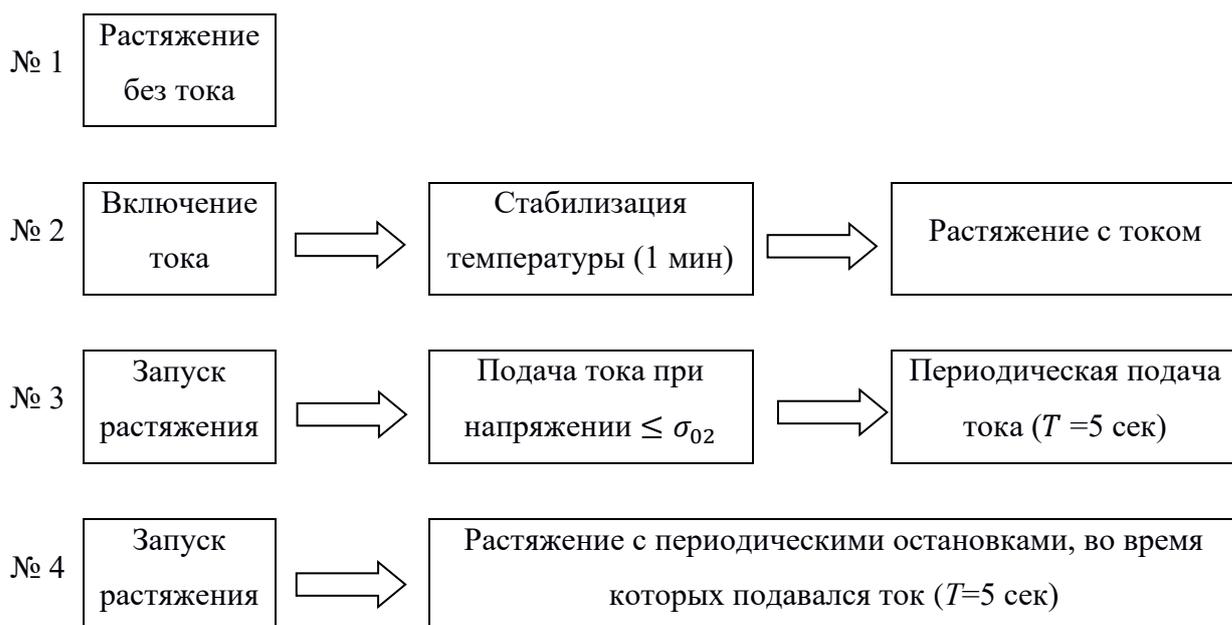


Рис. 4.14. Блок-схема режимов испытаний.

На рис. 4.15 показаны кривые напряжение-деформация, полученные при растяжении без тока (кривая 1) и с током  $j = 60 \text{ А/мм}^2$ ;  $Q = 10$ ;  $\tau = 100 \text{ мкс}$  (кривые 2, 3, 4). Температура для всех режимов испытаний с током не превышала  $70 \pm 2^\circ\text{C}$ .

Растяжение без тока УМЗ титана (кривая 1) характеризуется практически полным отсутствием деформационного упрочнения и равномерного удлинения. Пластическая деформация локализована в шейке, пределы прочности и текучести отличаются незначительно. Сопровождение процесса растяжения импульсным током (кривая 2) на всем протяжении испытания не сильно повлияло на форму кривой, но обнаружило первые признаки релаксации, которые заключались в значительном снижении напряжения течения и повышении относительного удлинения до разрушения по сравнению с испытанием без тока. Различия заключались в снижении напряжений течения, увеличении разницы в пределах прочности и текучести, увеличении относительного удлинения до разрушения.

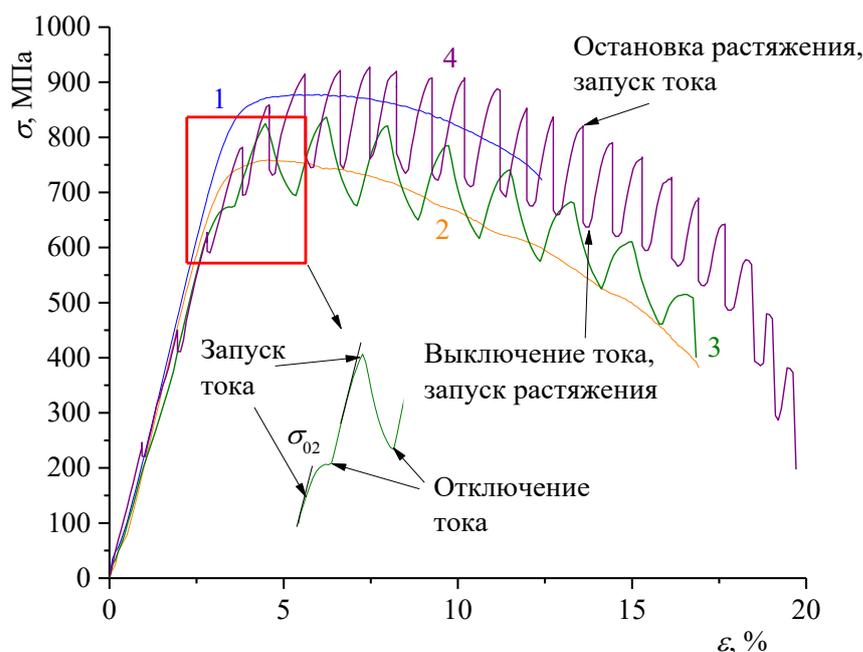


Рис. 4.15. Кривые напряжение-деформация УМЗ Grade 4 при растяжении: 1 – без тока; 2 – с током (режим №2); 3 – с периодическим включением тока (режим №3); 4 – с периодическими остановками и включениями тока (режим №4). Во вставке: первый «Скачок» на кривой 3.

Введение тока на упругом участке кривой 3 при напряжении  $\leq \sigma_{02}$  способствует переходу от упругой деформации к пластической, с образованием площадки текучести (рис. 4.15, вставка). При выключении тока напряжение продолжает возрастать до следующего введения тока. По сравнению с кривой 2, периодическое введение тока сопровождалось образованием «скачков» напряжения вниз (нисходящая ветвь), отключение тока приводило к повышению напряжений (восходящая ветвь) и постепенному переходу к напряжению течения. Амплитуда «скачков» была максимальной в области предела прочности, а затем уменьшалась с увеличением деформации. Отметим, что скачкообразное поведение кривой 3 соответствовало области напряжений несколько выше, чем на кривой 2.

Введение тока с предварительными остановками растяжения (кривая 4) способствует появлению «скачков» в упругой зоне. Амплитуда «скачков» постепенно растет с деформацией от 25-40 МПа в упругой зоне до 190 МПа в

пластической области. С образованием шейки амплитуда «скачков» уменьшается, при этом остается большей, чем на кривой 3. Для каждого «скачка» после достижения предела прочности наблюдается зона пластического течения (восходящая часть). Периодическое введение импульсного тока во время остановок процесса растяжения сопровождается слабым повышением прочности и значительным увеличением относительного удлинения до разрушения по сравнению с растяжением без тока. Кроме того, повышается степень деформационного упрочнения, максимум напряжений смещается в сторону больших деформаций. Изменение режима нагружения привело не только к изменению формы деформационных кривых, но и к изменению механических свойств (Таблица 4.4).

Таблица 4.4

Режимы испытания и механические свойства УМЗ Grade 4.

№ режима	Вид нагружения	Введение тока	$T, ^\circ\text{C}$	$\sigma_b, \text{МПа}$	$\sigma_{0.2}, \text{МПа}$	$\delta, \%$
1	Непрерывно	Без тока	23	875	840	10
2	Непрерывно	Непрерывно	70	756	720	15
3	Непрерывно	Периодическое	$\leq 70$	836	630	15
4	Периодическое	Периодическое		927	870	19
КЗ [82]	–	–	–	550	483	15

Непрерывное сопровождение растяжения импульсным током (кривая 2) повышает относительное удлинение до разрушения до 15% (на 50%) и снижает предел прочности до 756 МПа (на 14%). Периодическое введение импульсного тока (кривая 3) приводит к меньшему снижению напряжений течения, но такому же повышению удлинения по сравнению с растяжением без тока. Введение тока с предварительными остановками растяжения (кривая 4) сопровождается повышением относительного удлинения до разрушения до 19% (на 90%) и предела прочности до 927 МПа (на 6%). По сравнению с табличными значениями для КЗ Grade 4 [82] УМЗ титан значительно прочнее, но менее пластичен. Введение импульсного тока позволило не только обеспечить пластичность соответствующую КЗ титану в состоянии поставки (кривые 2 и 3), но и превысить на треть (кривая 4).

### Микротвердость

На рис. 4.16 показаны результаты измерения микротвердости испытанных образцов. Для режима №1 (кривая 1) отмечается сильное упрочнение образца в рабочей зоне и в области шейки (зона близкая к месту разрушения).

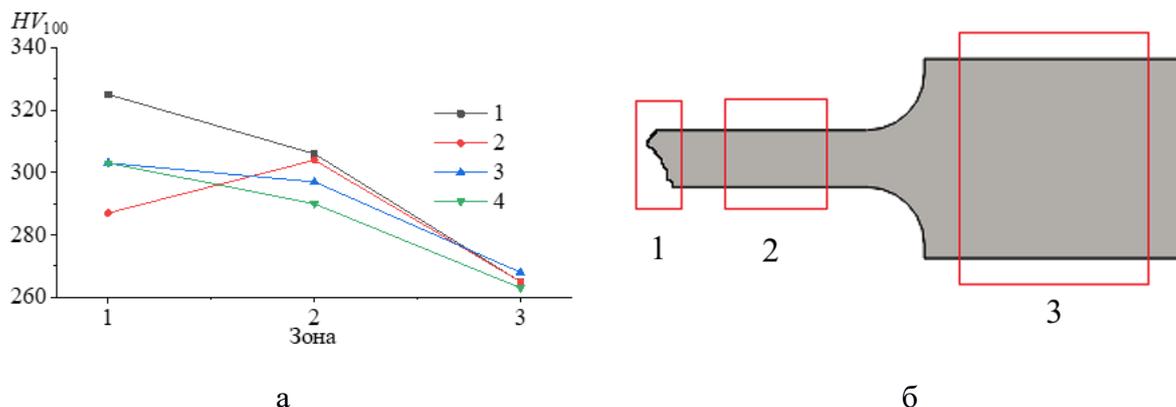


Рис. 4.16. Распределение микротвердости (а) и зоны измерения (б) на образце: а – режимы тока 1, 2, 3, 4; б – шейка (1); рабочая зона (2); головка (3).

Образцы, испытанные по режиму 2, 3 и 4 (кривые 2, 3 и 4, соответственно), также упрочняются в рабочей зоне, однако в шейке их твердость сильно отличается между собой и по сравнению с образцом, испытанным без тока. Микротвердость образца, испытанного по режиму 2, имеет наименьшее значение в шейке.

Все режимы растяжения привели к заметному повышению микротвердости от 263 до 324  $HV$  при измерении вдоль рабочей длины от головки до зоны разрушения образца. Можно отметить также, что средние значения микротвердости в пределах ошибки (5%) измерения для разных режимов растяжения были одинаковыми, как в головке, так и в рабочей зоне образца.

### Фрактографические исследования.

На рис. 4.17 показаны фрактографические изображения поверхности разрушения образцов, подвергнутых растяжению по разным режимам.

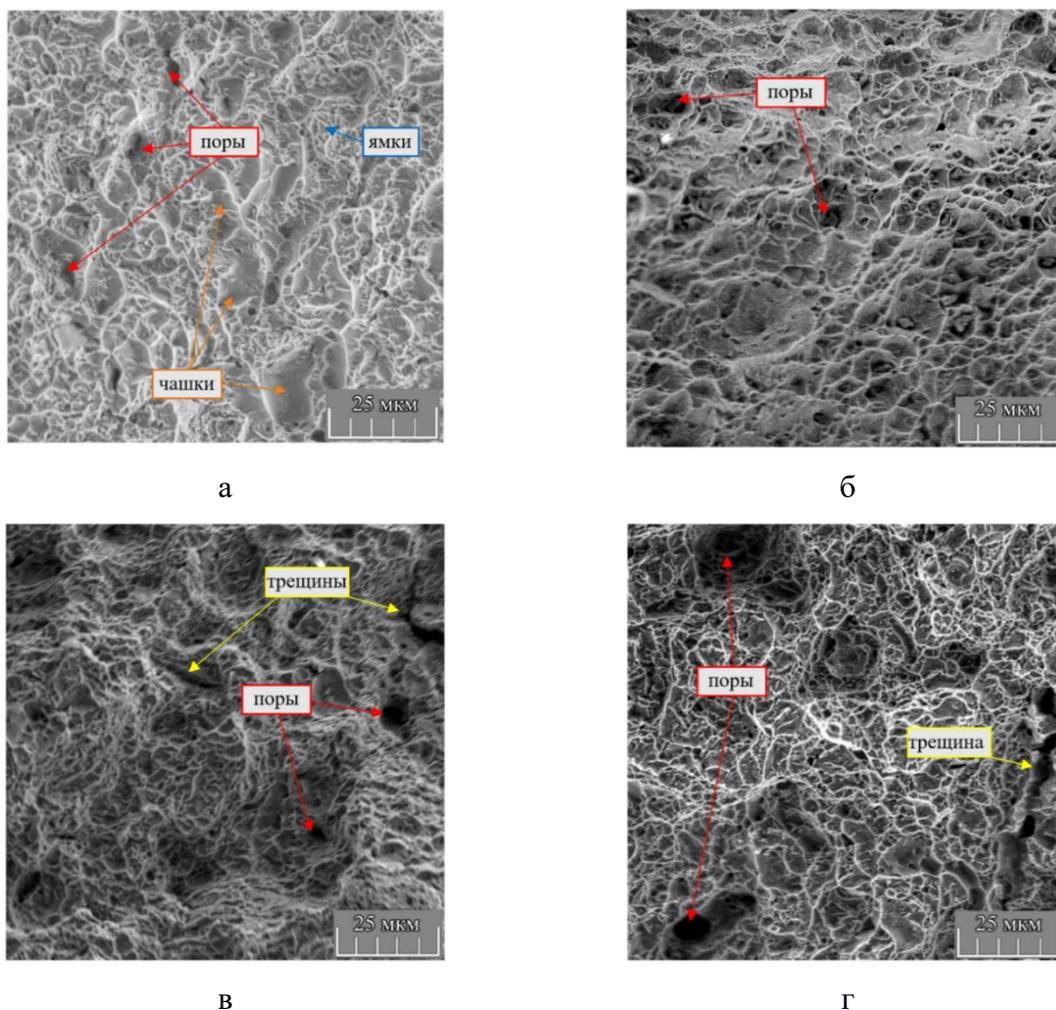


Рис. 4.17. Фрактографические изображения для образцов: а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3; г – режим 4.

Наблюдается типичный вязкий ямочно - чашечный излом для образцов, испытанных по всем режимам, однако количество чашек при введении тока по режиму 2 сокращается (рис. 4.17, б). Для режимов 3 и 4 чашки полностью исчезают, а мелкие поры сливаются и образуются микротрещины (рис. 4.17, в, г). На всех испытанных образцах присутствуют микропоры, количество и размер которых при введении тока увеличивается (рис. 4.17, в, г).

