

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РЕСПУБЛИКИ КАЗАХСТАН

Казахский национальный исследовательский технический университет
имени К.И. Сатпаева

Институт промышленной инженерии

Кафедра «Инженерная физика»

Әбдірахман Е.А.

Исследование эффекта электропластичности в сплавах титана

ДИПЛОМНАЯ РАБОТА

специальность 5B072300 – Техническая физика

Алматы 2019

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РЕСПУБЛИКИ КАЗАХСТАН

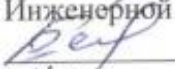
Казахский национальный исследовательский технический университет
имени К.И. Сатпаева

Институт промышленной инженерии

Кафедра «Инженерная физика»

ДОПУЩЕН К ЗАЩИТЕ

Заведующий кафедрой
Инженерной физики, PhD

 Бейсенов Р.Е.
"14" мая 2019 г.

ДИПЛОМНАЯ РАБОТА

На тему: «Исследование эффекта электропластичности в сплавах титан»

по специальности 5В072300 – Техническая физика

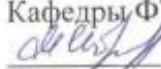
Выполнил

Әбдірахман Е.А.

Рецензент

Доктор PhD, доцент

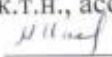
Кафедры ФТиНФ КазНУ

 Ибраимов М.К.

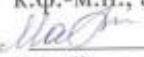
"14" мая 2019 г.

Научные руководители

к.т.н., ассоц. профессор

 Исмагулова М.Ш.

к.ф.-м.н., ассоц. профессор

 Майлина Х.Р.

"14" мая 2019 г.

Алматы 2019

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РЕСПУБЛИКИ КАЗАХСТАН
Казахский национальный исследовательский технический университет
имени К.И. Сатпаева

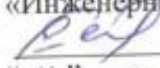
Институт промышленной инженерии

Кафедра инженерной физики

5B072300 – «Техническая Физика»

• УТВЕРЖДАЮ

Заведующий кафедрой
«Инженерная физика», PhD

 Бейсенов Р.Е.
"14" мая 2019г.

ЗАДАНИЕ

на выполнение дипломной работы

Обучающемуся Әбдірахман Ергазы Ақбердіұлы

Тема: Исследование эффекта электропластичности в сплавах титана

Утверждена приказом ректора университета № 1252 – б. от. «06» 11. 2018 г.

Срок сдачи законченной работы «14» 05. 2019 г.

Исходные данные к дипломной работе: Работа посвящена анализу проблемы возникновения электропластичности в сплавах титана.

Краткое содержание дипломной работы:

а) Изучение современного состояния проблемы электропластичности в научном мире;

б) Выявление основных условий возникновения электропластичности в сплавах титана, механизмов его развития;

Перечень графического материала (с точным указанием обязательных чертежей): рисунки – 16.

Рекомендуемая основная литература:

1 Троицкий О.А. Ультразвуковое электропластическое плющение металла // Вестник научно-технического развития. – М., Россия: Институт машиноведения им. Благонравова А.А. РАН, 2009. - №10 (26). - С.42-43.

2 Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластический эффект в металлах // Научные обзоры. - 1977. – С.11-13.

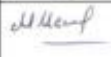
3 Панченко Е.В. Развитие теории и технологии листовой пневмоформовки изделий в режиме сверхпластичности. – Дис. д-р.техн. наук. - Тула, 2005. - 352 с.

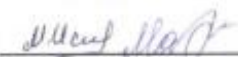
ГРАФИК
подготовки дипломной работы

Наименование разделов, перечень разрабатываемых вопросов	Сроки представления научному руководителю и консультантам	Примечание
Общая характеристика и свойства электропластического эффекта	01.09.18– 01.11.18	
Экспериментальные методы исследования электропластического эффекта	01.11.18– 01.03.19	
Результаты исследования и их обсуждение	01.03.19– 01.05.19	

Подписи

консультантов и нормоконтролёра на законченную дипломную работу с указанием относящихся к ним разделов работы

Наименование разделов	Консультанты Ф.И.О. (уч. степень, звание)	Дата подписания	Подпись
Общая характеристика и свойства электропластического эффекта	Исмагулова М.Ш., к.т.н., ассоц. проф.; Майлина Х.Р., к.ф-м.н., ассоц. проф.	14.05	 
Экспериментальные методы исследования	Исмагулова М.Ш. к. т. н., ассоц. проф.	14.05	
Результаты исследования и их обсуждение	Майлина Х.Р., к.ф-м.н., ассоц. проф.		
Нормоконтролёр	Б.Д. Сарсембаева ассистент	14.05.	

Научные руководители  Исмагулова М.Ш., Майлина Х.Р.

Задание принял к исполнению обучающийся  Абдірахман Е.А.

Дата « 14 » мая 2019

АҢДАТПА

Дипломдық жұмыс титан қорытпаларындағы электропластикалық әсердің пайда болуы зерттеудің өзекті тақырыбына арналған.

Қосымша құрастырылған қосымшасы бар электромеханикалық сынау машинасының базасында резистивті қыздыру жағдайында титан қорытпаларын қысуға және үзуге эксперимент жасалған. Титан қорытпаларының цилиндрлік үлгілерінің үзілуі және сығылуы кезінде олардың пеште қызуы жағдайында және олар арқылы электр тоғын тікелей өткізу кезінде механикалық сипаттамаларды салыстыру жүргізілді. Материалдың икемділігін арттыруға жауапты β - фазаның болуына үлгілердің микроқұрылымдары зерттелді.

АННОТАЦИЯ

Дипломная работа посвящена актуальной теме исследования возникновения эффекта электропластичности в сплавах титана.

На базе электромеханической испытательной машины с дополнительно сконструированной приставкой выполнен эксперимент на сжатие и разрыв сплавов титана в условиях резистивного нагрева. Проведено сравнение механических характеристик при разрыве и сжатии цилиндрических образцов титановых сплавов в условиях их нагрева в печи и при прямом пропускании через них электрического тока. Исследованы микроструктуры образцов на наличие β -фазы, ответственной за увеличение пластичности материала.

ABSTRACT

This thesis is devoted to the topical theme of investigating the effect of electroelasticity of titanium alloys.

An experiment on compression and rupture of titanium alloys under conditions of resistive heating was performed on the basis of an Electromechanical testing machine with an additionally designed attachment. The mechanical characteristics of titanium alloys cylindrical samples at break and compression under the conditions of their heating in the furnace and direct electric current passing through them are compared. The microstructures of the samples for the presence of β - phase responsible for increasing the plasticity of the material were investigated.

СОДЕРЖАНИЕ

	Введение	9
1	Изучение механических свойств титановых сплавов	10
1.1	Открытие электропластического эффекта	10
1.2	Модель ЭПЭ	11
2	Экспериментальная часть	14
2.1	Установка для прямого резистивного нагрева материалов при деформации	14
2.2	Выявление основных условий возникновения электропластичности в сплавах титана, механизмов его развития	18
2.3	Исследование влияния резистивного нагрева на пластические свойства и структуру титановых сплавов при испытании на разрыв	25
	Заключение	30
	Список использованной литературы	31

ВВЕДЕНИЕ

Для использования в современном производстве труднодеформируемых и высокопрочных металлических материалов необходимо внедрение новых технологий, позволяющих получать заготовки путем воздействия на нагруженный образец высокой температуры. По сравнению с такими традиционными методами, как горячая обработка металлов давлением (ОМД) и изотермическая деформация, эффект электроупругости (ЭПЭ) позволяет значительно снизить необходимое усилие деформации.

Процессы электропластической деформации (ЭПД) весьма перспективны для выплавки отливок сложной формы. Это обеспечивает повышение коэффициента использования металла, снижение расхода дорогостоящих материалов по сравнению с традиционными технологиями. Производство полуфабрикатов и изделий с использованием ЭПД приводит к увеличению их долговечности и увеличивает срок службы материала, а также снижает энергозатраты и себестоимость технологических процессов. Поэтому технологии ЭПД обладают высокой технико-экономической эффективностью.

Причины необычайно высокой деформируемости материалов и механизмы ее течения представляют большой интерес для теоретических и экспериментальных исследований. Структурного состояния и фазовые превращения сплавов можно судить по изменению физико-механических свойств в зависимости от состава и термической обработки. Фазовые переходы и полиморфные превращения, обусловленные развитием электроупругости, в настоящее время еще недостаточно изучены. Практически во всех композициях причиной развития фазовых переходов в твердом состоянии является способность вещества существовать в различных кристаллических структурах. К сожалению, в настоящее время в связи с изменениями их состава, структурного состояния, температуры, скорости и характера нагружения образцов систематических исследований свойств сплавов не проводится. Это препятствует технологическому развитию для получения оптимальных сочетаний свойств, а также более широкому использованию в производстве явления электроосаждения.

1 Изучение механических свойств титановых сплавов

1.1 Открытие электропластического эффекта

В 1969 году в эксперименте по изучению влияния одиночных импульсов тока (плотность $\sim 105 \text{ а / см}^2$, длительность $\sim 10\text{-}4 \text{ с}$) на деформацию кристаллов цинка впервые был обнаружен электропластический эффект (ЭПЭ) [1-2]. Эффект был обнаружен при неравномерном удлинении образцов, когда каждый импульс тока проходил через них без существенного теплового эффекта и без расширения образцов. Было выдвинуто предположение, что причиной появления ЭПЭ стало ускоренное пластическое течение металла, вызванное потоком электронов проводимости. Электроны проводимости помимо джоулевого тепла вызывали особое электропластическое действие, в том числе действие "электронного ветра" и вибрацию решетки под воздействием Пинч-эффекта на металл, который находился под механическим напряжением выше предела текучести.

Несколько лет спустя профессор Г. Конрад подтвердил это новое влияние тока на напряженный металл. Он использовал те же плотности тока и длительности одиночных импульсов [3]. Эксперименты проводились на образцах титана диаметром $\sim 0,3 \text{ мм}$, что уменьшало возможный эффект эффекта Пинча. В 1970-80 годах многие ученые России, США и Израиля наблюдали влияние на все без исключения изучаемые проводящие материалы, которые также являются пластичными и находятся в различных напряженных состояниях, в том числе в компрессионных и более сложных напряженных состояниях. Накопленные данные показали, что с помощью ЭПЭ можно усилить технологические процессы обработки металлов давлением (ОМД), такие как волочение, прокатка, штамповка, волочение и др. применение электропластической деформации металла (ЭПДМ) выявило некоторые трудности при внедрении новой технологии:

- сложность приведения тока высокой плотности в зону деформации металла на современных прокатно-волочильных станках;
- отсутствие хороших неискрящихся контактов;
- отсутствие промышленных источников импульсного тока.

В 1975 г. В. И. Спицын и О. А. Троицкий открыли зависимость пластической деформации металла от его проводимости [4]. Они наблюдали электропластический эффект в металлах и доказали возможность его применения в практических целях [5]. Они определили ЭПЭ как повышение пластичности и снижение хрупкости металла под действием постоянного электрического тока высокой плотности или импульсного тока [5]. Они предположили, что макроскопическая пластическая деформация осуществляется путем перемещения большого количества дислокаций. Способность кристалла противостоять пластической деформации определяется подвижностью этих дислокаций. [6]. Открытие этого эффекта привело к более детальному пониманию механизма пластической деформации, расширило

понимание взаимодействия свободных электронов в металле с носителями пластической деформации – дислокациями [4].

Установлено, что ЭПЭ менее универсален, чем эффект Джоуля, так как существует только при пластической деформации материала. При этом этот эффект энергетически менее эмо, так как ток вводится только в зону деформации металла, например, непосредственно в зону волочения с помощью двух плотных контактов [7].

В дальнейших экспериментах О. А. Троицкий разработал метод ультразвукового электропластического сжатия вольфрамовой проволоки и других труднодеформируемых металлов и сплавов [8]. Способ позволяет одновременно использовать в зоне деформации электрический ток и ультразвук.

Как показано в работах О. А. Троицкого и В. И. Спицына, электропластическое волочение-это волочение труднодеформируемых (жаропрочных) сплавов с использованием электропластического эффекта. Они обнаружили, что при пропускании электрического тока через растянутый материал напряжение и сила вытяжки значительно уменьшаются. Максимальная ЭПЭ возникает при прохождении через металл импульсного тока высокой частоты (порядка 10^3 а/мм² в течение 10^{-4} с) [9].

1.2 Модель электропластического эффекта

Пластическая деформация (ПД) является одним из самых распространенных методов обработки материалов для придания им нужной формы, так как этот способ изменяет структуру материала, значительно повышая его качество. В некоторых случаях ПД невозможно из-за высокой стойкости материала к деформации. В 1969 году был открыт электропластический эффект (ЭПЭ), когда наблюдалось явление электропластичности при одновременном воздействии на нагруженный металл электрическим током плотностью до 1000 а/мм². Чтобы избежать испарения металла из-за выделения тепла Джоуля, ток возбуждается очень короткими импульсами (~ 100 МКС) на низкой частоте (~ 1 Гц). ЭПЭ проявлялась в резких удлинениях образцов при прохождении через них каждого импульса тока без какого-либо значительного теплового эффекта и без расширения образцов [1]. ЭПЭ при обработке металлов давлением (ОМД) проявляется в снижении сопротивления металла деформации на 25-30%, повышении его пластичности, в том числе остаточной, на десятки процентов, в улучшении структуры, текстуры и фазового состава материала.

ЭПЭ состоит из ряда физических эффектов [2,6]:

- электронное действие ветра;
- действие Пинч-эффекта;
- возможно спиновое размягчение металлов.

Кристаллы ПД на микроскопическом уровне в большинстве случаев осуществляется за счет движения дислокаций.

Дислокация - область кристаллической решетки с нарушением порядка расположения атомов. При воздействии электрического поля на образец дислокации будут располагаться вдоль направления обработки, что приводит к снижению механических усилий на реализацию процесса. Из множества видов дислокаций непосредственное влияние на процесс обработки оказывают следующие виды дислокации:

- 1) поверхностные дислокации, образующиеся в месте выхода кристаллической решетки материала на поверхность;
- 2) объемные дислокации в приповерхностном слое.

Общим для этих дислокаций является то, что они представляют собой цепочки атомов или молекул с оборванными ковалентными связями, которые окружены свободными электронами, так что выполняется условие электронейтральности

Величина эффекта нарастает пропорционально плотности тока, а также энергии ускоренных электронов, следовательно, ЭПЭ связан с созданием «электронного ветра» в решетке металла, с возникновением и усилением электронного ускорения движущихся дислокаций. Длительность коротких импульсов электрического поля напряженности от десятков до сотен В/м определяется диэлектрическим (максвелловским) временем релаксации Θ_m [9]:

$$\Theta_m = \varepsilon_0 \varepsilon \rho / 4\pi,$$

где $\varepsilon_0 = 8,85 \cdot 10^{-12}$ Ф/м – электрическая постоянная; ε – относительная диэлектрическая проницаемость среды; ρ – удельное сопротивление материала, а значения напряженности электрического поля составляют от десятков до сотен В/м. Это вызывает поляризацию дислокаций в поверхностных и приповерхностных слоях обрабатываемого материала и их ориентацию по направлению линий электрического поля. Время максвелловской релаксации определяет время установления зарядовой нейтральности в материале, нарушенная при приложении скачка электрического поля.

Пластическая деформация металла, сопровождающаяся пропуском импульсов тока высокой плотности через испытуемый образец, сопровождается резким снижением величины сопротивления деформации. Характерной особенностью эффекта электроупругости, является виртуальное отсутствие теплового воздействия тока [13]. Первоначально авторы эффекта объясняли это явление ускорением движения дислокаций под действием "электронного ветра". Но позже было доказано [14], что вклад электронно-дислокационного взаимодействия в количестве размягчения не превышает 5 %. Истинная природа ЭПЭ объясняется следующим-в микроструктуре образцов после деформации под током появились участки, где произошла динамическая рекристаллизация. Как и при статической рекристаллизации под действием тока [15,16] в процессе "электропреципитации" начало динамической

рекристаллизации сильно смещается в сторону более низких температур, что и является причиной резкого ослабления. Данный эксперимент подтверждает тот факт, что проводимость стальной и медной проволоки после электропластического волочения выше на 3-4%, чем после волочения без тока [13].

2 Экспериментальная часть

2.1 Установка для прямого резистивного нагрева материалов при деформации

Известно, что электропластичность титановых сплавов развивается в определенном температурном диапазоне в области полиморфных и фазовых превращений. Установлено, что чем меньше начальное зерно материала, тем интенсивнее должна происходить пластическая деформация. На практике мелкозернистая структура получается путем предварительного пластического деформирования с высокой степенью или резкого упрочнения от температуры выше точки фазового превращения. При нагревании такая структура неустойчива из-за активно развивающихся процессов рекристаллизации или фазовой стабилизации. Это и есть причина эффекта электропластичности, который напрямую зависит от масштабного фактора. В результате в объеме крупных заготовок трудно достичь однородной мелкозернистой структуры и затем равномерно нагревать ее при пластической деформации. Такое положение больше присуще титановым сплавам из-за их низкой теплопроводности. В связи с этим поиск путей устранения влияния размерного фактора при нагреве титановых сплавов имеет важное значение для промышленного использования эффекта электропластичности.

Прямой резистивный нагрев материалов с постоянным поперечным сечением позволяет за короткое время достичь равномерной температуры по всему их объему, при этом значительно сокращается продолжительность контакта поверхности с атмосферой, что уменьшает ширину получаемого оксидного слоя. Кроме того, при нагреве заготовок с малыми размерами с помощью резистивного нагрева можно добиться Термоциклирования в температурном диапазоне полиморфных превращений и, как следствие, повышения пластичности.

В связи с этим были проведены эксперименты по определению механических характеристик разрыва и сжатия цилиндрических образцов титановых сплавов (27 и 5В) в условиях их нагрева путем прямой передачи через них электрического тока. Температура поддерживалась двумя способами:

- 1) с непрерывной передачей электрического тока, путем уменьшения напряжения тока (и как следствие течения) по достижении установленной температуры образца, используя ручную регулировку;

- 2) с дискретным токовым соединением при поддержании температуры образца во время деформации, путем подключения термостата.

Разработана и собрана установка на базе электромеханической испытательной машины Shimadzu AG-x 100 kN. Для проведения экспериментов по сжатию и разрыву в условиях резистивного нагрева разработана и изготовлена оснастка, совместимая со стандартной оснасткой станка и обеспечивающая электрическую изоляцию узла загрузки от узлов станка. Испытания на сжатие проводились на стандартных цилиндрических образцах

диаметром 1.5 мм (рис. 2.1 а). Испытания на растяжение проводились на стандартных цилиндрических образцов с резьбовыми головками (рис. 2.1 б). Для измерения температуры в центре образцов на глубину 5 мм просверлили отверстие диаметром 3 мм, в которое поместили горячий спай термопары.

В случае непрерывного нагрева образца от системы электропитания, состоящей из одного регулирующего и одного понижающего трансформатора 4, подавался электрический переменный ток. Контроль температуры осуществлялся с помощью хромель-алюмалойных термопар 0,3 мм, подключенных к цифровому термометру UT71E (рис.2.2). Необходимую температуру поддерживали регулировкой трансформаторного вариатора.

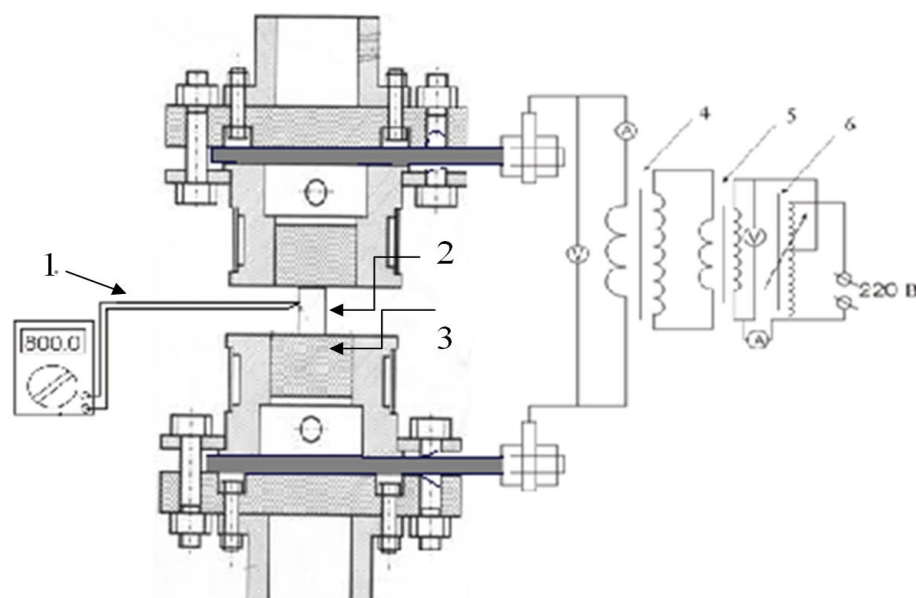


Рисунок 2.1 – Внешний вид титановых образцов для испытаний на сжатие (а) и растяжение (б)

При экспериментах на сжатие для снижения градиента температуры в зоне подвода электрического тока устанавливали графитовую пластину между образцом и медным контактом. Пластина вследствие более высокого удельного сопротивления графита обеспечивала увеличение выделения тепловой энергии в зоне подвода электроэнергии.