Наблюдаемое в работе снижение напряжений течения под действием импульсного тока (режим 2 и 3) является хорошо известным фактом, наблюдаемым в алюминиевых, магниевых, цинковых, титановых сплавах, сталях, сплавах с памятью формы [24; 65; 120]. Как правило, для титановых сплавов этот процесс не сопровождается увеличением пластичности, часто наоборот, происходит ее снижение, особенно при температурах, не сильно

превышающих комнатную [42; 120]. В работе [37] увеличение относительного удлинения упорядоченного титанового сплава  $Ti - 7Al$  (7 ат.%  $Al$ ) было реализовано при непрерывном воздействии импульсного тока, который привел к изменению дислокационного механизма деформации. В настоящем исследовании импульсный ток плотностью  $60 \text{ А/мм}^2$  с длительностью импульса 100 мкс привел к увеличению относительного удлинения до разрушения, как при непрерывном воздействии (на 50%), так и при периодических остановках и включении тока (на 90%) в чистом титане с УМЗ структурой. Только тепловым действием тока [42] данный факт не может быть объяснен, поскольку температура испытания не превышала  $70^\circ\text{C}$ . В работе [37] авторы специально выбрали сплав, который при высокой температуре имел низкую пластичность и позволил продемонстрировать ЭПЭ. Известно, что при относительно низкой температуре атермический вклад тока может сильно превышать тепловой эффект [121]. Этому способствуют и выбор длительности импульса тока  $\tau = 100 \text{ мкс}$ , которая в отличие от аналогичных исследований является минимальной для разогрева, но достаточной для заметного атермического вклада тока. Интересно, что первое введение тока на упругом участке кривой 3 (рис. 4.15, вставка) вместо ожидаемого «скачка» напряжения вниз, связанного с тепловым расширением, привело к появлению площадки текучести, вызванной более ранним началом движения дислокаций. Возможно, дилатометрический эффект разупрочнения полностью был скомпенсирован деформационным упрочнением.

Последующее отключение тока привело к продолжению упругой деформации, которая заканчивается пределом текучести равным для растяжения без тока (рис. 4.15, кривая 1). Косвенно, это свидетельствует в пользу механизма электронного «ветра», который работает «*in situ*» без внесения значительных изменений в структуру. Последующий плавный спад нисходящей части «скачка» отличается от резкого спада, поскольку в настоящем исследовании используется не мощный единичный импульс, а серия коротких импульсов ( $Q = 10$ ). Амплитуда «скачка» постепенно

снижается и полностью исчезает в области максимальных деформаций, что может быть связано с процессом образования новых дислокаций, тормозящих движение имеющихся. Восходящая часть «скачка» соответствует обычному поведению при растяжении в отсутствие тока с частичным (рис. 4.15, кривая 3) или, полным (рис. 4.15, кривая 4) восстановлением напряжений течения до уровня кривой 1, что указывает на обратимое действие импульсного тока. Попеременное действие деформации и тока на упругом участке позволяет продемонстрировать релаксационные явления материала в моменты прекращения действия того или иного фактора. Как следует из вида кривых, релаксация напряжений сильнее проявляется при раздельном действии деформации и тока (рис. 4.15, кривая 4). Растяжение с возрастающей нагрузкой периодически сменялось режимом ползучести при постоянной нагрузке, в результате чего напряжения с течением времени снижаются, т.е. происходит релаксация напряжений, дополнительно стимулированная током [122]. Введение тока сопровождалось релаксационными процессами, свойственными электроимпульсной обработке [123]. Увеличение пластичности связано с локальным характером действия тока на дефекты кристаллической структуры и примесные атмосферы (Котрелла, Снука, Сузуки). Такое воздействие способствует срыву дислокаций с локальных стопоров, которое проявляется в виде «скачка» напряжения вниз. Данные «скачки» в пластической области имеют большую амплитуду за счет более активного процесса движений дислокаций. Результаты, полученные для УМЗ Grade 4, не сходятся с результатами для КЗ Grade 4 полученными при одинаковых режимах (глава 3). Данное обстоятельство указывает на связь размера зерна и плотности дислокаций с механизмом ЭПЭ. Для меньшего размера зерна и большей плотности дислокаций ЭПЭ способствует увеличению пластичности при одинаковых режимах тока.

Отмечается влияние тока на величину микротвердости в зонах, испытывающих пластическую деформацию. Микротвердость значительно снизилась только в случае непрерывного воздействия тока, поскольку

пластическая деформация в данном случае была сфокусирована в шейке, происходило значительное увеличение плотности тока и температуры по мере уменьшения сечения разрываемого образца. Снижение микротвердости для образцов, испытанных с периодическим включением обусловлено релаксацией микроструктуры.

В отличие от работ, демонстрирующих залечивание микротрещин током, в настоящем исследовании, ввиду низкой температуры и плотности тока, это не наблюдается [30, 123]. Более того, образующиеся микропоры увеличиваются в количестве и размере, сливаются и образуют трещины. Трансформация преимущественно чашечного излома в преимущественно ямочный излом под действием релаксационного действия тока может быть одной из причин улучшения пластичности.

Таким образом процесс релаксации УМЗ титана под действием тока протекает гораздо интенсивнее, чем в КЗ титане. Возможное объяснение заключается в различном размере зерна и как следствие протяженности границ зерен. Плотность дислокаций в УМЗ титане выше, а основная их часть сосредоточена на границах зерен. Воздействие ЭПЭ точно на границы зерен и сосредоточенные там дислокации способствует межзеренному проскальзыванию, что объясняет качественно большее снижение напряжение течения в УМЗ титане по сравнению с КЗ. Проскальзывание зерен под действием тока также может быть причиной наблюдаемых релаксационных явлений.

### **4.3. Изгиб**

Испытания УМЗ титана на изгиб выполнялось на оснастке второго типа (глава 2, рис. 2.7, схемы подачи тока 1 и 2), оснащенной роликовой матрицей, исключаяющей подваривание образца к опоре. Были использованы плоские образцы: толщина  $h = 1$  мм; ширина  $b = 10$  мм; длина  $L = 80$  мм. Разница в размерах по сравнению с образцами КЗ титана и сплава ВТ6 обусловлена имеющейся формой УМЗ заготовок после РКУП КОНФОРМ (2 прохода, отжиг  $350\text{ }^{\circ}\text{C}/1$  час). Расстояние между опорами матрицы составляло 36 мм.

Испытания заканчивались после того, как пуансон переместится на 17 мм. Далее оценивалось пружинение, путем измерения угла изгиба в нагруженном и разгруженном состоянии. В процессе испытаний на изгиб проводилось исследование влияния плотности тока на деформируемость УМЗ Grade 4 при постоянных длительности импульса и скважности  $\tau = 100$  мкс,  $Q = 10$ , но с различной плотностью тока  $j = 40, 50$  и  $60$  А/мм<sup>2</sup> с целью определения оптимальных режимов деформации для последующего практического применения. Ток подводился к пуансону и матрице (рис. 2.7).

На рис. 4.18 показаны кривые «напряжение изгиба – деформация» для УМЗ Grade 4. Испытание без тока (кривая 1), несмотря на ограниченную пластичность материала, происходило без образования трещин. Испытания в сопровождении импульсного тока показали, что с увеличением плотности тока от 40А/мм<sup>2</sup> до 60 А/мм<sup>2</sup>, напряжение течения значительно снижается (кривые 2, 3), вплоть до минимальных значений (кривая 4).

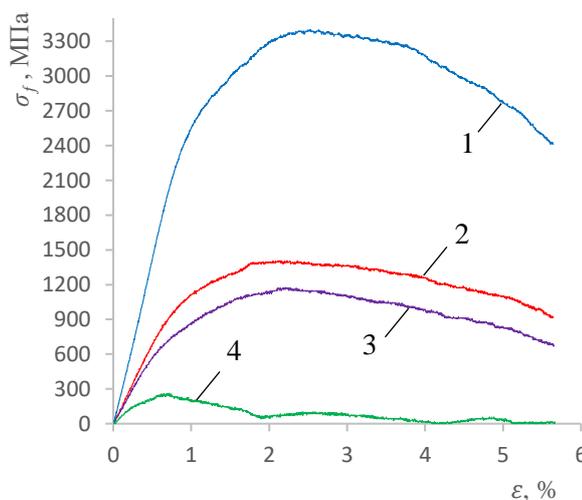


Рис. 4.18. Кривые «напряжение изгиба-деформация» УМЗ Grade 4: 1 – без тока; 2 –  $j = 40$  А/мм<sup>2</sup>; 3 –  $j = 60$  А/мм<sup>2</sup>; 4 –  $j = 80$  А/мм<sup>2</sup>.

Температура образцов составила 140, 210 и 380 °С для плотностей тока 40, 60 и 80 А/мм<sup>2</sup> соответственно.

На основе измерения углов в нагруженном и разгруженном состоянии были построены гистограммы (рис. 4.19.). Показано, что с увеличением

плотности также снижался угол пружинения, вплоть до минимального значения в  $1^\circ$  для  $80 \text{ А/мм}^2$ .

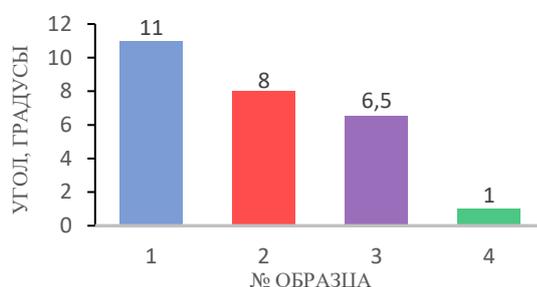


Рис. 4.19. Углы пружинения УМ3 Grade 4

На рис 4.20. показана фотография образцов УМ3 Grade 4 после испытания

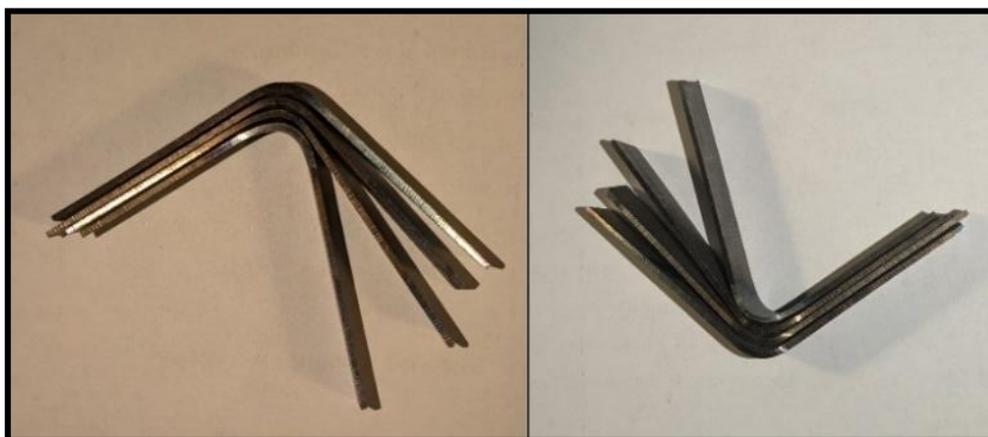


Рис. 4.20. Углы пружинения на УМ3 Grade 4

Механические свойства и режимы испытания образцов показаны в таблице 4.5. Использование импульсного тока плотностью  $60 \text{ А/мм}^2$  в процессе изгиба УМ3 титана позволило почти в три раза снизить напряжение течения и почти в два раза угол пружинения. Данный режим можно считать оптимальным, поскольку увеличение плотности тока до  $80 \text{ А/мм}^2$ , несмотря на большой спад напряжения течения и дополнительное уменьшение угла пружинения привело к превышению максимальной температуры в  $350^\circ\text{C}$ , что с высокой вероятностью привело к рекристаллизации с последующей утратой механических характеристик.

## Механические свойства и режимы испытаний

№	Воздействие	$\tau$ , мкс	$Q$	$j$ , А/мм <sup>2</sup>	$T_{\text{пуансон}}$ , °С	$T_{\text{опора}}$ , °С	$\sigma_{\text{max}}$ , МПа	Угол пружинения
1	Без тока	-		-	25	25	3388	11
2	Ток через пуансон и опору	100	10	40	140	200	1394	8
3				60	210	280	1148	6,5
4				80	380	420	234	1

#### 4.4. Сравнение ЭПЭ в КЗ и УМЗ титане

Приведенные в разделах 3.1 и 4.1 результаты показали, что в КЗ ( $d_3 = 15-25$  мкм) и УМЗ ( $d_3 = 200-500$  нм) титане ЭПЭ проявляется однотипно - в скачках напряжения вниз и в общем снижении напряжений течения и удлинения до разрушения. Однако структурное различие КЗ и УМЗ титана связано не только с разным размером зерен, но и с плотностью дислокаций внутри и на границах зерен (рис.4.23) [106], которые могут определять разный механизм ЭПЭ. Поэтому, важно было сравнить величину ЭПЭ в КЗ и УМЗ титане и таким образом оценить роль размера зерен в механизме ЭПЭ при разных режимах импульсного тока.

Сравнение результатов по скважности связано со следующими допущениями:

- Материал в КЗ состоянии является отожжённым;
- Форма импульса имеет прямоугольную форму;
- Ток распределен равномерно по всему сечению образцов;
- Масштабный (размерный) фактор образцов не учитывается.

Температура образца повышается одновременно с уменьшением скважности. Увеличение скважности смещает соотношение эффектов в пользу ЭПЭ и наоборот, уменьшение скважности приводит к преимущественно тепловому действию тока. Таким образом, скважность является параметром, регулирующим вклады теплового и электропластического действия тока.

На рис. 4.21. сравнивается влияние импульсов тока *высокой скважности* ( $Q = 2000$  и  $5000$ ) при одинаковых режимах для КЗ и УМЗ титана на относительное изменение амплитуды скачка  $\Delta\sigma_a$  и предела прочности  $\Delta\sigma_b$ . Расчетные формулы приведены в главе 2.