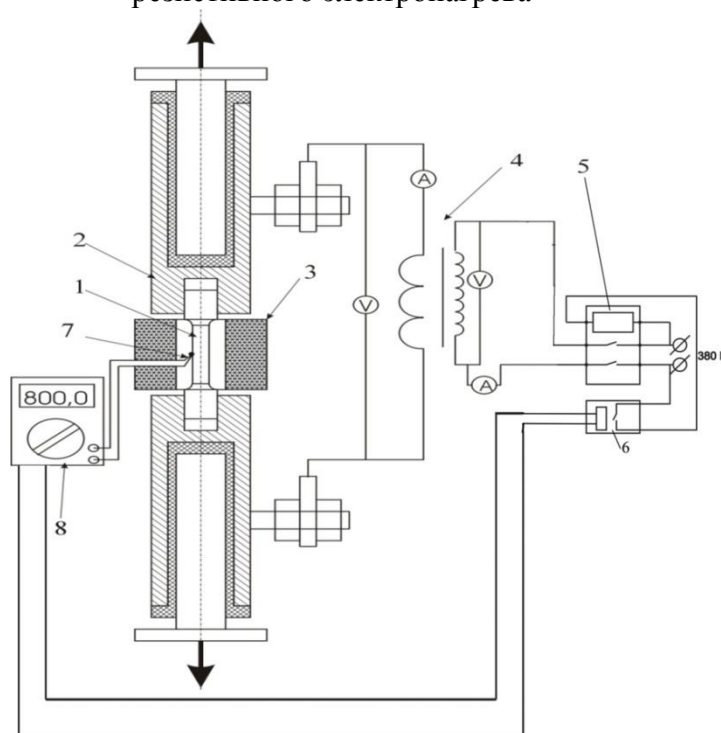
В случае дискретного нагрева взамен электрического термометра устанавливали ПИД-регулятор ОВЕН ТРМ-10, который через твердотельное реле подключали к контактору, управляющему включением силового трансформатора (рисунок 2.3). Таким образом, ПИД-регулятор обеспечивал поддержание температуры образца. При этом в момент подключения энергии происходил нагрев, а в момент отключения - охлаждение образца, как следствие, на кривой деформации отображалось скачкообразное изменение напряжений (усилий).

Одновременно исследовали влияние жесткости деформирующей машины на деформационно-прочностные характеристики образца путем подкладывания между тягой и тензодатчиком прокладок из резины.



1 – электронный термометр с термопарой; 2 – образец; 3 – графитовая вкладка; 4, 5 – силовой трансформатор; 6 – автотрансформатор

Рисунок 2.2 – Приставка для проведения механических испытаний на сжатие на электромеханической испытательной машине Shimadzu AG-100 kNx в условиях резистивного электронагрева



1 – образец; 2 – изолированный захват; 3 – теплоизоляция; 4 – силовой трансформатор; 5 – контактор; 6 – твердотельное реле; 7 – термопара; 8 – ПИД регулятор (Терморегулятор ОВЕН ТРМ-10)

Рисунок 2.3 – Приставка для проведения механических испытаний на разрыв на электромеханической испытательной машине Shimadzu AG-100 kN в условиях резистивного электронагрева

Исследования деформации в условиях резистивного нагрева проводили на образцах титанового псевдо α – сплава 27, содержащего $Ti + (3,0-4,2)\% Al + (0,7-1,5)\% Nb + (0,7-1,5)\% V + (2,0-3,0)\% Zr$. Были проведены [11] исследования механических свойств этого сплава и выявлены температурно-скоростные условия возникновения в нём эффекта сверхпластичности, а также необходимая для этого предварительная подготовка структуры. Для того, чтобы определить, как развивается сверхпластическое течение при прямом электрическом нагреве во время пластической деформации при осадке и растяжении проводилась серия экспериментов в интервале температур $746^{\circ}C-965^{\circ}C$ и скоростей деформации 0,5; 1 и 10 мм/мин. Осадка проводилась до степени деформации 50%. Процесс испытаний на сжатие и разрыв показан на рисунке 2.4. После завершения деформации горячие образцы извлекались из машины и закачивались в холодную воду. Затем для металлографического анализа из них изготавливались шлифы в направлении, параллельном оси деформации. После окончания деформации проводился металлографический анализ структуры в продольном сечении образцов. Кривые деформации сопоставляли с кривыми, полученными в обычных условиях нагрева.

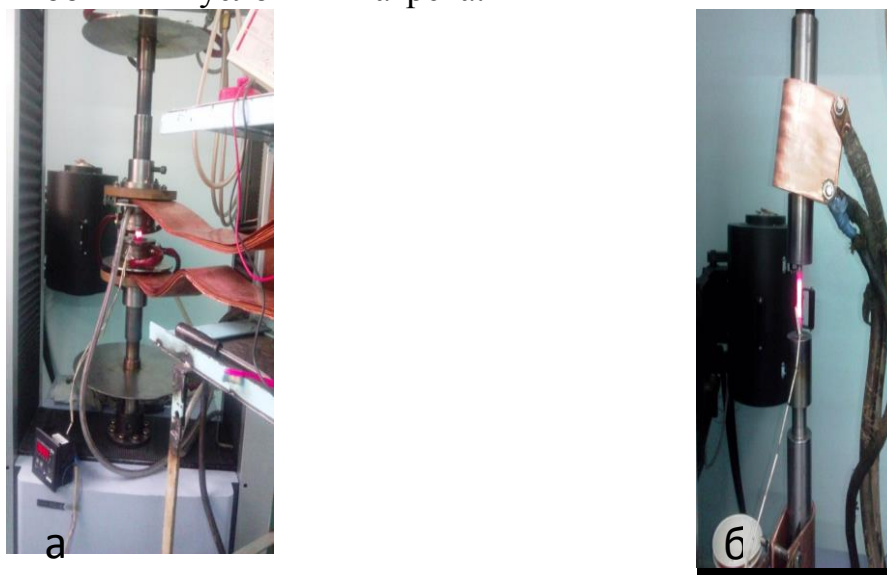


Рисунок 2.4 – Схема установки для испытания титановых образцов на сжатие (а) и растяжение (б) в условиях электронагрева

Проведенные испытания на сжатие показали, что, несмотря на установку графитовых вкладок, по сечению образца возникал градиент температуры, который приводил к существенно большей неоднородности деформации по сечению в сравнении с испытаниями в обычных условиях (рисунок 2.5). В результате этого на расстоянии до 3 мм от торцов цилиндра, которые контактировали с графитовыми контактами металл практически не продеформировался, в то время как центральная часть образца фактически претерпела большие степени деформации в сравнении с показаниями испытательной машины. То есть при осадке в условиях сверхпластичности

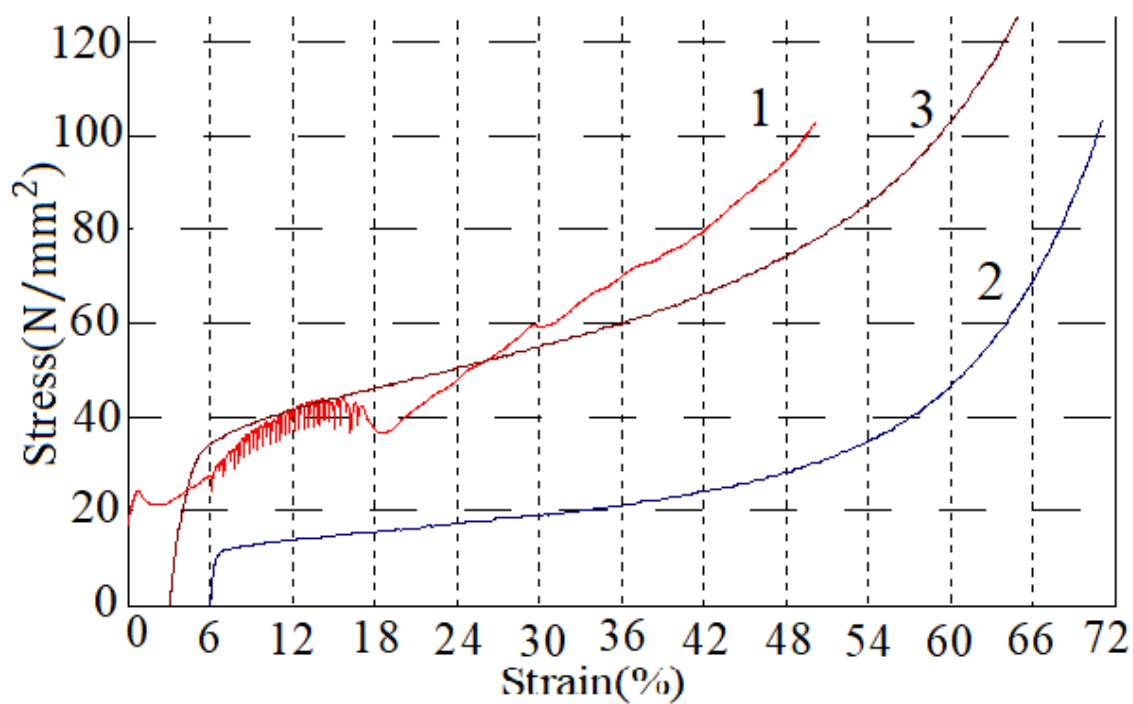
проявилась локализация пластической деформации, выразившаяся в образовании «бочки» [17].