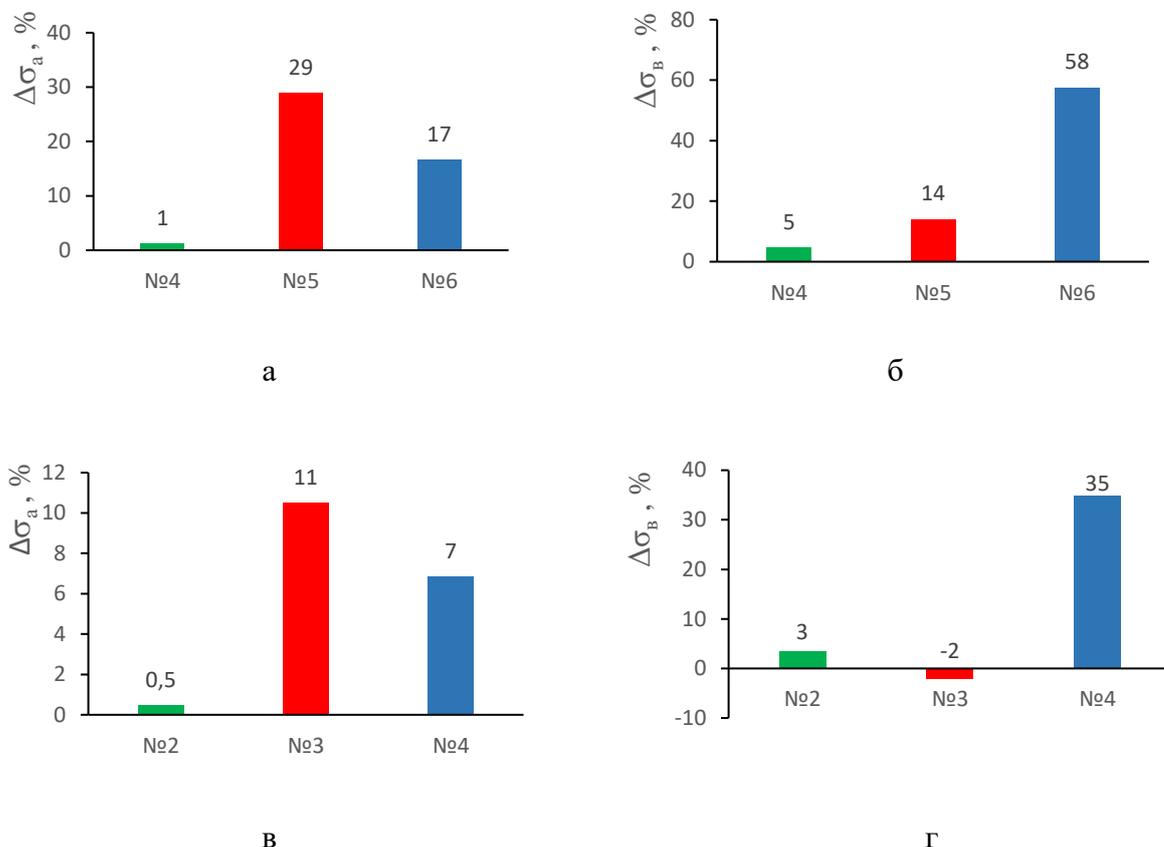


Рис. 4.21. Влияние импульсного тока высокой скважности ( $Q = 2000$  и  $5000$  при  $\tau = 1000$  мкс) на проявление ЭПЭ в КЗ (а, б) и УМЗ (в, г) титане: 2, 4 –  $j = 220$  А/мм<sup>2</sup>  $Q = 5000$ ; 3, 5 –  $j = 860$  А/мм<sup>2</sup>  $Q = 5000$ ; 4, 6 –  $j = 860$  А/мм<sup>2</sup>  $Q = 2000$ .

Сравнение результатов показало, что амплитуда скачков  $\sigma_a$  увеличивалась вместе с плотностью тока и скважностью, относительная величина скачка  $\sigma_a$  для всех режимов тока была положительной и в УМЗ кратно меньше, чем в КЗ состоянии (Рис. 4.21 а, в). Снижение предела прочности  $\Delta\sigma_b$  относительно испытания без тока, для разных режимов тока в УМЗ состоянии также оказалось существенно меньше, чем в КЗ титане. Более

того, для одного из режимов (рис. 4.21 г) вместо снижения прочности наблюдалось слабое упрочнение.

На рис. 4.22 сравнивается влияние тока *низкой скважности* ( $Q = 10$ ) при одинаковых режимах для КЗ и УМЗ титана на относительное изменение амплитуды скачка  $\Delta\sigma_a$  и предела прочности  $\Delta\sigma_b$ . Принимаем во внимание установленный ранее факт, что при снижении скважности тепловое действие тока увеличивается. Видно, что при  $j = 30$  А/мм<sup>2</sup> ЭПЭ и в этом случае меньше в УМЗ титане, чем в КЗ состоянии, независимо от длительности импульса (рис. 4.22 а, в). При повышении плотности тока до  $j = 60$  А/мм<sup>2</sup> при длительности импульса  $\tau = 100$  мкс тенденция сохраняется, однако при увеличении длительности импульса до  $\tau = 500$  мкс эффект меняется на противоположный (рис. 4.22 б, г), при этом тепловой вклад тока в снижение напряжения течения в УМЗ титане меньше, чем в КЗ.

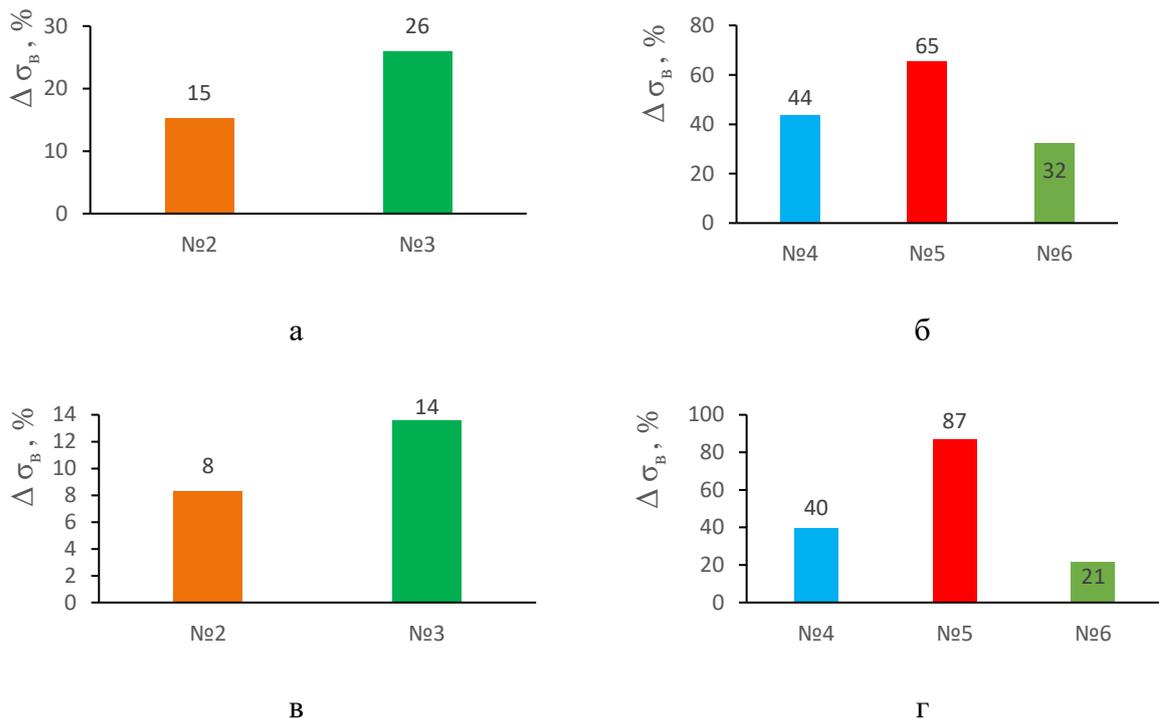


Рис. 4.22. Влияние импульсного тока низкой скважности ( $Q = 10$  при  $\tau = 100, 500, 1000$  мкс) на проявление ЭПЭ в КЗ (а, б) и УМЗ (в, г) титане: 2 –  $j = 30$  А/мм<sup>2</sup>,  $\tau = 100$  мкс,  $T = 40$  °С; 3 –  $j = 30$  А/мм<sup>2</sup>,  $\tau = 1000$  мкс,  $T = 40$  °С; 4 –  $j = 60$  А/мм<sup>2</sup>,  $\tau = 100$  мкс,  $T = 120$  °С; 5 –  $j = 60$  А/мм<sup>2</sup>,  $\tau = 500$  мкс,  $T = 200$  °С; 6 – фен  $T = 200$  °С.

Представленные результаты сравнения ЭПЭ в КЗ и УМЗ титане демонстрируют структурную чувствительность ЭПЭ к размеру зерен и позволяют прогнозировать тренд при уменьшении размера зерен в область наноразмеров или увеличения размера зерен вплоть до монокристалла. Для импульсного тока высокой скважности ( $Q = 2000$  и  $5000$ ) большой ЭПЭ в КЗ состоянии по сравнению с УМЗ титаном связан с большей длиной свободного пробега и с повышенной плотностью свободных дислокаций внутри больших зерен и практически их отсутствием в нанозернах [106]. Растяжение УМЗ титана в сопровождении тока низкой скважности ( $Q = 10, j = 30 \text{ А/мм}^2$ ) также приводит к меньшему ЭПЭ, чем в КЗ. Однако одновременное увеличение плотности тока и длительности импульса привело к противоположному эффекту.

Используя возможный механизм ЭПЭ, связанный с взаимодействием свободных электронов с дислокациями, это противоречие можно объяснить следующим образом. В КЗ титане ЭПЭ в основном обусловлен ускоренным движением внутризеренных дислокаций под действием потока электронов проводимости. В УМЗ титане, где дислокации в основном расположены в границах зерен, ЭПЭ может активировать зернограничное проскальзывание и поворот зерен, при повышенной плотности тока в результате локального разогрева границ зерен (рис.4.23).

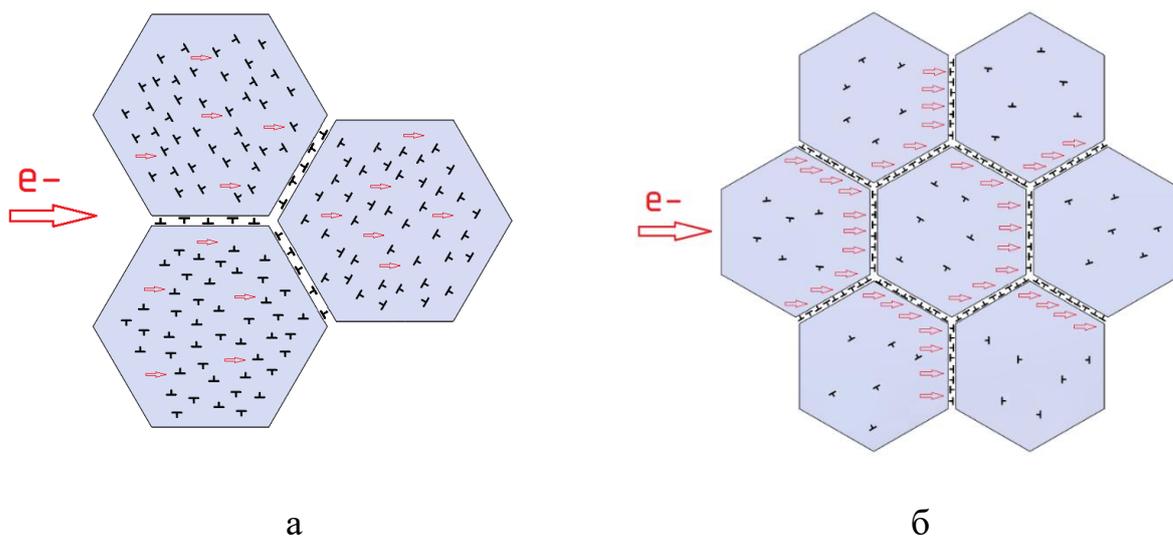


Рис. 4.23. Возможный механизм воздействия тока: а – в КЗ; б – УМЗ титане.

### Выводы по главе:

1. ЭПЭ в УМЗ Grade 4 проявляется в виде отдельных скачков напряжения течения вниз для тока высокой скважности ( $Q = 1000-10000$ ) и в снижении напряжения течения и деформационного упрочнения, увеличения пластичности для импульсного тока низкой скважности ( $Q = 10$ ).
2. Амплитуда скачков вниз при воздействии одиночных импульсов тока в УМЗ титане меньше чем в КЗ, в отдельных случаях скачки могут вызывать упрочнение. Импульсный ток  $j = 30 \text{ А/мм}^2$ ,  $Q = 10$ , с длительностью импульса  $\tau = 100$  и  $1000$  мкс при растяжении УМЗ титана приводит к меньшему снижению напряжения течения чем в КЗ.
3. Импульсный ток  $j = 60 \text{ А/мм}^2$ ,  $Q = 10$ ,  $\tau = 500$  мкс способствует большему снижению напряжения течения в УМЗ титане чем в КЗ. При этом отмечается больший вклад ЭПЭ в УМЗ титане, чем в КЗ.
4. При использовании тока высокой скважности, ЭПЭ в УМЗ титане, так же как и в КЗ начинает проявляться в виде скачков напряжения вниз, когда пороговые (минимальные) значения плотности тока и длительности импульса достигают  $j = 200 \text{ А/мм}^2$  и  $\tau = 500$  мкс, соответственно.
5. При использовании импульсного тока низкой скважности ЭПЭ в УМЗ Grade 4 так же, как и в КЗ проявляется в виде снижения напряжения течения при критической плотности импульсного тока  $20 \text{ А/мм}^2$  с длительностью импульса  $\tau = 100$  мкс.
6. Непрерывное и периодическое сопровождение растяжения импульсным током снижает напряжение течения и повышает относительное удлинение до разрушения в УМЗ Grade 4. Периодическое сопровождение импульсным током при остановках растяжения двукратно повышает удлинение до разрушения при слабом повышении напряжений течения. Данный эффект не наблюдался в отожженном КЗ титане.
7. Импульсный ток высокой скважности не влияет на вязкий характер разрушения УМЗ титана, но способствует увеличению

микропористости и замене чашечно-ямочного излома на ямочный в зоне разрушения.

8. Ток плотностью  $j = 60 \text{ А/мм}^2$  с длительностью импульса  $\tau = 100$  мкс и скважностью  $Q = 10$  способствует значительному снижению напряжения течения и пружинения при температуре, не превышающей  $350 \text{ }^\circ\text{C}$ . Данный режим может быть использован в промышленном производстве изделий из УМЗ Grade 4.

## Глава 5. Применение ЭПЭ для формообразования полуфабрикатов имплантатов

Титановые сплавы применяются в медицине вследствие их высокой биосовместимости, низкой теплоемкости и плотности, высокой удельной прочности и коррозионной стойкости. Для производства медицинских имплантатов используется как чистый титан (BT1-0; BT1-00; Grade 1-4) так и титановые сплавы, самые распространенные из которых легированы алюминием и ванадием (BT-6; Ti-6Al-4V; Ti-6Al-4V ELI; Grade 5). Ортопедические имплантаты имеют сложную форму, которая обусловлена строением костей человеческого организма. Самым распространенным способом получения такой формы является обработка металлов давлением (ОМД), однако при комнатной температуре даже чистый титан является труднодеформируемым. Стандартной технологией формообразования полуфабрикатов титановых имплантатов является штамповка при температуре близкой к температуре полиморфного превращения (800 °С для чистого титана и 900 °С для рассматриваемого сплава). Однако при температуре 350-400 °С толщина оксидной пленки  $TiO_2$  начинает увеличиваться, что проявляется в виде цветов побежалости (окалины) на поверхности полуфабрикатов. На финишном этапе технологического цикла производства ортопедических имплантатов окалина должна быть удалена шлифованием, пескоструйной обработкой и галтовкой, что значительно усложняет и удорожает производство, поскольку является достаточно трудоемким процессом. Дополнительные припуски на шлифовальную операцию ведут к повышенному расходу титана и режущего инструмента. К ухудшению ряда механических свойств приводит также и длительный нагрев при повышенных температурах [140]. Использование ЭПЭ для формообразования полуфабрикатов имплантатов при температуре, не превышающей 350 °С, могло бы позволить снизить трудоемкость производства имплантатов путем отказа от части технологических операций,

связанных с обработкой поверхности. При этом не происходит увеличения размера зерен, поскольку в процессе ОМД  $T_{\text{деф}} < T_{\text{рекр.}}$ , что позволяет применять технологию электропластической деформации и к материалам, имеющим УМЗ структуру. Известно, что пластичность металлов зависит от скорости деформации. В ходе исследований было установлено, что при использовании ЭПД возможно увеличение скорости деформации сплава ВТ6, что позволяет уменьшить время технологической операции ОМД.