Рисунок 2.5 – Внешний вид испытанных образцов после сжатия

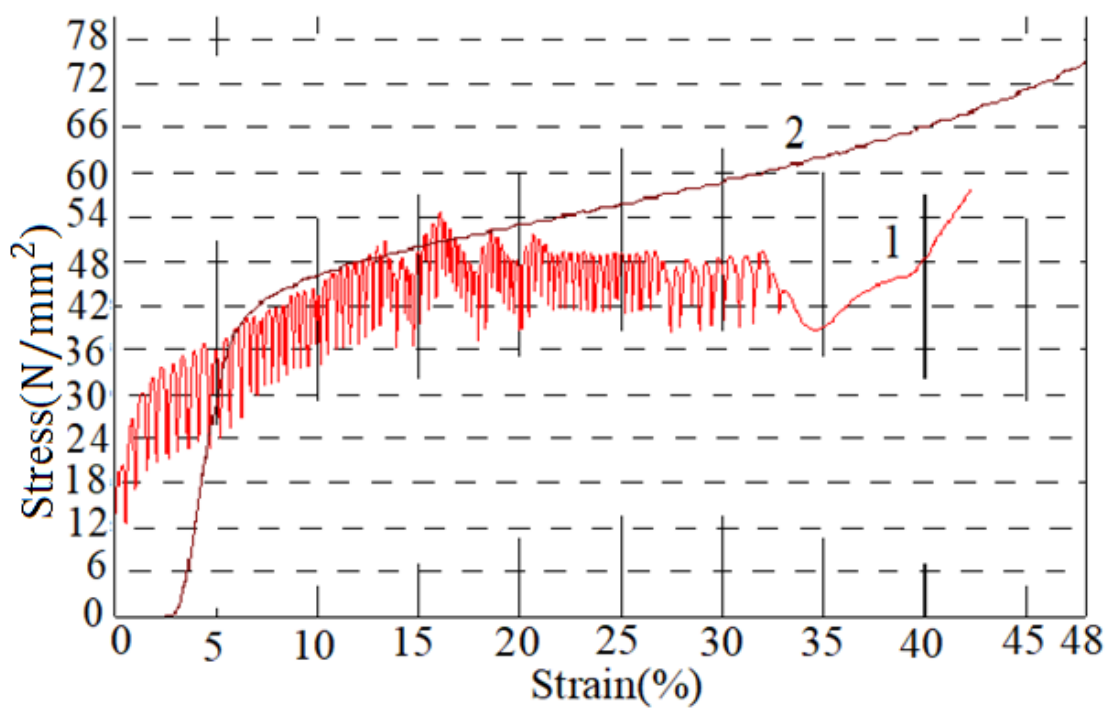
2.2 Выявление основных условий возникновения электропластичности в сплавах титана, механизмов его развития

На графиках 2.6-2.10 представлены кривые деформации, полученные при испытаниях на сжатие в условиях обычного нагрева (в печи) и периодического резистивного нагрева при разных скоростях деформаций: 0,5, 1 мм/мин. Анализ графиков показывает, что при указанных скоростях деформаций влияние резистивного нагрева на величину напряжений практически не прослеживается. Кривые деформации, полученные при резистивном нагреве лежат в интервале между кривыми, полученными при постоянных температурах в условиях обычного изотермического нагрева. Однако учитывая, что деформации подвергается всего 60-70% длины образца, то можно говорить о незначительном снижении величины напряжений деформации в условиях резистивного нагрева.



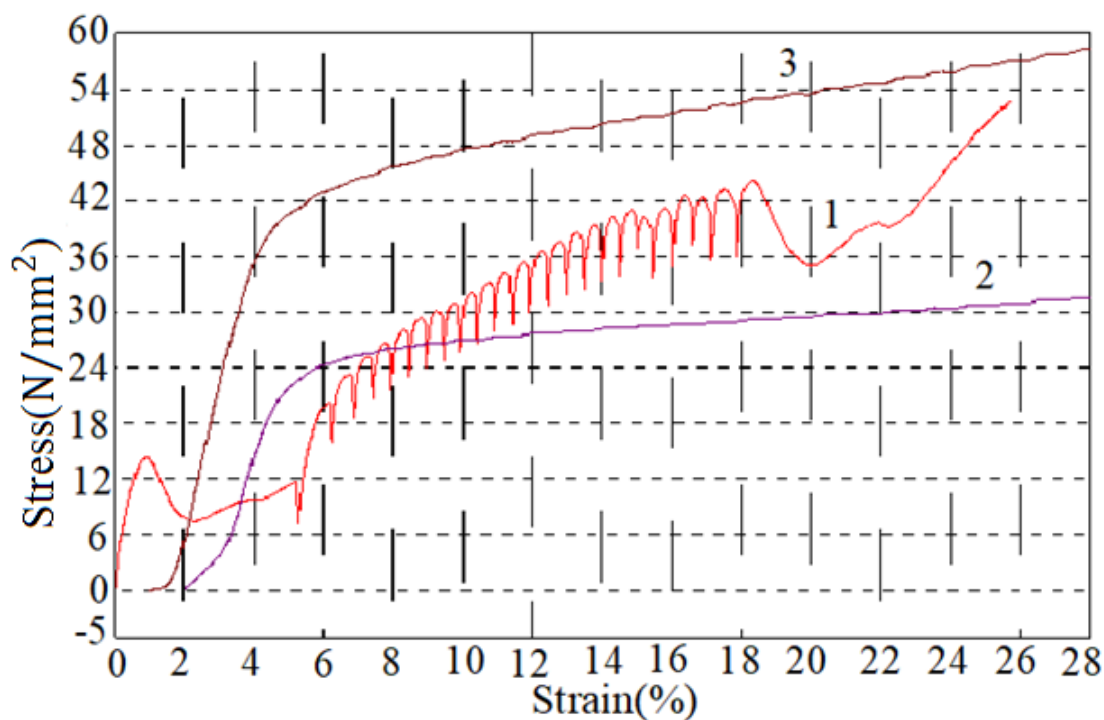
1 – 925-950°C ; 2 – 950°C; 3 – 925°C

Рисунок 2.6 – Зависимость напряжений от степени деформации титанового сплава 27 при испытаниях на сжатие со скоростью 0,5 мм/мин в условиях обычного (кривые 2, 3) и дискретного резистивного нагрева (кривая 1)



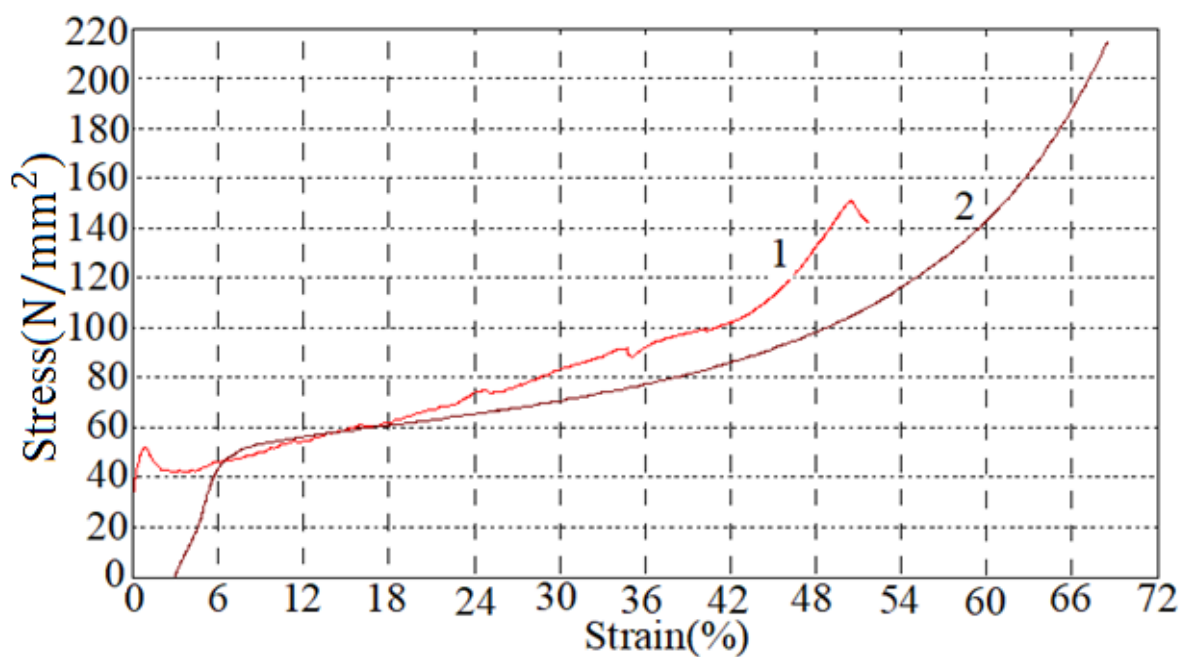
1 – 920-935°C , 2 – 925°C

Рисунок 2.7 – Зависимость напряжений от степени деформации титанового сплава 27 при испытаниях на сжатие со скоростью 1 мм/мин в условиях обычного (кривая 2) и дискретного резистивного нагрева в интервале 920-935⁰С (кривая 1)



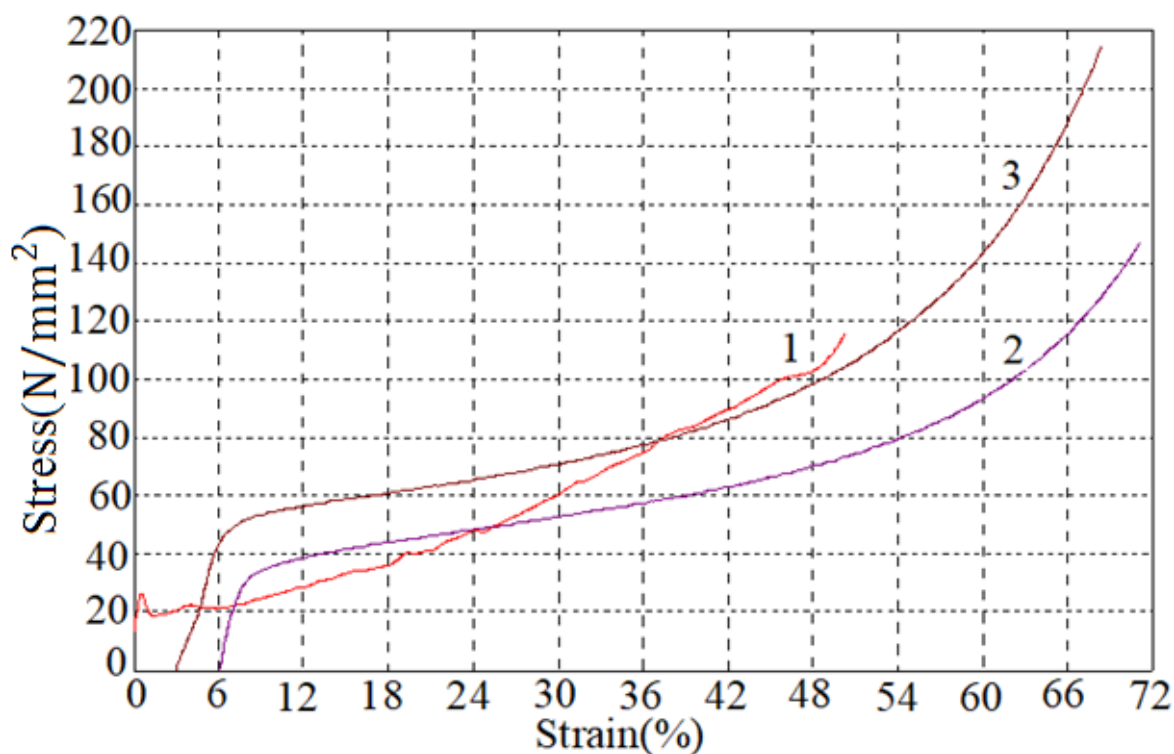
1 – 935-940⁰С , 2 – 950⁰С , 3 – 925⁰С

Рисунок 2.8 – Зависимость напряжений от степени деформации титанового сплава 27 при испытаниях на сжатие со скоростью 1 мм/мин в условиях обычного (кривые 2, 3) и дискретного резистивного нагрева (кривая 1) в интервале 935-940⁰С