Результаты, полученные в ходе экспериментов, описанных в главах 3 и 4, легли в основу запатентованной технологии [141]. Далее приведены примеры использования импульсного тока в процессе деформации чистого титана марки Grade 4 и титанового сплава ВТ6. Основными устанавливаемыми режимами процесса являются критическая плотность тока (выше критической) и температура (не выше 350 °С).

### **5.1. Изгиб малой угловой пластины**

Для отработки операции изгиба титановых имплантатов была проведена апробация гибки Z-образного участка (рис. 5.1, зоны 2, 3) углообразной пластины для остеосинтеза проксимального отдела бедренной кости. Конструкция имплантата разработана в ФГУ «НИДОИ им. Г.И. Турнера» и используется для коррекции шеечно-диафизарного угла у детей [142]. При разработке в качестве материала для изготовления имплантата была использована нержавеющая сталь 12Х18Н10Т, которую предполагается заменить на титан марки Grade 4, имеющий лучшую биосовместимость и механические свойства. На рис. 5.1 указаны основные требования к форме и размерам данного изделия. На основе результатов испытаний на трехточечный изгиб с импульсным током разработана лабораторная технология и оснастка, для формообразования сложного Z-образного (зона 3) участка данного имплантата (рис.5.1). Ток ( $j = 100 \text{ А/мм}^2$ ;  $\tau = 40 \text{ мкс}$ ;  $Q = 10$ ) подводился к верхней и нижней пресс-форме. Для сравнения эффективности

изгиба с током проводились контрольные испытания без тока. Скорость испытания осталась неизменной и составляла 1 мм/мин.

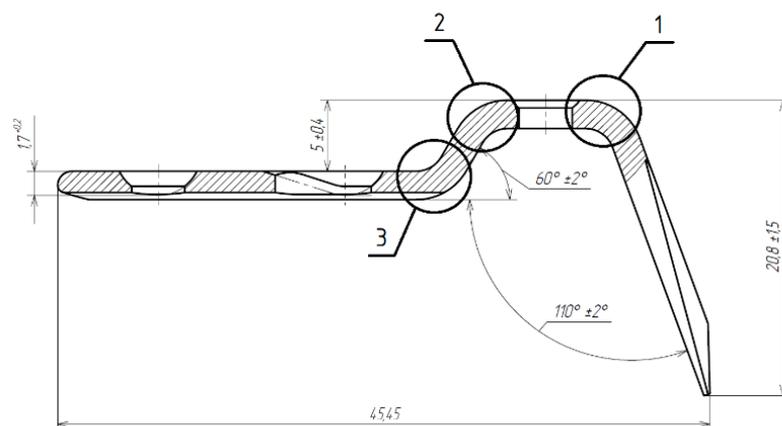


Рис. 5.1. Пластина углообразная, для остеосинтеза проксимального отдела бедренной кости: 1-3 – деформируемые участки

Были использованы плоские образцы (2,2 x 20 x 84 мм<sup>3</sup>) крупнозернистых сплавов Grade 4 и ВТ6 в состоянии поставки. Для УМЗ сплава Grade 4 были использованы образцы меньшего сечения (1 x 10 x 80 мм<sup>3</sup>), что обусловлено формой имеющейся заготовки, подвергнутой РКУП КОНФОРМ.

Трещины присутствовали при изгибе без тока (рис.5.2, а, б) и отсутствовали при изгибе с током (рис.5.2, в, г), геометрия пластины полностью сформировалась при минимальном пружинении. Температура образца при изгибе на боковой кромке заготовки не превышала 270 °С, а образование пленки в виде следов побежалости не наблюдалось. В результате предварительных экспериментов был отработан процесс изгиба наиболее ответственного участка угловой пластины, что позволило перейти к непосредственному изгибу полуфабрикатов имплантатов пластин.

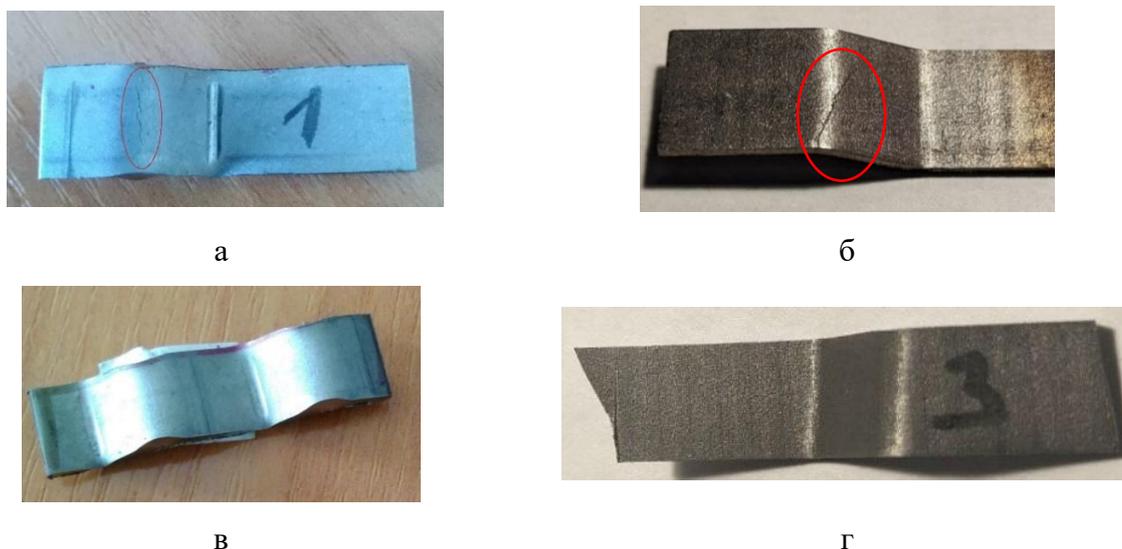


Рис. 5.2. Вид изогнутых пластин КЗ (а, в) и УМЗ (б, г) Grade 4 без тока (а, б) и с током (в, г)

После успешных испытаний на трехточечный (глава 3) и Z-изгиб на оснастке, предоставленной ООО «Здоровье+» (рис. 5.3, а), с использованием деформации в сопровождении импульсного тока, из КЗ Grade 4 был изготовлен пробный образец угловой пластины. После формообразования, полуфабрикат был изготовлен по сокращенному технологическому процессу.

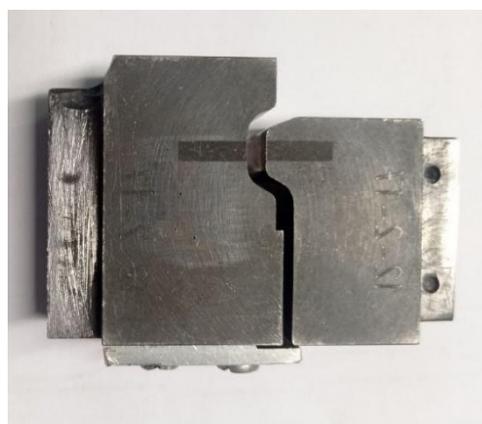
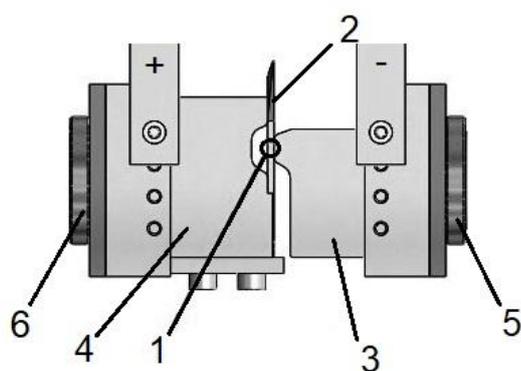


Рис. 5.3. Модель (а) и вид (б) оснастки для изготовления опытной пластины:  
1 – точка измерения температуры; 2 – заготовка; 3 – пуансон; 4 – матрица; 5 и 6 – изоляторы

Отсутствие газонасыщенного слоя на поверхности заготовки позволило отказаться от длительной ручной шлифовально-полировальной операции (30 мин.), предусмотренной после фрезерной операции. Изогнутая заготовка с

отсутствием следов побежалости показана на рис.5.4, а. Готовый имплантат, с нанесенным защитно-декоративным покрытием показан на рис. 5.4, б.



а



б

Рис. 5.4 Изогнутые заготовки пластин (а) и готовые имплантаты (б)

В таблице 5.1 представлен перечень операций и их длительности для действующего и модернизированного технологического процессов для производства малой угловой пластины.

Таблица 5.1.

Общее и операционное время для стандартного и модернизированного процессов производства имплантатов (на примере малой угловой пластины)

Стандартный техпроцесс (335 мин)	Техпроцесс с использованием деформации с током (295мин)	Среднее время на операцию в расчете на одно изделие, мин
Заготовительная	Заготовительная	3
Электроэрозионная	Электроэрозионная	120
Штамповка с предварительным нагревом заготовок в муфельной печи	Штамповка с током	5
Фрезерная с ЧПУ	Фрезерная с ЧПУ	5
Шлифовально-полировальная	-	40
Галтовка	Галтовка	120
Мойка	Мойка	10
Анодирование	Анодирование	10
Мойка	Мойка	10
Маркировка	Маркировка	2
Контроль	Контроль	5
Упаковка	Упаковка	5

Использование деформации с током позволяет исключить из стандартного технологического процесса операции вакуумного отжига и шлифовки-полировки. Экономия времени на изготовлении одного имплантата за счет исключения данных операций составляет 40 минут (12%). Получен акт о внедрении результатов диссертационной работы от ООО «Здоровье+».

## **5.2. Изгиб ладонной пластины для дистального отдела лучевой кости**

Данный имплантат используется при переломах дистального отдела лучевой кости, методом на костного блокирующего остеосинтеза.

Для испытания на изгиб использовались полуфабрикаты ладонных имплантатов дистального отдела лучевой кости (рис. 5.5, а) изготовленные из сплава ВТ6. В месте изгиба площадь поперечного сечения заготовки составляла  $2 \times 7.5 = 15 \text{ мм}^2$ .

На рис. 5.5, б показана схема испытаний на трехточечный изгиб, которые выполнялись на горизонтальной испытательной машине И-5081 при скорости 5 мм/мин, оснастка состояла из пуансона с радиусом закругления 1 мм и углом  $45^\circ$  и матрицы, с ручьем 16 мм. Изгиб останавливался, когда перемещение пуансона составляло 2 мм, что соответствовало деформации в  $\epsilon_f = 35\%$ . Конечный угол изгиба, с учетом пружинения составлял  $25^\circ$ . Пуансон и матрица изолировались от машины проставками из стеклотекстолита. Импульсный ток ( $j = 26 \text{ А/мм}^2$ ;  $\tau = 100 \text{ мкс}$ ;  $Q = 10$ ) подводился к пуансону и матрице. Для сравнения эффективности изгиба с током проводились контрольные испытания без тока.

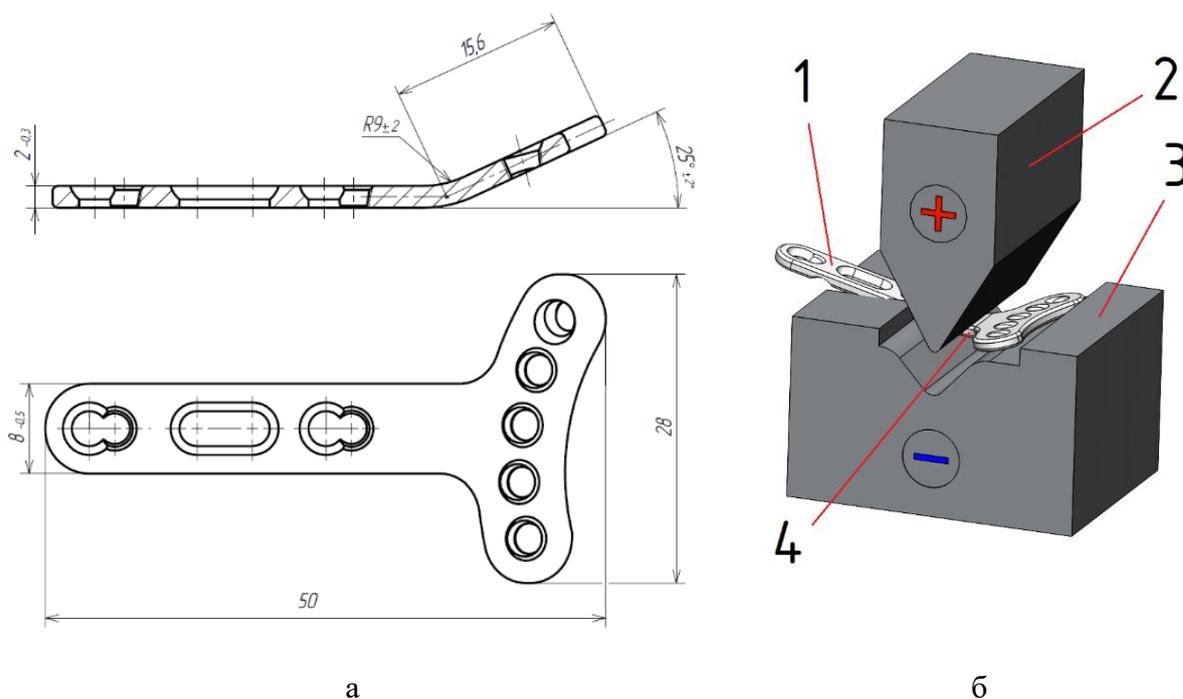


Рис. 5.5. Чертеж ладонной пластины для дистального отдела лучевой кости (а) и схема оснастки для изгиба (б): 1 – заготовка; 2 – пуансон; 3 – матрица; 4 – место контроля температуры

Температура в процессе деформации с током не превышала 250°C, что подтверждается отсутствием следов побежалости на поверхности заготовок (рис. 5.6).

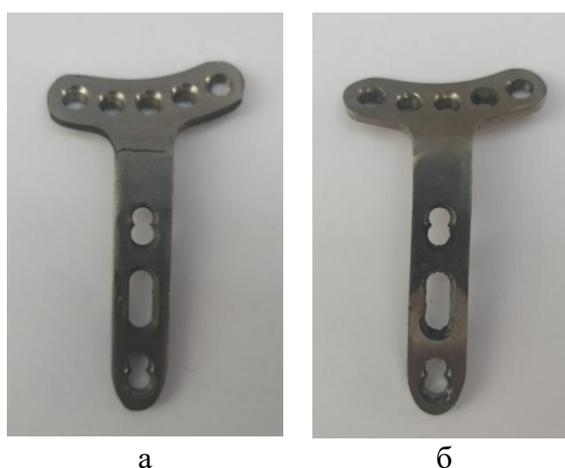


Рис. 5.6. Полуфабрикаты пластин после испытания на изгиб: а – без тока; б – импульсный ток  $j = 26 \text{ A/мм}^2$ ;  $\tau = 100 \text{ мкс}$ ;  $Q = 10$ ,  $T = 250^\circ\text{C}$ .