1 – 900-910⁰С , 2 – 900⁰С

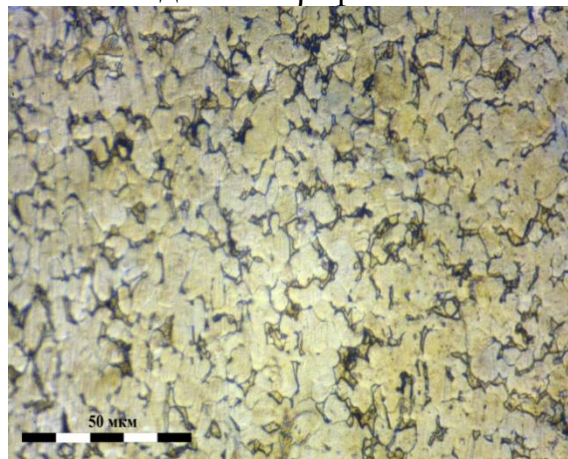
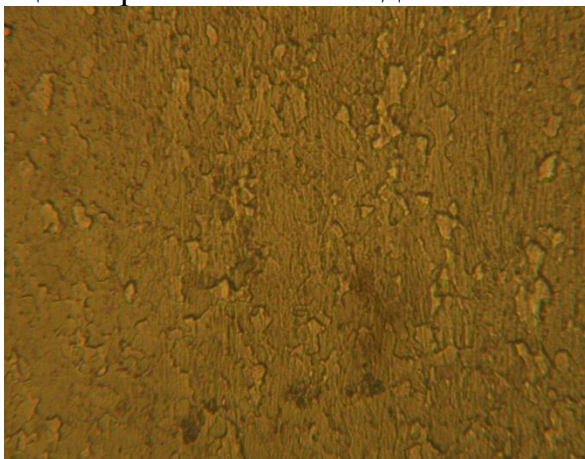
Рисунок 2.9 - Зависимость напряжений от степени деформации титанового сплава 27 при испытаниях на сжатие со скоростью 0,5 мм/мин в условиях обычного (кривая 2) и непрерывного резистивного нагрева (кривая 1) в интервале 900-910⁰С



1 – 900-935⁰С , 2 - 925⁰С , 3 - 900⁰С

Рисунок 2.10 - Зависимость напряжений от степени деформации титанового сплава 27 при испытаниях на сжатие со скоростью 0,5 мм/мин в условиях обычного (кривые 2, 3) и непрерывного резистивного нагрева (кривая 1)

Исследование микроструктуры образцов, полученных при резистивном непрерывном нагреве показывает, что она схожа с формируемой при деформации сплава 27 в условиях изотермического нагрева. Как видно из рисунков 11 и 12, образцы, полученные при осадке в условиях резистивного нагрева, имеют полиэдрическое строение, свойственное α -сплавам титана. По границам зерен в них наблюдаются незначительные выделения β -фазы.



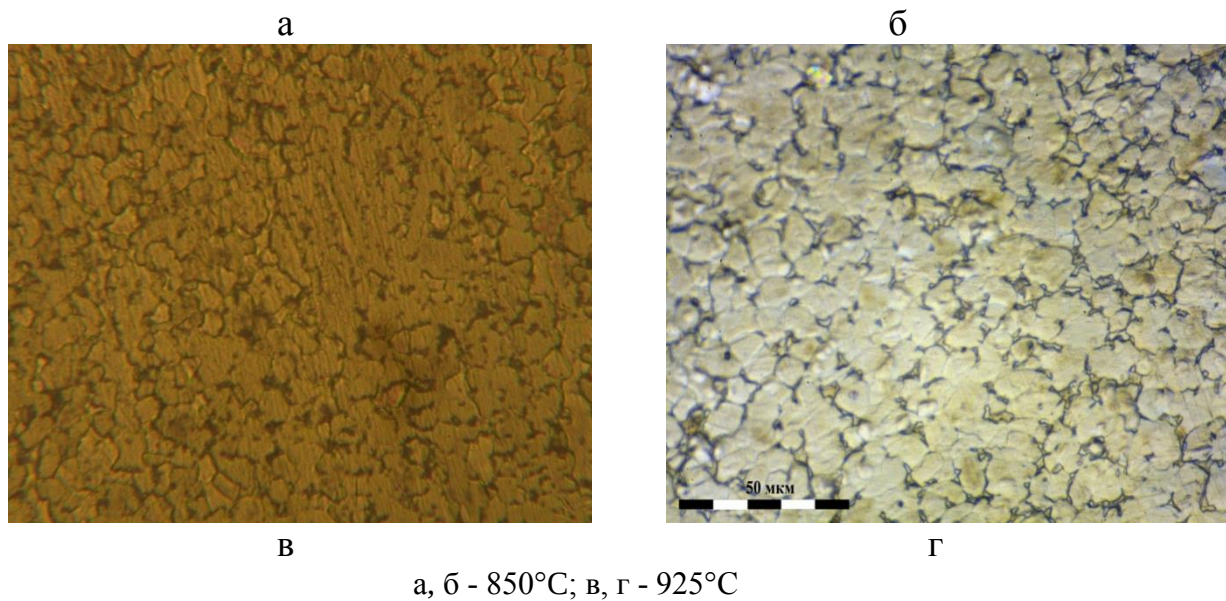
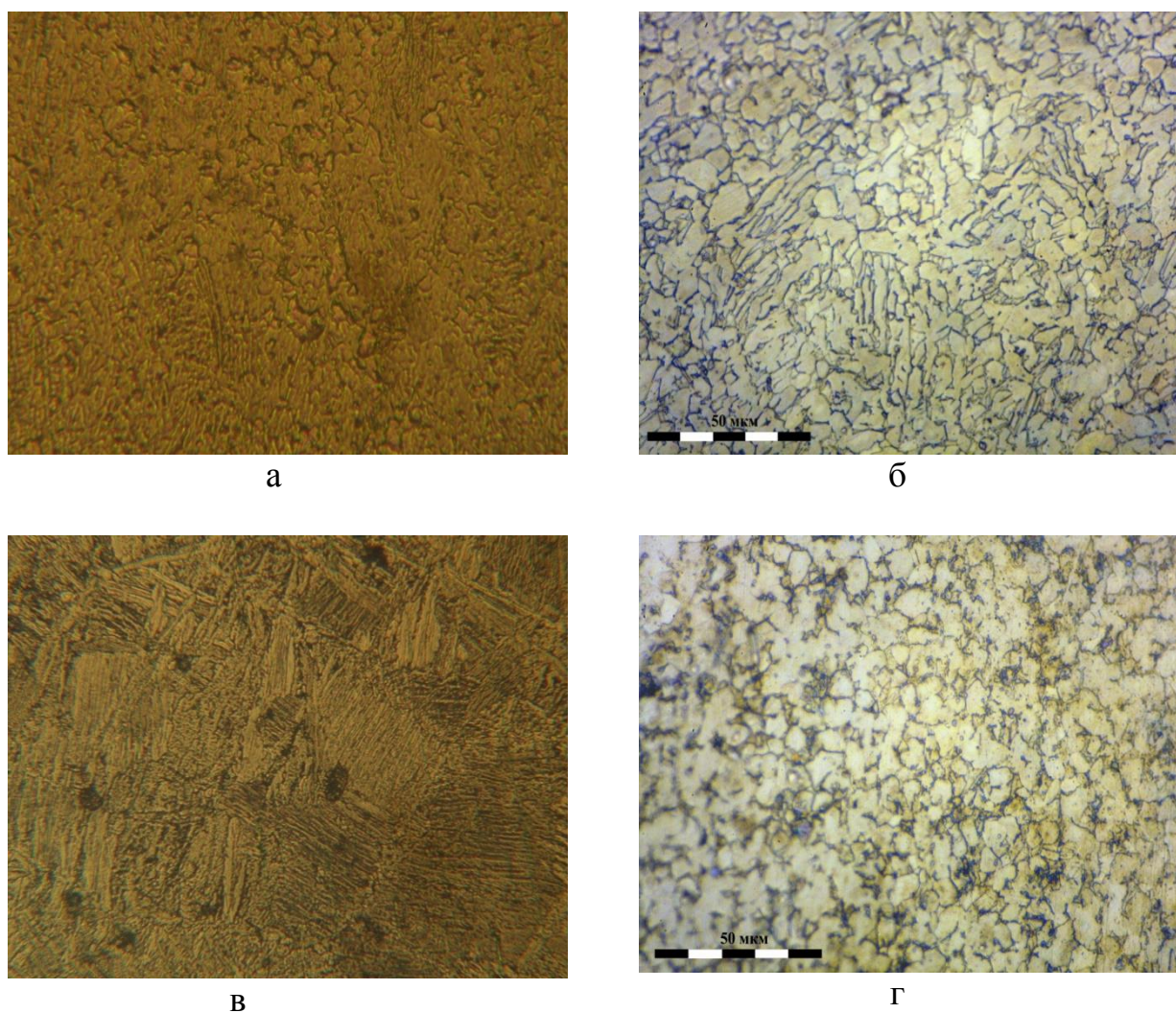
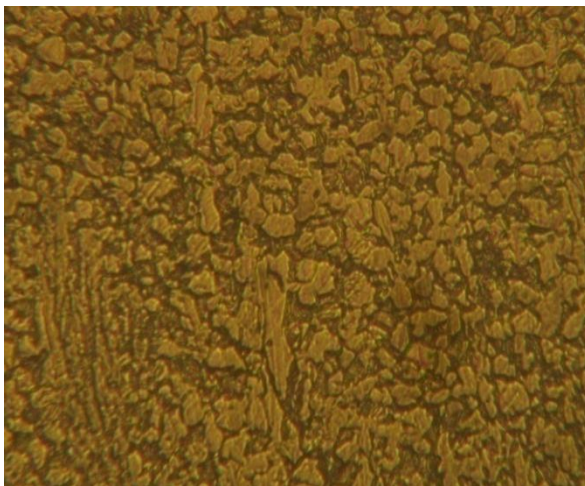
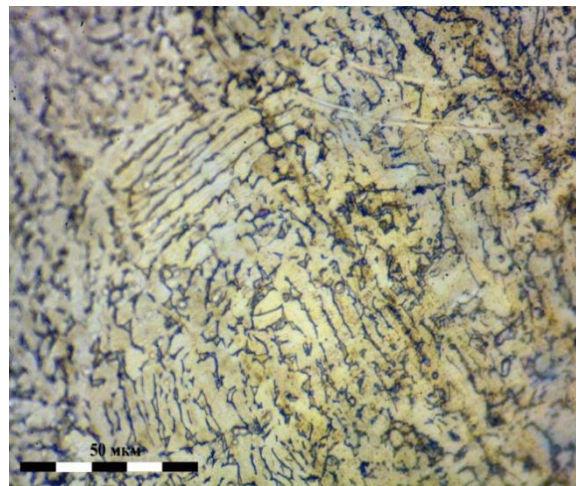