Использование импульсного тока позволяет избежать образования трещин при изгибе титанового сплава ВТ6 без увеличения толщины оксидной пленки, что в перспективе можно использовать для упрощения технологического процесса производства имплантатов.

### **5.3. Изгиб фигурной крючковидной ключичной пластины**

Фигурная крючковидная пластина используется для восстановления переломов, расположенных в дистальной части ключицы (акромиально-ключичный сустав).

Для оценки эффективности использования тока в условиях максимально приближенных к реальному производству полуфабрикатов имплантатов крючковидных пластин (рис. 5.7, а) из сплава ВТ6 (состояние поставки), была разработана специальная оснастка, состоящая из Z-образных пуансона и матрицы. Оснастка была изготовлена по упрощенной схеме – отдельные секции пуансона и матрицы вырезались лазерной резкой и стягивались шпильками. Схема оснастки изображена на рисунке 5.7, б. При производстве пластин данного типа чаще всего используется формовка с использованием плазменной горелки, что может нести в себе риски микроструктуры (деградация) и как следствие снижения прочностных механических свойств готового имплантата. Оснастка устанавливалась на горизонтальную разрывную машину И-5081 через изолированные переходники, к пуансону и матрице подводился импульсный электрический ток ( $j = 20 \text{ А/мм}^2$ ;  $\tau = 500 \text{ мкс}$ ;  $Q = 10$ ). На рис (рис. 5.8), показано, что в начале испытания, когда заготовка имеет плоскую форму, ток проходит через пластину в двух участках одновременно.

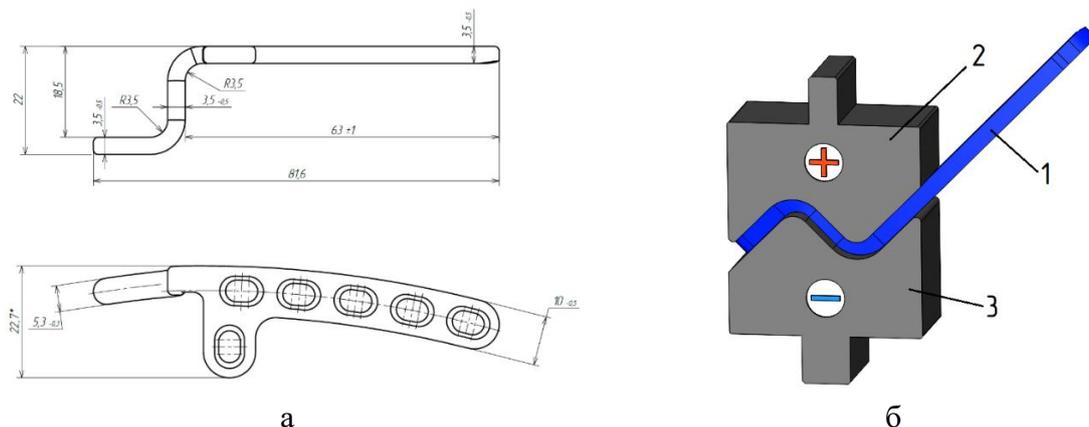


Рис. 5.7. Чертеж фигурной крючковидной ключичной пластины (а) и схема оснастки для изгиба полуфабриката имплантата (б): 1 – Заготовка; 2 – Пуансон; 3 – Матрица

Участки имеют разное сечение, поэтому значение плотности тока посчитано для наибольшего сечения, для подбора режима использовалась температура, которая не должна была превышать 350 °С.



Рис.5.8 Вид сегментной оснастки для изгиба фигурной крючковидной ключичной пластины

После изгиба имплантата в результате полного смыкания пуансона с матрицей пластина приобрела требуемую форму (рис.5.9, а), следов побежалости на заготовке обнаружено не было (рис. 5.9, б). Для сравнения чистоты поверхности полуфабрикатов был произведен изгиб по стандартной технологии, предусматривающей предварительный разогрев в муфельной печи (рис. 5.9, в). Поверхность данной заготовки целиком покрыта окалиной.

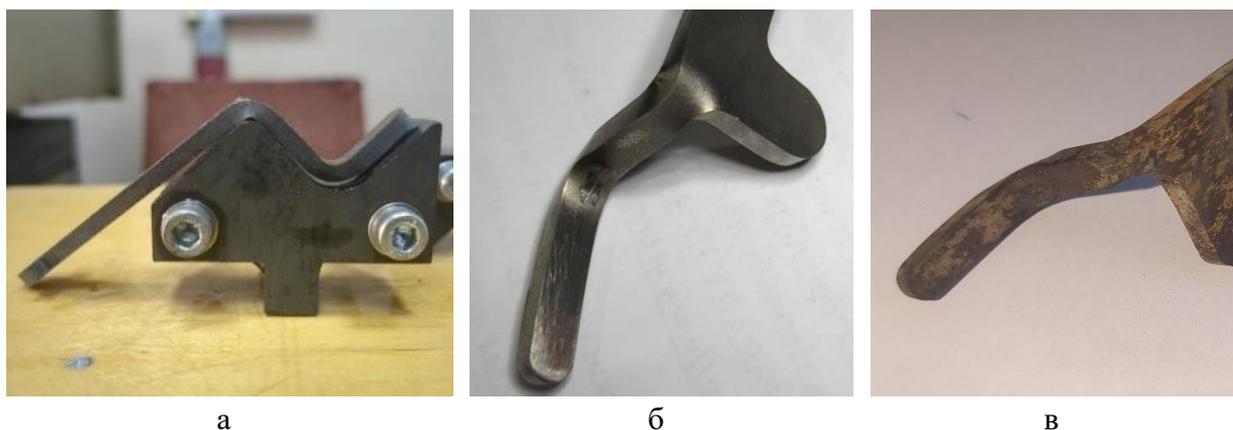


Рис.5.9. Фотография согнутой фигурной крючковидной ключичной пластины (а) и внешний вид согнутого участка: после изгиба с током (б); после изгиба с предварительным нагревом в муфельной печи (в).

В эксперименте использовалась упрощенная оснастка, не был учтен угол пружинения, в результате чего пластина согнулась не до конца (рис.5.9, а), реальный угол составлял  $97^\circ$ , вместо  $90^\circ$ . Данный недостаток не мешает сделать вывод, что ЭПЭ может быть успешно использован для производства пластин сложной формы.

#### **5.4. Изгиб сегмента универсального стержня для большеберцовой кости**

Универсальный большеберцовый стержень (Рис. 5.12) используется для блокирующего (блокированного) интрамедуллярного остеосинтеза (БИОС). Данный метод используется при переломах диафиза и метаэпифиза большеберцовой кости голени. Особенностью БИОС заключается в фиксации отломков при помощи стержней, что позволяет сохранить хорошее кровоснабжение костных отломков. В конструкции стержня предусмотрен изгиб двух участков на угол  $1,5^\circ$  и  $13^\circ$ . Для апробации технологии изгиба был взят сегмент диаметром 8 мм и длиной 50 мм, имитирующий согнутый участок стержня. Сегмент из титанового сплава ВТ6 (состояние поставки) был установлен на роликовую оснастку, предназначенную для трехточечного изгиба с током (рис. 5.11). Ток ( $j = 40 \text{ А/мм}^2$ ;  $\tau = 100 \text{ мкс}$ ;  $Q = 10$ ) подводился

к пуансону и одной из опор матрицы (рис. 5.11, а). Фотография оснастки в процессе изгиба показана на рис. 5.11, б).

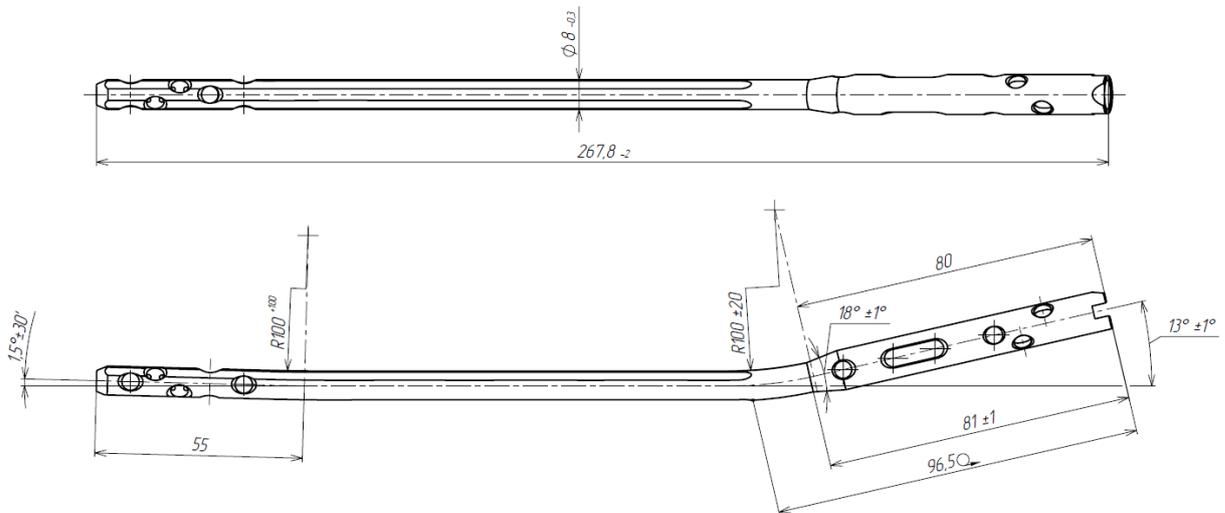
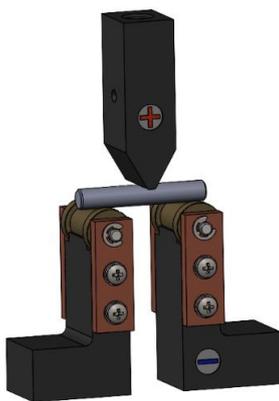
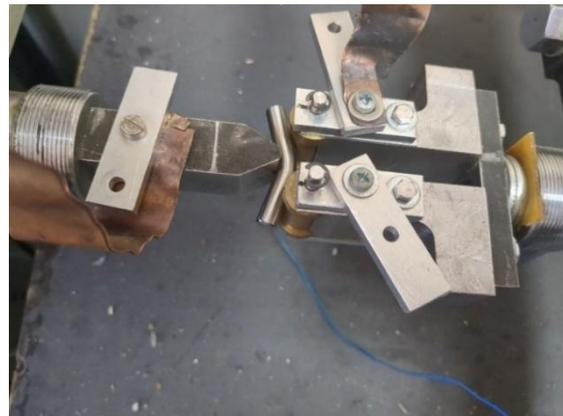


Рис. 5.10. Форма и размеры универсального стержня для большеберцовой КОСТИ



а



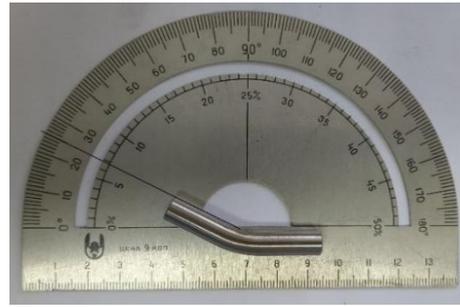
б

5.11. Схема (а) и фотография (б) оснастки для изгиба сегмента стержня

На рис. 5.12, а показан образец после испытания на трехточечный изгиб с отсутствием следов побежалости, что подтверждает выполнение требования  $T_{обр} < 350$  °С. Угол согнутого образца составил  $25^{\circ}$ , что гарантирует выполнение требований, обусловленных конструкцией большеберцового стержня системы БИОС. Отметина в месте контакта образца с пуансоном может быть устранена при использовании скругленного пуансона или ролика с радиусным пазом установленного на нем.



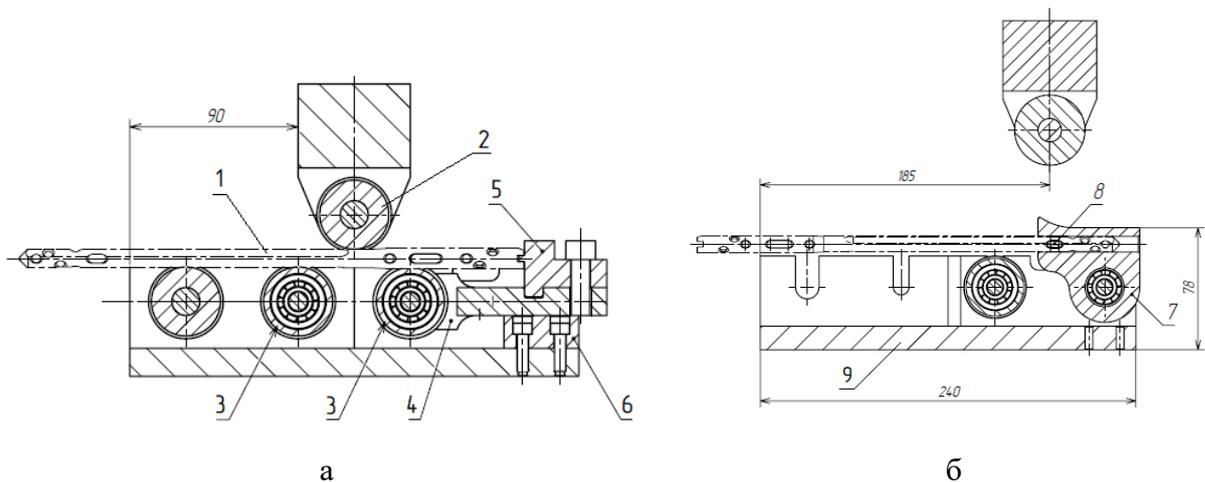
а



б

5.12. Вид согнутого цилиндрического сегмента стержня (а) и контроль угла (б)

Для изгиба стержня в сопровождении тока была сконструирована оснастка, оснащенная роликовой зафиксированной матрицей и роликовым пуансоном. Внешний вид оснастки показан на рис. 5.13.



а

б

Рис. 5.13. Оснастка для изгиба большеберцовых стержней на  $13^\circ$  (а) и  $1,5^\circ$  (б): 1 – стержень; 2 – роликовый пуансон; 3 – матричный ролик; 4 – коромысло; 5 – упор; 6 – уровень; 7 – кулачок; 8 – блокиратор паза; 9 - корпус

Таким образом, импульсный ток может быть эффективно использован для повышения качества и сокращения операционного времени при формообразовании с током полуфабрикатов имплантатов.

### **Выводы по главе:**

1. Изгиб в сопровождении импульсного тока может быть эффективно использован для формообразования фигурных полуфабрикатов имплантатов из УМЗ и КЗ Grade 4, а также сплава ВТ6 без образования поверхностных трещин и следов побежалости при температуре, не превышающей 350 °С.

2. Изгиб стержневых имплантатов с током позволяет достигать заданных углов без образования поверхностных трещин и следов побежалости при температуре, не превышающей 350 °С.

### **Общие выводы по работе:**

1. Обнаружено, что критическая плотность тока, соответствующая появлению ЭПЭ в виде скачков напряжения течения вниз, зависит от состава сплава и скважности. Критическая плотность тока высокой скважности и длительности импульса ( $Q = 5000$ ;  $\tau = 1000$  мкс) при растяжении в технически чистом КЗ титане ( $200-250$  А/мм<sup>2</sup>) по сравнению со сплавом ВТ6 ( $120$  А/мм<sup>2</sup>) выше в два раза. Снижение скважности тока с  $Q = 5000$  до 10 способствует снижению критической плотности тока в данных материалах на порядок. Повышение скважности снижает тепловое действие тока и повышает вклад ЭПЭ.