Рисунок 2.11 – Влияние способа нагрева на микроструктуру сплава 27 после деформации осадкой при скорости 0,5 мм/мин., где (б,г) осадка при резистивном непрерывном нагреве и в обычном режиме(а,в)





д



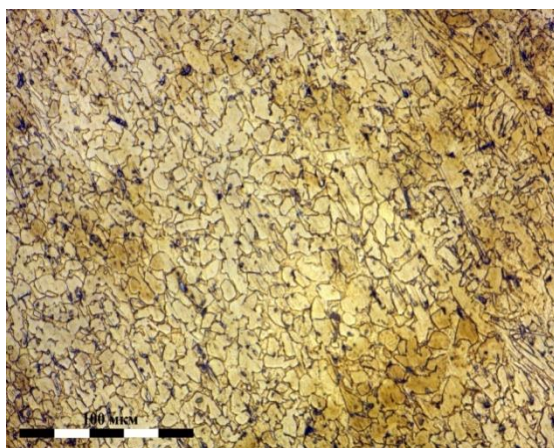
е

а, б – 850°C; в, г – 925°C; д, е – 950°C

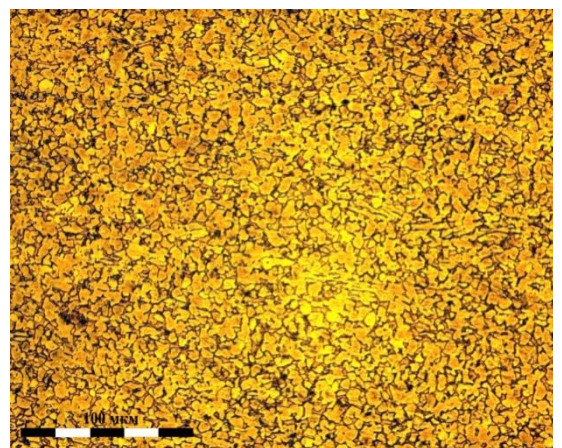
Рисунок 2.12 – Влияние способа нагрева на микроструктуру сплава 27 после деформации осадкой при скорости 1,0 мм/мин., где (б, г, ж) осадка при резистивном непрерывном нагреве и в обычном режиме (а, в, д)

В объеме металла наблюдаются отдельные области искаженной пластинчатой структуры, которые свидетельствуют о начале образования β – фазы, что вероятно произошло в результате кратковременного нагрева выше точки полиморфного перехода. Лишь в одном случае (рисунок 12 е) видно, что при резистивном нагреве произошло повышение температуры выше перехода к β – области, из-за которого после быстрого охлаждения сформировались пластинчатые колонии превращенной β – фазы. Сопоставление структуры сплава после деформации в условиях обычного и резистивного нагрева показывает, при нагреве последним способом увеличивается скорость рекристаллизации, однако зерна увеличиваются незначительно. Из этого вытекает очевидное преимущество прямого резистивного нагрева, позволяющего после деформации ускорить процесс рекристаллизации.

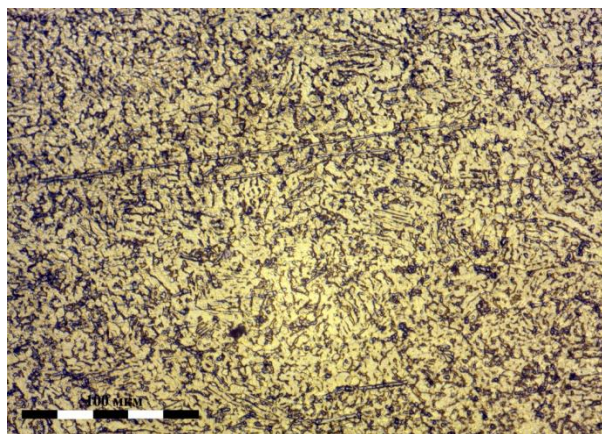
Под влиянием пластической деформации в условиях резистивного дискретного нагрева микроструктура сплава 27 меняется более существенно (рисунки 13, 14).



а



б



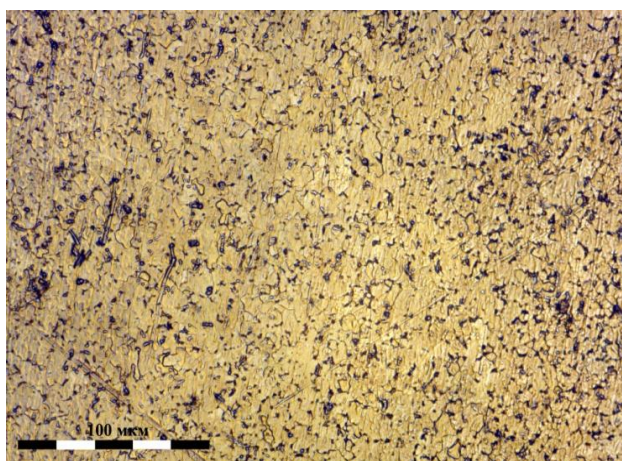
В

а – 830-950°C, б – 920-935°C; в – 935-940°C

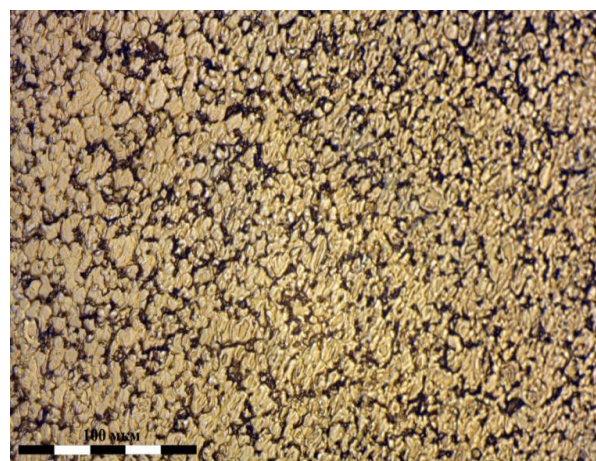
Рисунок 2.13 – Микроструктура титанового сплава 27 после осадки при резистивном дискретном нагреве при различных температурах и постоянной скорости деформации 1 мм/мин

Так, осадка сплава 27 со скоростью 1 мм/мин в интервале 830-950°C происходит с образованием новых полиэдрических зерен размер которых достигает 5-20 мкм. При сужении температурной области деформации до 920-935°C формируется более однородная структура, в которой размеры зерен составляют 5-10 мкм. В интервале 935°C-940°C формируется мелкозернистая, но более искаженная, напоминающая пластинчатую структура.

Аналогично, при скорости деформации 0,5 мм/мин наиболее дисперсная структура сплава 27 формируется в интервале 911-898 °C. С повышением температуры деформации отмечается рост зерен и в интервале 963-975°C полиэдрическая структура трансформируется в пластинчатую, т.е. начинается образование β-фазы.



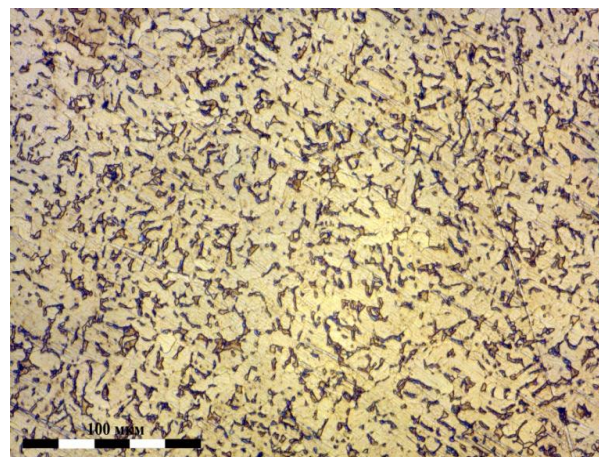
а



б



в



г

а – 911-898 °С, б – 955°С, в – 960-956°С, г – 963-975°С

Рисунок 2.14 – Микроструктура титановых сплавов после деформации осадкой при резистивном дискретном нагреве при различных температурах и скорости деформации 0,5мм/мин

Таким образом, оптимальными условиями деформации сплава 27 для получения мелкокристаллической структуры являются: деформация в условиях резистивного дискретного нагрева в интервале 900-935°С при скорости деформации 0,5-1 мм/мин.

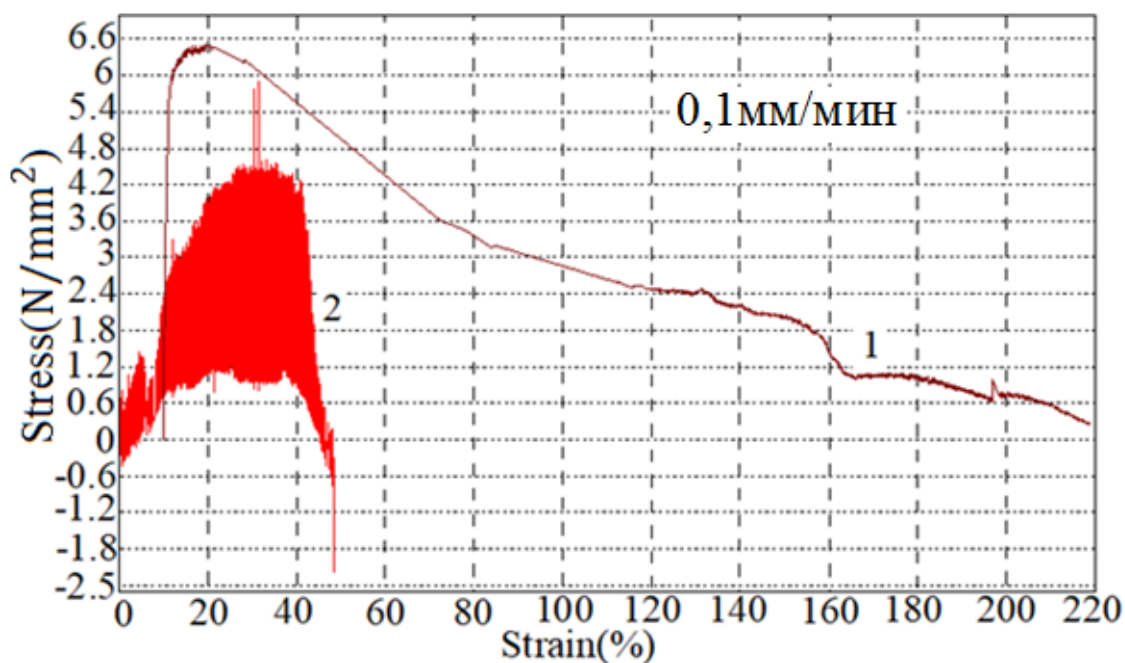
2.3 Исследование влияния резистивного нагрева на пластические свойства и структуру титановых сплавов при испытании на разрыв

Испытания сплава 27 на разрыв в условиях резистивного нагрева проводили при температурах 950-960°С, что соответствует температурной области, в которой наблюдается максимальное проявление эффекта сверхпластичности. Эти температуры соответствуют области выше точки начала фазового перехода $\alpha \rightarrow \beta$ на границе области β – фазы. Однако, ввиду того, что резистивный нагрев позволяет за очень короткое время достигать требуемых температур, то появляется возможность проводить испытания в условиях, когда равновесие в соотношении α и β фаз не достигается. В этой связи после достижения заданной температуры в течение 1 - 2 мин после начала резистивного нагрева без предварительной выдержки начинали испытание на разрыв.

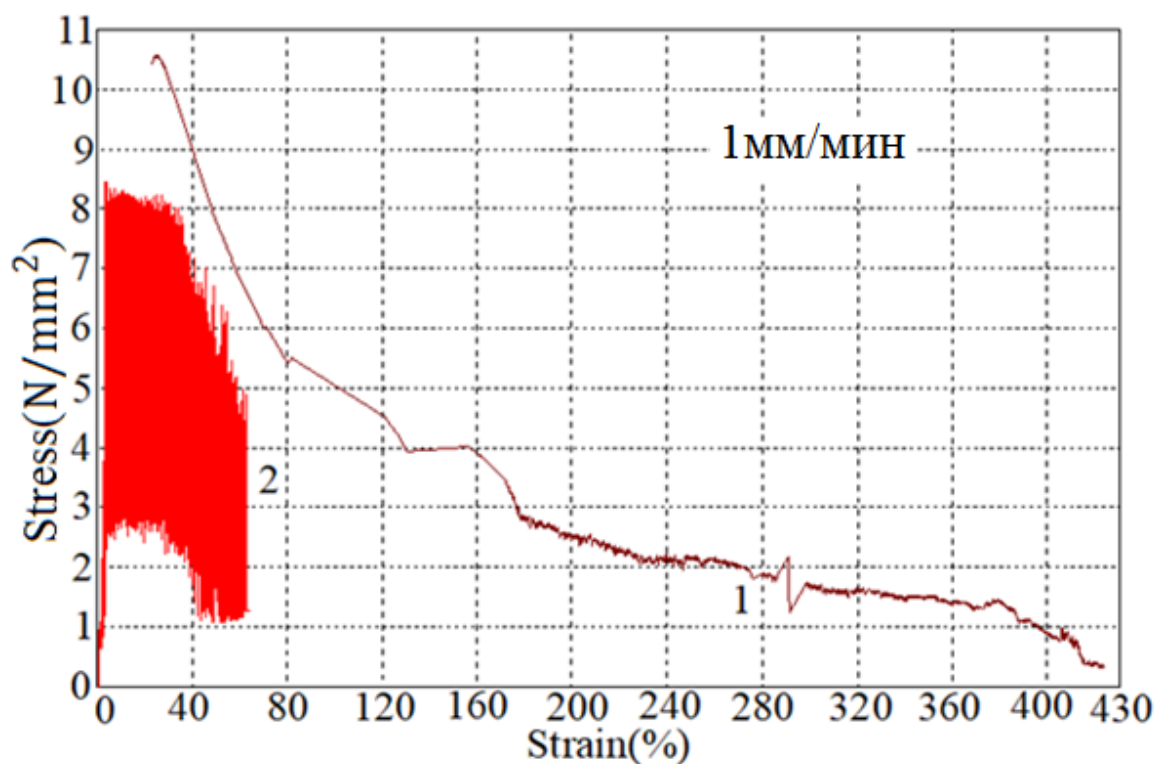
Проведенные испытания показали, что в условиях резистивного нагрева титановый сплав 27 не проявляет сверхпластичности. Максимальная степень деформации наблюдается при скорости разрыва 10 мм/мин и составляет 56,6%, в то время как при 1 мм/мин – 43,5%. Анализ кривых деформации свидетельствует, что пластичность до локализации деформации мало зависит от скорости растяжения и составляет 20-30% (рисунок 2.15), а напряжения течения закономерно понижаются с уменьшением скорости. После появления

зоны локальной деформации пластичность снижается с уменьшением скорости растяжения. Это объясняется тем, что образующаяся шейка имеет большее электрическое сопротивление и как следствие после ее появления интенсивность нагрева локализуется в ней. Поэтому при снижении скорости растяжения увеличивается градиент температуры между равномерно деформированным участком и шейкой и, как следствие, более интенсивно меняются прочностные характеристики; в результате происходит сокращение деформируемой области и соответственно пластичности образца в целом. Этот эффект усиливается с уменьшением диаметра шейки.

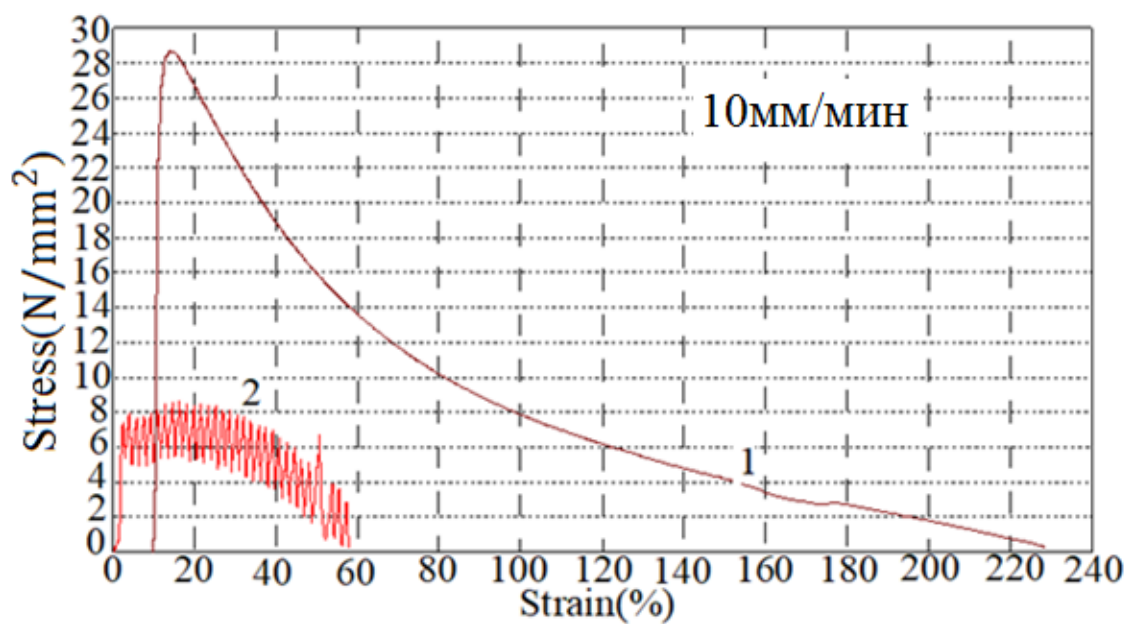
Сопоставление деформационных кривых сплава 27, полученных в условиях резистивного и обычного нагрева, показывают, что напряжения, возникающие при растяжении образца, разогреваемого электрическим током, существенно ниже в сравнении с деформируемым в условиях нагрева в печи сопротивления (рисунок 2.15 кривые 2). Разница между ними увеличивается с повышением скорости деформации. Так, среднее значение величины напряжений в области максимума на кривой деформации для образцов, деформированных в условиях резистивного нагрева при скорости 10, 1 и 0,1 мм/мин соответственно равно 7.2, 5.2 и 2.6 МПа. В то время как при нагреве в обычных условиях при этих скоростях пик на кривой деформации приходится на 28.5, 10.6, 4.35 МПа. При этом в случае испытаний в обычных условиях нагрева равномерная деформация происходит лишь до 6-7%.