2. Показано, что ЭПЭ в титане является структурно зависимым свойством. Уменьшение среднего размера зерен на два порядка снижает напряжения течения и амплитуду скачка на 12% и 14%, соответственно, при воздействии импульсного тока максимальной интенсивности. Имеющиеся исключения могут быть связаны с проявлением механизма зернограничного проскальзывания (вращения) зерен в УМЗ состоянии.

3. Используя оптическую микроскопию и метод EBSD показано, что в однофазном КЗ титане и двухфазном сплаве ВТ6 повышение интенсивности тока (при повышении плотности и снижении скважности) не влияет на размер зерен, но способствует, уменьшению количества специальных границ и

плотности дислокаций, а механизм деформации меняется от преимущественно двойникования к преимущественно скольжению.

4. С помощью ПЭМ установлено, что деформация растяжением УМЗ титана Grade 4 в сопровождении импульсного тока скважностью  $Q = 10$  не вызывает изменения размера зерен.

5. Прохождение импульсного тока во время остановок (релаксации) при растяжении КЗ чистого титана не приводит к значительному увеличению удлинения до разрушения. В УМЗ титане релаксация способствует двукратному увеличению пластичности.

6. Изменение схемы деформации от растяжения к сжатию в сопровождении импульсного тока качественно не влияет на проявление ЭПЭ, но в количественном отношении выражено сильнее. Снижение амплитуды скачка и снижение напряжений течения при сжатии на 10% выше, чем при растяжении.

7. Использование импульсного тока при деформации изгибом позволяет снизить напряжения течения и угол упругого возврата в биомедицинском титане, а также избежать образования трещин.

8. Разработана и изготовлена технологическая оснастка для осуществления изгиба чистого (Grade 4) и легированного (ВТ6) титана в сопровождении импульсного тока. Оснастка предназначена для изготовления медицинских ортопедических имплантатов сложного профиля и позволяет моделировать режимы тока и условия деформации, обеспечивающие минимальное пружинение титановых заготовок.

## Список литературы

1. **Troitskii, O. A.** Electromechanical Effect in Metals / O.A. Troitskii - ZhETF Pisma redaktsiiu. – 1969. – No 1. – P. 18–22.
2. **Herbst, S.** Electroplasticity Mechanisms in hcp Materials / S. Herbst, E. Karsten, G. Gerstein [et. al.] // Adv. Eng. Mater. – 2023. – Art. No 25: 2201912. DOI:10.1002/adem.202201912.
3. **Мисоченко, А. А.** Тепловое действие импульсного тока в сплавах с различными теплофизическими свойствами / А. А. Мисоченко, В. Столяров // Станкоинструмент. – 2023. – № 4(33). – С. 34-41. DOI: 10.22184/2499-9407.2023.33.4.34.41.
4. **Troickij, O. A.** Electroplastic Processing of Titanium Implants / O. A. Troickij, O. E. Korolkov, V. I. Stashenko, O. B. Skvorcov // KnE Materials Science. – 2017. No 4. – P. 603-610. DOI:10.18502/kms.v4i1.2215.
5. **Grimm, T. J.,** Skin effects in electrically assisted manufacturing. / T. J. Grimm, L. M. Mears. // Manufacturing Letters. – 2022. - Vol. 34. – P. 67-70. ISSN 2213-8463, DOI: 10.1016/j.mfglet.2022.09.006.
6. **Троицкий, О. А.** Пластическая деформация металла, вызванная пинч-эффектом / О. А. Троицкий. // Известия АН СССР, сер. Металлы. – 1991. - №6. С. 118-122.
7. **Троицкий, О. А.** Исследования искусственной вибрации металла, создаваемой пинч-эффектом действия импульсного тока / О. А. Троицкий, О. Б. Скворцов, Е. А. Правоторова, В. И. Стащенко // Вестник российских университетов. – Математика. - 2013. - Т. 18. - № 4-2. - С. 1846 - 1847.
8. **Okazaki, K.** An Evaluation of the Contributions of Skin, Pinch and Heating Effects to the Electroplastic Effect in Titanium / K. Okazaki, K., M. Kagawa and H. Conrad // Materials Science and Engineering. - 1980. – V. 45 – P. 109 – 116.
9. **Савенко, В. С.** Расчет пондеромоторных факторов и их графических изображений при электропластической деформации металлов с

- использованием математического пакета / В.С. Савенко, Н. В. Степанеев. // Matlab Веснік Брэсцкага ўніверсітэта. - Серыя 4. Фізіка. Матэматыка – 2019. - № 2. – С. 44 – 54.
10. **Прокопович, Е. В.** Электронные механизмы электропластической деформации металлов. Расчет собственного магнитного поля тока образца. / Е. В. Прокопович, С. В. Капора, В. С. Савенко. // Сборник научных трудов преподавателей, сотрудников, аспирантов и студентов физико-математического факультета УО МГПУ имени И.П. Шемякина «Физико-математические науки и образование: проблемы и перспективы исследований» - Мозырь - 2014. - С. 96-98.
  11. **Альшиц, В. И.** Магнитопластический эффект в монокристаллах алюминия / В. И. Альшиц, Е. В. Даринская, Е. А. Петржик. // ФТТ. - 1992. - Т.34. - В.1.- С. 155-158.
  12. **Моргунов, Р. Б.** Магнитопластический и магнитомеханический эффекты в алюминиевых сплавах с магнитострикционными микровключениями / Р. Б. Моргунов, Р. А. Валеев, А. А. Скворцов, Д. В. Королев, В. П. Пискорский, Е. И. Куницына, В. В. Кучеряев, О. В. Коплак О.В. // Труды ВИАМ. - 2019. - №10 (82).
  13. **Molotskii, M.** Magnetic effects in electroplasticity of metals Physical Review B, / M. Molotskii, V. Fleurov - 1 December 1995. – V. 52 - №22. - P. 15829-15834. DOI: [10/1103/PhysRevB/52/15829](https://doi.org/10.1103/PhysRevB/52/15829).
  14. **Li, G.** Microstructure and Mechanical Properties of TC4 Titanium Alloy Subjected to High Static Magnetic Field. / G. Li, F. Wang, H. Wang, J. Cheng. // Materials Science Forum. - 2017. – V. 898, P. 345–354. DOI:10.4028//www.scientific.net/MSF.898.345.
  15. **Савенко, В. С.** Электропластический эффект и резонансное спиновое разупрочнение в металлах. Электронные механизмы электропластической деформации металлов. Расчет собственного магнитного поля тока образца. / В. С. Савенко // Сборник научных трудов преподавателей, сотрудников, аспирантов и студентов физико-

- математического факультета УО МГПУ имени И.П. Шемякина «Физико-математические науки и образование: проблемы и перспективы исследований» - Мозырь – 2014. - С. 101-104.
16. **Моргунов, Р. Б.** Магнитоэластический и магнитомеханический эффекты в алюминиевых сплавах с магнитоэластическими микровключениями / Р. Б. Моргунов, Р. А. Валеев, А. А. Скворцов // Труды ВИАМ. – 2019. - № 10(82). – С. 3 - 13. DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-10-3-13. – EDN BRGQUK.
  17. **Zhang, X.** Effects of Magnetic Field on the Residual Stress and Structural Defects of Ti-6Al-4V. / X. Zhang, Q. Zhao, Z. Cai, J. Pan. // Metals. – 2020 - 10(1):141. DOI: [10.3390/met10010141](https://doi.org/10.3390/met10010141).
  18. **Шляров, В. В.** Анализ изменения микротвердости, скорости ползучести и морфологии поверхности разрушения титана VT1-0, деформируемого в условиях действия постоянного магнитного поля 0,3 Тл. / В. В. Шляров, Д. В. Загуляев, А. А. Серебрякова // Frontier Materials & Technologies. – 2022. - № 1 – Р. 91 - 100. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-1-91-100](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-1-91-100).
  19. **Баранов, Ю. В.** Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы. / Ю. В. Баранов, О. А. Троицкий, Ю. С. Авраамов, А. Д., Шляпин – М.: МГИУ - 2001. – С. 844.
  20. **Okazaki, K.** A study of the electroplastic effect in metals / Scripta Metallurgica // K. Okazaki, M. Kagawa, H. Conrad. - 1978 – V. 12, I 11 – P. 1063-1068, ISSN 0036-9748, DOI: [10.1016/0036-9748\(78\)90026-1](https://doi.org/10.1016/0036-9748(78)90026-1).
  21. **Kinsey, B.** Investigation of electroplastic effect at high deformation rates for 304SS and Ti-6Al-4V. / B. Kinsey, G. Cullen, A. Jordan, S. Mates. // CIRP Annals. - 2013 – V. 62 - I 1 - P. 279 –282. DOI: 10.1016/j.cirp.2013.03.058.
  22. **Троицкий, О. А.** Электропластический эффект в металлах. Черная металлургия. / О. А. Троицкий // Бюллетень научно-технической и

- экономической информации. - 2018 - № 9 - С. 65-76. DOI: [10.32339/0135-5910-2018-9-65-76](https://doi.org/10.32339/0135-5910-2018-9-65-76).
23. **Троицкий, О. А.** Об анизотропии действия электронного и  $\gamma$ -облучения на процесс деформации монокристаллов цинка в хрупком состоянии. / О. А. Троицкий, В. И. Лихтман // Докл. АН СССР – 1963. - Т.148. - С.332 - 334.
  24. **Conrad, H.** Electroplasticity in metals and ceramics / H. Conrad // Materials Science and Engineering. 2000. – V. 287. – I. 2. – P. 276 - 287. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)00786-3.
  25. **Батаронов, И. Л.** Механизмы электропластичности / И.Л. Батаронов // Соросовский образовательный журнал. – 1999. - № 10. - С.93 - 99.
  26. **Magargee, J.** Characterization of Flow Stress for Commercially Pure Titanium Subjected to Electrically Assisted Deformation. / J. Magargee, F. Morestin, J. Cao. // Journal of Engineering Materials and Technology. - 2013. – V. 135 – I 4. - Art. № 041003 – P. 10. DOI:10.1115/1.4024394.
  27. **Сарычев, В. Д.** Моделирование воздействия электрического тока на пластическую деформацию материалов. / В. Д. Сарычев, А. Ю. Гагарин, С. А. Невский, А. Ю. Грановский // Фундаментальные проблемы современного материаловедения – 2019. - Т. 16 - №3, DOI: 10.25712/ASTU.1811-1416.2019.03.005.
  28. **Taekyung, L.** Constitutive analysis of electrically-assisted tensile deformation of CP-Ti based on non-uniform thermal expansion, plastic softening and dynamic strain aging. / L. Taekyung, J. Magargee, M. Kwan Ng, J. Cao // International Journal of Plasticity. – 2017. – V. 94 – P. 44-56.
  29. **Rudolf, C.** Effects of electric current on the plastic deformation behavior of pure copper, iron, and titanium / C. Rudolf, R. Goswami, W. Kang, J. Thomas // Acta Materialia. – 2021. – V. 209 – Art. № 116776, DOI: [10.1016/j.actamat.2021.116776](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.116776).
  30. **Ruszkiewicz, B.** A Review of Electrically-Assisted Manufacturing with Emphasis on Modeling and Understanding of the Electroplastic Effect / B.

- Ruszkiewicz, T. Grimm, I. Ragai, L. Mears, J. T. Roth // Journal of Manufacturing Science and Engineering. – 2017. – V. 139. – I. 11 – Art. № 110801, P 15. DOI:10.1115/1.4036716.
31. **Минько, Д. В.** Анализ перспектив применения электропластического эффекта в процессах обработки металлов давлением / Д. В. Минько // Литье и металлургия - 2020. - № 4. С. 125–130, DOI: [10.21122/1683-6065-2020-4-125-130](https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-4-125-130).
32. **Кравченко, В. Я.** Воздействие направленного потока электронов на движущиеся дислокации / В. Я. Кравченко // Журнал экспериментальной. и теоретической физики. - 1966. - Т. 51. С. 1676-1681.
33. **Salandro, W.** Thermo-Mechanical Modeling of the Electrically-Assisted Manufacturing (EAM) Technique During Open Die Forging / W. Salandro // All Dissertations. – 2012. – P. 968. [https://tigerprints.clemson.edu/all\\_dissertations/968](https://tigerprints.clemson.edu/all_dissertations/968).
34. **Li, X.** Effect of Pulse Current on Bending Behavior of Ti6Al4V Alloy. / X. Li, Q. Zhou, S. Zhao, J. Chen. // Procedia Engineering – 2014. – V.81 – P.1799-1804, DOI:10.1016/j.proeng.2014.10.235.
35. **Sprecher, A. F.** On the mechanisms for the electroplastic effect in metals / A. F. Sprecher, S. L. Mannant and H. Conrad // Acta Metallurgica. – 1986. - V. 34. - № 7. – P. 1145-1162, 1986, 1145-1162.
36. **Perkins, T. A.** Metallic Forging Using Electrical Flow as an Alternative to Warm/Hot Working. / T. A. Perkins, T. J. Kronenberger, J. T. Roth. // Journal of Manufacturing Science and Engineering – 2007. – V. 129. – I. 1, P. 84. DOI:10.1115/1.2386164.
37. **Zhao, S.** Minor Defect reconfiguration in a Ti–Al alloy via electroplasticity / S. Zhao, R. Zhang, Y. Chong // Nature Materials. – 2021. – V. 20. – P.468-472. DOI: [10.1038/s41563-020-00817-z](https://doi.org/10.1038/s41563-020-00817-z).
38. **Jiang, B.** Numerical Simulation and Experiment of Electrically-Assisted Incremental Forming of Thin TC4 Titanium Alloy Sheet. Materials / B. Jiang,

- W. Yang, Z. Zhang, X. Li, X. Ren, Y. Wang. – 2020. - 13, 1335.  
[DOI:10.3390/ma13061335](https://doi.org/10.3390/ma13061335).
39. **Salandro, W.** Modeling and Quantification of the Electroplastic Effect When Bending Stainless Steel Sheet Metal. / W. Salandro, C. Bunget, L. Mears. // Proceedings of the ASME 2010 International Manufacturing Science and Engineering Conference. – Erie, Pennsylvania, USA, 2010 - Vol. 1. - P. 581-590. DOI: 10.1115/MSEC2010-34043.
40. **Корольков, О. Е.** Электропластический эффект в титановых сплавах при их растяжении / О. Е. Корольков, М. А. Пахомов, В. В. Столяров. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2022. – Т. 88. – № 10. – С. 73-82. DOI: 10.26896/1028-6861-2022-88-10-73-82.
41. **Yin, F.** Understanding the microstructure evolution and mechanical behavior of titanium alloy during electrically assisted plastic deformation process. / F. Yin, Sh. Ma, Sh. Hu, Y. Lui, L. Hua, G. J. Cheng // Materials Science and Engineering: A – 2023. – V. 869, 144815, ISSN 0921-5093, DOI:10.1016/j.msea.2023.144815.
42. **Ao, D.,** Hot Tensile Behaviors and Microstructure Evolution of Ti-6Al-4V Titanium Alloy Under Electropulsing / D. Ao, X. Chu, S. Lin, Y. Yang, J. Gao // Acta Metallurgica Sinica (English Letters). - 2018. - № 31.- P. 1287 – 1296. DOI: 10.1007/s40195-018-0735-3.
43. **Stolyarov, V.** Structure refinement of shape memory alloys under severe electroplastic rolling. // Journal of Ultrafine Grained and Nanostructured Materials. – 2022. - № 55(1). - P. 10-14. DOI: 10.22059/jufgns.2022.01.02
44. **Wang, Zh.** Effect of high-density electropulsing on microstructure and mechanical properties of cold-rolled TA15 titanium alloy sheet. / Zh. Wang, H. Song. // Journal of Alloys and Compounds – 2009 - V. 470 – I. 1–2 – P. 522-530, ISSN 0925-8388, DOI:10.1016/j.jallcom.2008.03.027.
45. **Okazaki, K.** Additional results on the electroplastic effect in metals / K. Okazaki, M. Kagawa, H. Conrad // Scripta Metallurgica - 1979 - V. 13 - I. 4, - P. 277 - 280, ISSN 0036-9748, DOI: [10.1016/0036-9748\(79\)90311-9](https://doi.org/10.1016/0036-9748(79)90311-9).