а



б

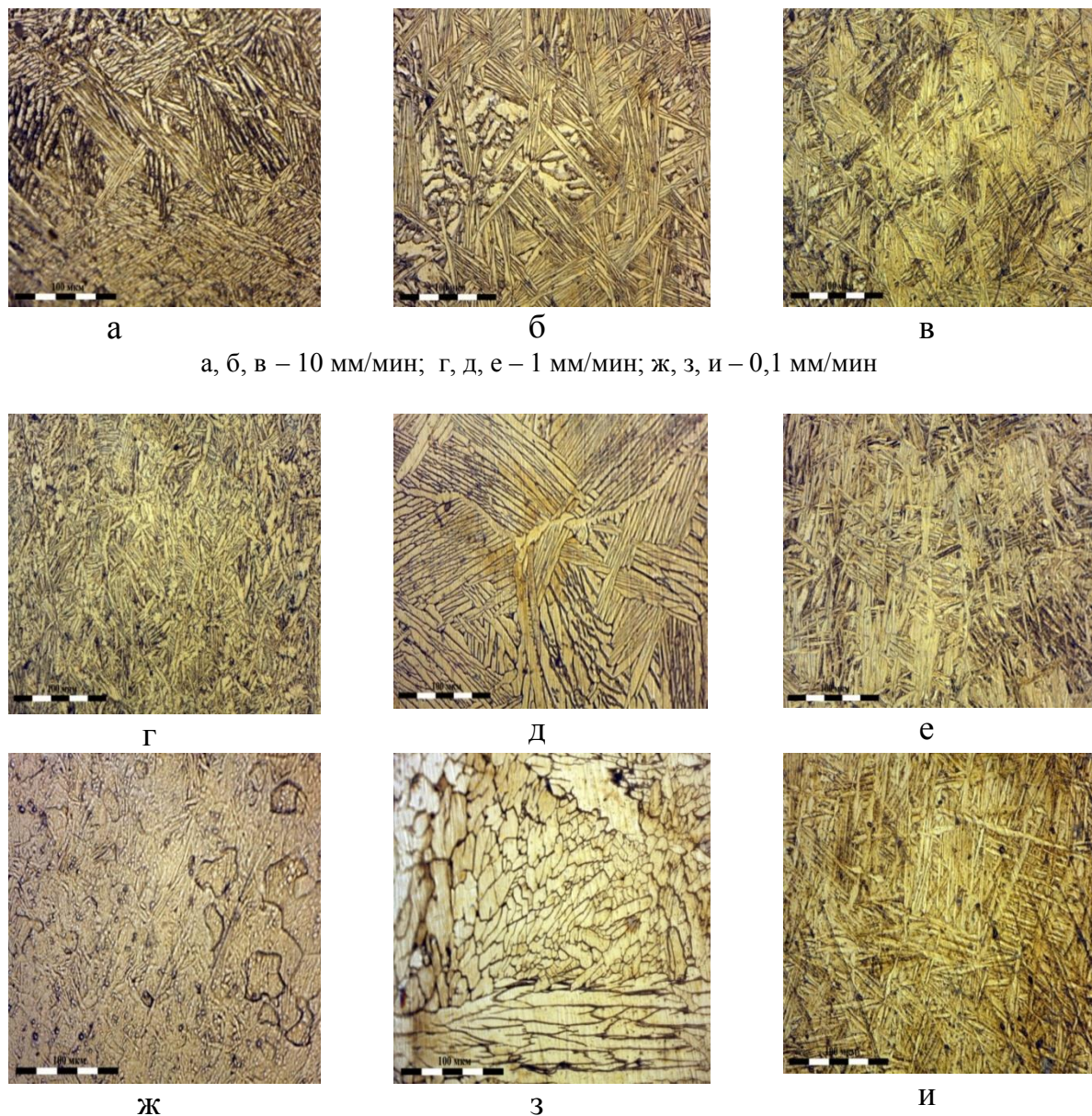


в

1 – обычный нагрев; 2 – резистивный нагрев

Рисунок 2.15 – Влияние электропластического эффекта на кривые деформации сплава 27, полученные в результате испытания на разрыв при 960°C со скоростью 0,1 мм/мин (а), 1 мм/мин (б), 10 мм/мин (в)

Поскольку микроструктура головок образцов сохранялась в исходном состоянии т.е. не подвергалась деформации и нагреву, это позволяло оценивать степень изменений структуры титанового сплава после испытаний. Проведенные исследования показали, что в зависимости от скорости растяжения структура образца в зоне испытания существенно меняется (рисунок 2.16). Так, в случае деформации со скоростью 10 мм/мин длительность нагрева при температуре фазового перехода составляла всего 2,5-3 мин, а охлаждения – доли минуты. Это привело к тому, что в зоне равномерной деформации сформировались участки с трансформированной структурой, свидетельствующие о начале зарождения β – фазы (рисунок 2.16 б).



а, г, ж – исходная структура; б, д, з – зона равномерной деформации;
в, е, и – зона локальной деформации

Рисунок 2.16 – Влияние скорости деформации на микроструктуру по сечению образца из сплава 27 после испытаний на разрыв в условиях резистивного нагрева при 960°C

В области локальной деформации образовалась структура мелкоигльчатого мартенсита (рисунок 2.16 в). Это свидетельствует о перегреве этой зоны и образовании β -фазы, которая претерпела распад при охлаждении образца после разрушения.

В случае разрыва со скоростями 1 и 0,1 мм/мин (рисунок 2.16 Д, З) микроструктура сплава 27 в зоне равномерной деформации представляет собой колонии пластин превращённой β -фазы, увеличивающихся с уменьшением скорости. Это свидетельствует, что за время нагрева и охлаждения в процессе испытания в результате полиморфного превращения образовалась и распалась β -фаза. Структура зоны локальной деформации характеризуется выделением более крупных игл мартенсита в сравнении с наблюдаемыми в образце, испытанном со скоростью 10 мм/мин. Эти данные указывают, что за время испытаний (22 мин) уже со скоростью 1 мм/мин в сплаве 27 в полной мере происходит полиморфное превращение с образованием β -фазы.

Таким образом, проведенные исследования влияния резистивного нагрева на процесс деформации титанового псевдо альфа сплава 27 показали, что в условиях этого способа нагрева сверхпластический эффект не развивается, что объясняется неравномерностью нагрева после развития локальной деформации ввиду различного сопротивления участков испытываемых образцов. Это приводит к тому, что не соблюдается принцип развития сверхпластичности, согласно которому протекание этого эффекта непосредственно зависит от локальной деформации с образованием «шейки» и ее скоростного упрочнения, что приводит к дальнейшему образованию новых шеек. Между тем, установлено, что использование резистивного нагрева существенно снижает напряжения деформации и увеличивает область равномерной деформации. Это делает данный метод нагрева очень перспективным при обработке давлением, в частности способом штамповки листового материала из титановых сплавов. Зеренная структура сплава 27, формирующаяся при деформации в условиях резистивного нагрева при сжатии претерпевает измельчение более существенное, нежели в условиях обычного нагрева, а в условиях растяжения практически не отличается, за исключением зоны шейки образцов, где ввиду высокой скорости охлаждения после разрушения образовался тонкоигльчатый мартенсит.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1 Установлено, что в условиях резистивного нагрева в титановых сплавах проявляется электропластический эффект.

2 Использование резистивного нагрева позволяет существенно снизить напряжения деформации и увеличить область равномерной деформации. Это делает данный метод нагрева перспективным при обработке давлением титановых сплавов.

3 При сравнительно малой энергоемкости электропластическая обработка материала позволяет в несколько раз снизить трудоемкость изготовления изделий сложной формы.

4 При температуре 880С наблюдается полиморфный переход из α -фазы в β -фазу, которая характеризуется высокой пластичностью.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

- 1 Троицкий О.А. Электромеханический эффект в металлах // Письма в ЖЭТФ. - 1969. – №10. – С. 18-22.
- 2 Троицкий О.А., Баранов Ю.В., Авраамов Ю.С., Шляпин А.Д. Физические основы и технологии обработки современных материалов, М-И I и II тома. - Ижевск: Изд-во РХД, АНО ИКИ.
- 3 Okazaki K., Kagawa M., Conrad H. Электромеханический эффект в металлах, Ser.Met. – 1978. - №12. – С.1063.
- 4 Троицкий О.А., Розно А.Г. Электропластическая деформация металла // Физика твердого тела . - 1970. – Т. 12. - №1. – С. 203-210.
- 5 Каганов М.И., Нацик В.Д., Электроны тормозят дислокацию.- "Природа". – 1976. - н'5, -С. 23-24; н'6, С.131-139.
- 6 Спицын В.И., Троицкий О.А., Электропластическая деформация металлов " Природа". - 1977. - К 2.1.3. Осипьян Ю., Савченко И. Письма в ЖЭТФ. - Вып.7. - н'4.
- 7 Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластический эффект в металлах // Научные обзоры. -1977.– С.11-13.
- 8 Троицкий О.А. Ультразвуковое электропластическое плющение металла // Вестник научно-технического развития. – М., Россия: Институт машиноведения им. Благонравова А.А. РАН, 2009. - №10 (26). - С.42-43.
- 9 Троицкий О.А, Стащенко В.И, Евсеев Ю.А, Кузнецов В.М, Петров В.М, Сурма А.М. Патент №2005127525, кл. В21В 1/100, Способ механической обработки давлением металлов и полупроводников с применением электропластического эффекта, -М.- 2007.
10. Миронов В.М., Миронов Д. В., Мазанко В. Ф., Герцрикен Д.С., Лопата Л. А., Бевз В. Влияние эффекта Троицкого на диффузионные процессы в деформируемых металлах при электроконтактном припекании. Известия Самарской государственной сельскохозяйственной академии №3 2013.
- 11 Отчет о научно-исследовательской работе по проекту «Разработка основ технологии производства полуфабрикатов и изделий из сплавов титана и алюминия с использованием эффекта сверхпластичности» по теме: «Исследование структуры и механических свойств сплавов титана в зависимости от состава и температуры деформации». – Алматы: АО «ЦНЗМО», 2012. - 92 с.
- 12 Белокопытов В.И., Константинов И.Л., Загиров Н.Н. Высокопроизводительные методы обработки металлов давлением. - Пермь, 2009. - 150 с.
- 13 Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. – М., 1985. - С.160.
- 14 Громов В.Е., Зуев Л.Б. Закономерности электростимулированной пластической деформации металлов и сплавов на разных структурных уровнях // Изв. Вузов «Физика». - 1996. - № 3.- С. 66-96.

15 Hans C., Nasser K. Effect of electric current pulses on the recrystallisation of copper // Scripta metallurgica.-1983. - М.17. - № 3.- P.411-415.

16 Бодяко М.Н., Астанчик С.А. Термокинетика рекристаллизации. Минск,1968. - С.251.

17 Пресняков А.А. Локализация пластической деформации. - Алма-Ата: Изд.-во «Наука», 1981. – 122 с.