46. **Salandro, W.** Electroplastic Modeling of Bending Stainless Steel Sheet Metal Using Energy Methods. / W. Salandro, C. Bunget, L. Mears. // ASME. J. Manuf. Sci. Eng. – 2011 - P. 133: 041008. DOI:10.1115/1.4004589.
47. **Zhao, Y.** Rapid Strengthening Without Loss of Ductility via Electropulsing Treatment in Ti-6Al-4V Alloy. / Y. Zhao, Y. Shi, X. Yang, X. Xu // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2018. - Vol. 27. - P. 3636-3642.
48. **Xu, Q.** Improved plasticity of Mg–Al–Zn alloy by electropulsing tension. / Q. Xu, L. Guan, Y. Jiang, G. Tang, S. Wang. // Materials Letters. - 2010. - Vol. 64. - P. 1085-1087. DOI:10.1016/j.matlet.2010.02.017.
49. **An, J.** New approach for plastic deformation behavior of GH4169 superalloy with in situ electric-pulse current at 800 °C. /J. An, L. Wang, X. Song, Y. Li. // Materials Science and Engineering A 707 - 2017; Vol. 707 – P. 356-361. DOI: 10.1016/j.msea.2017.09.021.
50. **Salandro, W.** Electroplastic Modeling of Bending Stainless Steel Sheet Metal Using Energy Methods. / W. Salandro, C. Bunget, L. Mears. // Journal of Manufacturing Science and Engineering. – 2011- Vol. 133: 041008. DOI:10.1115/1.4004589.
51. **Stolyarov, V.** Role of the Pulse Current Duty Cycle during Titanium Tension. J. / V.V. Stolyarov. // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2023. - Vol. 52. - P. 313-31. DOI: 10.3103/S1052618823040167
52. **Okazaki, K.** An Evaluation of the Contributions of Skin, Pinch and Heating Effects to the Electroplastic Effect in Titanium./ K. Okazaki, M. Kagawa, H. Conrad // Materials Science and Engineering - 1980. - P.109 – 116.
53. **Hongrui, D.** The Effect of Electroplasticity on the Flow Behavior of AA7075 in T6. / D. Hongrui, L. Xiaoqiang, W. Haibo, L. Dongsheng, Y. Yanfeng. // Forming the Future. The Minerals, Metals & Materials Series. Springer, Cham. – 2021. – P. 857–865. DOI: 10.1007/978-3-030-75381-8\_71.
54. **Столяров, В. В.** Электропластический эффект в металлах и сплавах / В. В. Столяров, В. Е. Бабич, В. В. Рубаник // Актуальные проблемы

- прочности: монография в 2 томах. – Витебск: УО «ВГТУ», 2018. - Т. 2. С. 25-45.
55. **Столяров, В. В.** Роль внешних воздействий в наноструктурных титановых сплавах / В. В. Столяров // Известия российской академии наук, серия физическая – 2012 - Т. 76, № 1, с. 108–113. DOI: 10.3103/S1062873812010273.
56. **Tang, Y.** Microstructural modification and mechanical improvement of ultrafine-grained Ti alloy through electron wind force: An innovative approach. / Y. Tang, Y. Ju, Sh. Gu, Q. Wang, Y. Kimura [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2024. – Vol. 891, - 145845, ISSN 0921-5093, DOI: 10.1016/j.msea.2023.145845.
57. **Bao, J.** The Effects of Geometry Size and Initial Microstructure on Deformation Behavior of Electrically-Assisted Micro-Compression in Ti-6Al-4V / J. Bao, S. Lv, B. Wang, D. Shan, B. Guo, J. Xu. // Alloy. Materials – 2022. - 15, 1656. DOI: 10.3390/ma15051656.
58. **Salandro, W.** Several Factors Affecting the Electroplastic Effect During an Electrically-Assisted Forming Process / W. Salandro, C. Bunget, L. Mears. // Journal of Manufacturing Science and Engineering. – 2011. – P. 133. DOI: 10.1115/1.4004950.
59. **Zhao, Z.** The effect of pulsed current on the shear deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy./ Z. Zhao, G. Wang, H. Hou, Y. Zhang // Scientific Reports 8. - 2018. - DOI: [10.1038/s41598-018-32857-6](https://doi.org/10.1038/s41598-018-32857-6).
60. **Ao, D.** Effect of electropulsing on springback during V-bending of Ti-6Al-4V titanium alloy sheet / D. Ao, X. Chu., Y. Yang., Sh. Lin., J. Gao. // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology - 2018. - 96:3197–3207 DOI: [10.1007/s00170-018-1654-1](https://doi.org/10.1007/s00170-018-1654-1).
61. **Комиссарова, И. А.** Изменение при многоцикловогой усталости структуры титанового сплава ВТ1-0, подвергнутого токовому импульсному воздействию / И. А. Комиссарова, Д. А. Косинов, С. В. Коновалов, А. В. Феоктистов, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов //

- Ползуновский вестник № 3. - 2018. DOI: 10.25712/ASTU.2072-8921.2018.03.024.
62. **Fan, R.** Influence of grain size and grain boundaries on the thermal and mechanical behavior of 70/30 brass under electrically-assisted deformation / R. Fan, J. Magargee, P. Hu, J. Cao. // *Materials Science and Engineering A*. - 2013. - N. 574. - P. 218–225. DOI:10.1016/j.msea.2013.02.066.
63. **Lee, Ch.** Effect of Electric Current Heat Treatment on Commercially Pure Titanium Sheets / Ch. Lee, S. Choi, P. Narayana, Th. Nguyen, S. Hong, J. Kim, N. Kang, J. Hong. // *Metals* - 2021. – Vol. 11. - No. 5, 783. DOI: [10.3390/met11050783](https://doi.org/10.3390/met11050783).
64. **Song, H.** Effect of high density electropulsing treatment on formability of TC4 titanium alloy sheet. / H. Song, Z. Wang, T. Gao. // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2007. – Vol. 17 (1), P. 87–92. DOI: 10.1016/s1003-6326(07)60053-3.
65. **Kim, M.** Elucidating the origin of electroplasticity in metallic materials / M. Kim, S. Yoon, S. Park, H. Jeong. // *Applied Materials Today* 21. – 2020. - 100874 DOI: [10.1016/j.apmt.2020.100874](https://doi.org/10.1016/j.apmt.2020.100874).
66. **Столяров, В. В.** Особенности диаграмм растяжения сплавов с памятью формы при воздействии тока. / В. В. Столяров // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*, 2013 - Т.79 - №9 – С. 64-67.
67. **Xu, Z.** Electroplasticity in electrically-assisted forming: Process phenomena, performances and modelling / Z. Xu, T. Jiang, J. Huang, L. Peng, X. Lai, M.W. Fu. // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. - 2022 – Vol. 175. – P. 03871 DOI:10.1016/j.ijmachtools.2022.103871.
68. **Siopis, M.** Experimental Investigation of Grain and Specimen Size Effects During Electrical-Assisted Forming / M. Siopis, B. Kinsey. // *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. – 2010. – Vol. 132(2). – P. 021004. DOI:10.1115/1.4001039.
69. **Kim, M.** Electric current-induced annealing during uniaxial tension of aluminum alloy / M. Kim, M. Lee, K. Oh, I. Choi, H. Yu, S. Hong, H. Han //

- Scripta Materialia. – 2014. – Vol. 75. C. 58–61, DOI: 10.1016/j.scriptamat.2013.11.019.
70. **Xu, Sh.** Electroplastic Effects on the Mechanical Responses and Deformation Mechanisms of AZ31 Mg Foils / Sh. Xu, X. Xiao, H. Zhang, Z. Cui. // Materials. – 2022. – Vol. 15. - 1339. DOI: [10.3390/ma15041339](https://doi.org/10.3390/ma15041339).
71. **Chen, X.** Effect of Pulse Current on Mechanical Properties and Microstructure of Ultrahigh-Strength Steel / X. Chen, D. Xu, L. Shi, H. Xiao, X. Li, J. Chen. // The Minerals, Metals & Materials Series. - 2011. - P. 867-876. DOI: 10.1007/978-3-030-75381-8\_72.
72. **Indhiarto, I.** Effect of Short Pulsed-Current on Stress Relaxation in Uniaxial Tensile Test / I. Indhiarto, Q. Zheng, T. Shimizu, T. Furushima, M. Yang. // Forming the Future. The Minerals, Metals & Materials Series. – 2011. – P. 801-810. DOI: 10.1007/978-3-030-75381-8\_66.
73. **Indhiarto, I.** Effect of DC pulsed-current on deformation behavior of magnesium alloy thin sheets. /I. Indhiarto, T. Shimizu, T. Furushima, M. Yang. // Procedia Manuf. – 2018. – Vol. 15. – P. 1663-1670. DOI: 10.1016/j.promfg.2018.07.270.
74. **Ruszkiewicz, B.** Investigation of the electroplastic effect through nominally equal energy deformation / B. Ruszkiewicz, L. Mears // Proceedings of the 13th International Conference on Manufacturing Science and Engineering MSEC. - College Station, Texas, USA, 2018, DOI: 10.1115/MSEC2018-6520.
75. **Prasad, K.** Leveraging transient mechanical effects during stress relaxation for ductility improvement in aluminium AA 8011 alloy / K. Prasad, H. Krishnaswamy, J. Jain. // Journal of Materials Processing Technology. - 2018 Vol. 255. – P. 1-7. ISSN 0924-0136, DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2017.11.053](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.11.053).
76. **Tiwari, J.** Dislocation density based modelling of electrically assisted deformation process by finite element approach. / J. Tiwari, V. Balaji, H. Krishnaswamy, M. Amirthalingam. // International Journal of Mechanical

- Sciences. – 2022. – Vol. 227. – P. 107433. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2022.107433.
77. **Roh, J.** The mechanical behavior of 5052-H32 aluminum alloys under a pulsed electric current / J. Roh, J. Seo, S. Hong, M. Kim, H. Han, J. Roth. // International Journal of Plasticity - 2014. – Vol. 58. – P. 84-99.
78. **Илларионов, А. Г.** Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов: учебное пособие / А. Г. Илларионов, А. А. Попов - Екатеринбург: Издательство Уральского университета. - 2014. – 137 с.
79. **Колачев, Б. А.** Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник для вузов / Б. А. Колачев, В. И. Елагин, В. А. Ливанов. - 4-е изд., перераб. и доп. – Москва: МИСИС, 2005 – 432 с.
80. **Брус, В. В.** Свойства металлических контактов на пленках TiO<sub>2</sub>, изготовленных методом реактивного магнетронного распыления / В. В. Брус, З. Д. Ковалюк, П. Д. Марьянчук, И. Г. Орлецкий, Э. В. Майструк // Технология и конструирование в электронной аппаратуре. - 2010. - № 5-6. - С. 60-61.
81. ГОСТ 19807-91. Титан и сплавы титановые деформируемые. - Взамен ГОСТ 19807-74 «Титан и титановые сплавы, обрабатываемые давлением. Марки»: дата введения 1991-07-01. / ИПК Издательство стандартов, 2001.
82. ASTM F67-06. Standard Specification for Unalloyed Titanium, for Surgical Implant Applications.
83. ГОСТ ИСО 5832-2-2020. Имплантаты для хирургии. Металлические материалы. Часть 2. Нелегированный титан, - Взамен ГОСТ Р ИСО 5832-2-2014 Имплантаты для хирургии. Металлические материалы. Часть 2. Нелегированный титан: дата введения 2021-05-01 / ООО ЦИТО проект, ООО ЦДС.
84. ГОСТ ИСО 5832-3-2020. Имплантаты для хирургии. Металлические материалы. Деформируемый сплав титан - 6 алюминия - 4 ванадия -

- Взамен ГОСТ Р ИСО 5832-3-2014: дата введения 2021-01-05. - ООО ЦИТО проект, ООО ЦДС.
85. ASTM F136-13. Standard Specification for Wrought Titanium-6Aluminum-4Vanadium ELI (Extra Low Interstitial) Alloy for Surgical Implant Applications (UNS R56401)
86. ГОСТ 26492-85. Прутки катаные из титана и титановых сплавов: дата введения 1987-01-01 - Государственный стандарт СССР.
87. ГОСТ 22178-76. Листы из титана и титановых сплавов: дата введения 1978-07-01 - Межгосударственный стандарт.
88. **Коллеров, М. Ю.** Проблемы и перспективы применения титановых сплавов в медицине / М. Ю. Коллеров, В. С. Спектор, С. В. Скворцова [и др.] // Титан. – 2015. – № 2(48). – С. 42-53. – EDN UJDTPN.
89. **Петровская, Т. С.** Биоматериалы и имплантаты для травматологии и ортопедии: монография / Т. С. Петровская, В. П. Шахов, В. И. Верещагин, В. П. Игнатов. Томск: Издательство Томского политехнического университета, 2011. – 307 с.
90. **Мишинов, С. В.** Краниопластика: Обзор методик и новые технологии в создании имплантатов. Современное состояние проблемы / С. В. Мишинов, В. В. Ступак, Н. А. Копорушко. // Политравма №4/12. – 2018.
91. **Иголкин, А. И.** Титан в медицине / А. И. Иголкин // Титан. - 1993. - №1. С. 86-90.
92. **Белов, С. П.** Титановые сплавы. Металловедение титана и его сплавов / С. П. Белов, М. Я. Брун, С. Г. Глазунов, Б. А. Колачева, С. Г. Глазунова - М.: Металлургия, 1992. – С. 352.
93. **Semenova, I. P.** Ultrafine Grained Titanium-Based Alloys: Structure and Service Properties for Engineering Applications. / I. P. Semenova, V. V. Polyakova, G. S Dyakonov, A. V. Polyakov. // Advanced Engineering Materials. - 2019. – Vol. 22. – P. 1900651. [DOI:10.1002/adem.201900651](https://doi.org/10.1002/adem.201900651).
94. **Guo, D.** Effect of Strain Rate on Microstructure and Mechanical Properties of Electroplastic Rolled ZrTi Alloy. / D. Guo, W. Deng, P. Song, X. Lv, Y.

- Shi [et al.] // *Advanced Engineering Materials*. – 2022. – VOL. 24 (7). - P. 2101366. DOI: [10.1002/adem.202101366](https://doi.org/10.1002/adem.202101366).
95. **Stolyarov V.V.** The electroplastic effect in coarse-grained and ultrafine-grained titanium. / V.V. Stolyarov // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. – 2023. – Vol. 89 (8). – P. 62-66. DOI: 10.26896/1028-6861-2023-89-8-62-66.
96. **Zhu, R.** Effect of electroplastic rolling on deformability and oxidation of NiTiNb shape memory alloy / R. Zhu, G. Tang, S. Shi, M. Fu. // *Journal of Materials Processing Technology*. - 2013. – Vol. 213 – P. 30–35. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2012.08.001](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.08.001).
97. **Троицкий, О.А.** Технология электропластической прокатки титановых сплавов и нержавеющей сталей / О.А. Троицкий, В.И. Сташенко // *Вестник ТГУ* – 2013. - Т.18. - Вып.4.
98. **Khalik, M.** In-situ electro plastic treatment for thermomechanical processing of CP titanium. / M. Khalik, S. Zahiri, S. Masood, S. Palanisamy, S. Gulizia // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2021. - Issue 7-8. DOI: 10.21203/rs.3.rs-306405/v1.
99. **Hameed, S.** Electroplastic cutting influence on power consumption during drilling process. / S. Hameed, R. González, E. Sánchez, J. Egea. // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2016. Vol. 87 – P. 1835–1841. DOI: [10.1007/s00170-016-8562-z](https://doi.org/10.1007/s00170-016-8562-z).
100. **Dobras, D.** Electrically-assisted deep drawing of 5754 aluminum alloy sheet. / D. Dobras, Z. Zimniak, M. Zwierzchowski. // *Materials Research Proceedings*. – 2023. Vol. 28. – P. 987-1006. DOI: [10.21741/9781644902479-109](https://doi.org/10.21741/9781644902479-109).
101. **Столяров, В.В.** Деформационная способность сплава с памятью формы TiNiHf при прокатке с импульсным током, *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)* / В. В. Столяров, В. А. Андреев, Р. Д. Карелин, У. Х. Угурчиев, В. В. Черкасов, В. С. Комаров,

- В. С. Юсупов - Т. 24. № 3. – 2023. - С. 66-75. [DOI:10.17212/1994-6309-2022-24.3-66-75](https://doi.org/10.17212/1994-6309-2022-24.3-66-75).
102. Патент № 2426629. С2 Российская Федерация, МПК В23Н 5/06, В23В 1/00, В23В 35/00. Способ механической обработки резанием металлов и полупроводников с использованием эффекта электропластической деформации: № 2009137985/02 : заявл. 15.10.2009: опубл. 20.08.2011 / Ю. А. Евсеев, О. А. Троицкий, С. А. Баранов [и др.]; заявитель Российская Федерация, от имени которой выступает Министерство промышленности и торговли Российской Федерации. – EDN LEWMLY.
103. **Потапова, А. А.** - Структура и свойства конструкционных сплавов на основе TiNi подвергнутых прокатке с импульсным током [Место защиты: Моск. гос. индустр. ун-т] - автореф. дис. на соиск. учен. степ. канд. технич. наук 05.15.09 / Потапова Анна Александровна; Москва - 2014., 141 с.: ил. РГБ ОД, 61 14-5/2292.
104. **Xu, Z.** Forming Surface Texture on Copper Sheets by Electrically Assisted Micro-Rolling. / Z. Xu, Sh. Xue, Ch. Wang, R. Xi, D. Shan [et al.] // Forming the Future. The Minerals, Metals & Materials Series. Springer, Cham. – 2021. [DOI: 10.1007/978-3-030-75381-8\\_210](https://doi.org/10.1007/978-3-030-75381-8_210).
105. **Ао, D.** Investigation of deformation behavior during electric pulse assisted incremental forming of Ti 6Al-4V sheet with a water-cooling system / D. Ao, H. Zhang, H. Wang, W. Bao, J. Gao [et al.] // Journal of Manufacturing Processes. – 2024. – Vol. 126 – P. 165-174. ISSN 1526-6125, DOI:10.1016/j.jmapro.2024.07.119.
106. **Валиев, Р.З.** Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / Р.З. Валиев, И.В. Александров. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
107. **Aksenova, K.** Influence of Constant Magnetic Field upon Fatigue Life of Commercially Pure Titanium. / K. Aksenova, D. Zaguliaev, S. Konovalov,

- V. Shlyarov, Y. Ivanov. // *Materials (Basel)*. – 2022. – Vol. 15(19) - P. 6926. DOI: 10.3390/ma15196926.
108. **Humphreys, F.** Characterisation of fine-scale microstructures by electron backscatter diffraction (EBSD) / F. Humphreys. // *Scripta Materialia* - 2004. - Vol. 51 (8). - No.35. - P. 771–776. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.05.016.
109. **Wright, S.** A review of strain analysis using electron backscatter diffraction. / S. Wright, M. Nowell, D. Field. // *Microscopy and Microanalysis*. – 2011. – Vol. 17 (3) - P. 316–329. DOI: 10.1017/S1431927611000055.
110. **Kamaya, M.** Measurement of local plastic strain distribution of stainless steel by electron backscatter diffraction. / M. Kamaya. // *Materials Characterization* – 2009. – Vol. 60 (2). P. 125–132. DOI: 10.1016/j.matchar.2008.07.010.
111. **Kamaya, M.** Assessment of local deformation using EBSD: Quantification of accuracy of measurement and definition of local gradient. / M. Kamaya. // *Ultramicroscopy* – 2011. – Vol. 111 (8). – P. 1189–1199. DOI: 10.1016/j.ultramic.2011.02.004.
112. **Nolze, G.** Improving the precision of orientation measurements from technical materials via EBSD pattern matching. / G. Nolze, M. Jürgens, J. Olbricht, A. Winkelmann // *Acta Materialia*. – 2018. – Vol. 159. – P. 408–415. DOI:10.1016/j.actamat.2018.08.028.
113. ГОСТ 4648-2014. Пластмассы. Методы испытания на статический изгиб: дата введения 2015-03-01 / Межгосударственный совет по стандартизации, метрологии и сертификации.
114. ГОСТ 25.503-97. Метод испытания на сжатие: дата введения 1999-07-01 / Государственный стандарт России.
115. ГОСТ 9450-76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников: дата введения 1977-01-01 / Государственный стандарт СССР.

116. **Salem, A.** Strain hardening of titanium: role of deformation twinning. / A. A. Salem., S. Kalidindi, R. Doherty. // *Acta Materialia*. – 2003. Vol. 51 (14). P. 4225–4237. DOI: 10.1016/S1359-6454(03)00239-8.
117. **Xu, S.** Accommodative  $101\bar{2}$  twins at high angle grain boundaries in rolled pure titanium. / S. Xu, C. Schuman, J. Lecomte. // *Scripta Materialia* – 2016 – Vol. 116. – P. 152–156. DOI:10.1016/j.scriptamat.2016.02.005.
118. **Криштал, М. М.** Неустойчивость и мезоскопическая неоднородность пластической деформации (аналитический обзор). Часть 1. феноменология зуба текучести и прерывистой текучести / М. М. Криштал // *Физическая мезомеханика* №5. – 2004.
119. **Поляков, А. В.** Эволюция микроструктуры титана Grade 4 с изменением степени деформации при РКУП-CONFORM /А. В. Поляков, Д. В. Гундеров, Г. И. Рааб, Е. П. Сошникова // *Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета*, 2011. – Т. 15. – № 1 (41). – С. 95-100.
120. **Stolyarov, V.** Features of the interaction of plastic deformation and pulse current in various materials / V. Stolyarov, I. Calliari, C. Gennari // *Materials Letters*. – 2021. – V. 299. – Art. № 130049. – 9 p. DOI: 10.1016/j.matlet.2021.130049.
121. **Stolyarov, V.V.** Deformation behavior under tension with pulse current of ultrafine-grain and coarse-grain CP titanium / V.V. Stolyarov, O.E. Korolkov, A.M. Pesin, G.I. Raab // *Materials*. – 2023. – V. 16. – I. 1. – Art. № 191. – 10 p. DOI:10.3390/ma16010191
122. **Eipert, I.** Improvement in ductility in commercially pure titanium alloys by stress relaxation at room temperature / I. Eipert, G. Sivaswamy, R. Bhattacharya et al. // *Key Engineering Materials*. – 2014. – V. 611-612. – P. 92-98. DOI: 10.4028/www.scientific.net/kem.611-612.92.
123. **Sheng, Y.** Application of high-density electropulsing to improve the performance of metallic materials: mechanisms, microstructure and properties

- / Y. Sheng, Y. Hua, X. Wang et al. // 2018 - V. 11. – I. 2. – № 185. – 25 p.  
DOI: 10.3390/ma11020185.
124. **Adabala, S.** Importance of machine compliance to quantify electroplastic effect in electric pulse aided testing: An experimental and numerical study / S. Adabala S, S. Cherukupally, S. Guha. // Journal of Manufacturing Processes. - 2022. - V 75. - P. 268-279. DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.12.027
125. **Rezyapova, L. R.** Study of second phase precipitates in nanostructured commercially pure titanium / L.R. Rezyapova, R.R. Valiev, V.D. Sitdikov, R.Z. Valiev. // Letters on Materials. - 2021. - Vol. 11. - No. 3 - P. 345-350. DOI: 10.22226/2410-3535-2021-3-345-350.
126. **Stolboushkina, O. A.** Features of the formation of a dislocation substructure during creep of aluminum under conditions of an applied potential / O. A. Stolboushkina, S. V. Konovalov, Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov // Prospective materials. – 2011. - No 1. - P. 47-52.
127. **Stolyarov V. V.** Atypical hardening caused by current and plastic deformation / V.V. Stolyarov // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. – 2024. - Vol. 53, - I 3. - P. 212-217. DOI: 10.1134/S1052618824700080.
128. **Dyakonov, G. S.** Annealing behavior of severely-deformed titanium Grade 4/ G.S. Dyakonov, S. Mironov, N. Enikeev, I.P. Semenova, R.Z. Valiev [et al. ] // Materials Science & Engineering A. - 2019. - Vol. 742. - P. 89–101. DOI:10.1016/j.msea.2018.10.122
129. **Potapova, A. A.** Relaxation effect of pulse current on Ti50.0Ni50.0 structure during rolling /A. A. Potapova, V. V. Stolyarov. // Materials Science and Technology. - 2015. - Vol. 31. - N. 13. - P. 1541–1544. DOI:10.1179/1743284715Y.000000002
130. Aerospace Structural Metals Handbook, Vol. 4, Code 3701, Nattelle, 1981, Titanium alloys. Structural titanium alloys.

131. **Арзамасов, Б.Н.** Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений / Б. Н. Арзамасов. - 2-е изд., испр. и доп. - М.: Машиностроение, 1986. – С.384.
132. **Savenko, V.S.** Electroplastic effect at twinning metals / V.S. Savenko. // Problems of Physics, Mathematics and Technics. - 2011 - № 4 (9). - P. 60 – 63.
133. **Smirnov I.V.** Strength Characteristics and Fracture of Ultrafine-Grained Titanium Grade 4 Processed by Equal Channel Angular Pressing-Conform. / I.V. Smirnov // Tech. Phys. - 2019 – Vol. 64. - P 497–505 DOI: 10.1134/S1063784219040212
134. **Кардашев, Б. К.** Упругие и микропластические свойства титана в различных структурных состояниях, / Б. К. Кардашев, В. И. Бетехтин, А. Г. Кадомцев, М. В. Нарыкова, Ю. Р. Колобов // Журнал технической физики, 2017. - Т. 87. - Вып. 9, - С. 1362-1366. DOI: 10.21883/JTF.2017.09.44910.2172.
135. **Троицкий, О. А.** Вибрации проводников при пропускании импульсного электрического тока и неразрушающий контроль / О. А. Троицкий, В. И. Стащенко, О. Б. Скворцов // Инженерный журнал: наука и инновации - 2018 - №3 - С. 1-15.
136. **Pakhomov, M.** Specific Features of Electroplastic Effect in Mono- and Polycrystalline Aluminum / M. Pakhomov, V. Stolyarov. // Metal Science and Heat Treatment. - 2021 - № 63 - P. 236-242. DOI:10.1007/s11041-021-00677-7
137. Titanium Alloys – Physical Properties. AZO Materials. Доступно: <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=1341> (дата обращения 15.08.2025).
138. **Stolyarov V. V.** Electroplastic effect in nanocrystalline and amorphous alloys / Materials Science and Technology - 2015. - № 31. - N. 13a. - P. 1536-1540. DOI:10.1179/1743284715Y.0000000008

139. **Столяров, В. В.** Влияние химического и фазового состава на проявление электропластического эффекта в титановых сплавах /В. В. Столяров // Изв. РАН. Серия физическая. - 2014 - Т. 78 - №3. - С. 356–358.
140. **Белов, С. П.** Титановые сплавы. Metallovedenie titana i ego spлавov / С. П. Белов, М. Я. Брун, С. Г. Глазунов и др.: под ред. Б.А. Колачева, С. Г. Глазунова. М.: Металлургия. 1992. 352 с.
141. Патент 2 781 513. «Способ электропластического формования деталей из титановых сплавов», дата начала действия патента: 18.01.2022
142. **Кудящев, А. Л.** Величина шеечно-диафизарного угла ножки эндопротеза тазобедренного сустава как биомеханическая предпосылка развития асептической нестабильности вертлужного компонента (экспериментальное исследование) / А. Л. Кудящев, В. В. Хоминец, Д. В. Иванов, И. В. Кириллова, Л. Ю. Коссович, П. А. Метленко, В. В. Чернышев // Гений ортопедии - 2022. - Т. 28. - № 6. - С. 811-816. DOI: 10.18019/1028-4427-2022-28-6-811-816.
143. **Крайнов, В. И.** Технологическая деформируемость титановых сплавов/ Крайнов В.И., Кропачев В.С // Вестник ЮУрГУ. Серия: Металлургия - 2015. - Т. 15. - № 2. - С. 115.

**АКТ**

о внедрении научных и практических результатов,  
полученных научным сотрудником ИМАШ РАН  
Корольковым Олегом Евгеньевичем

« 10 » ноября 20 25 г.

Комиссия в составе:

Корышков Антон Николаевич, руководитель отдела исследований и разработок  
Аиткулов Рустам Салаватович, начальник технологического отдела  
Журин Анатолий Александрович, ведущий инженер-технолог

составила настоящий акт о том, что научные и практические результаты, полученные научным сотрудником ИМАШ РАН Корольковым Олегом Евгеньевичем в рамках его диссертационного исследования по деформации титановых сплавов с использованием импульсного тока, применены для формообразования следующих ортопедических имплантатов:

- Малая угловая пластина для коррекции шейно-диафизарного угла
- Ладонная пластина для дистального отдела лучевой кости
- Фигурная крючковидная ключичная пластина
- Универсальный стержень для большеберцовой кости

Подписи членов комиссии:

1. \_\_\_\_\_

2. \_\_\_\_\_

3. \_\_\_\_\_

Корышков А.Н.

Аиткулов Р.С.

Журин А.А.



