

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РЕСПУБЛИКИ КАЗАХСТАН

Казахский национальный исследовательский технический университет

имени К.И. Сатпаева

Институт промышленной инженерии имени А. Буркитбаева

Кафедра «Инженерная физика»

Бахтыбаева Камилла Аликовна

Локализация деформации, локальная и равномерная пластичность при осадке и
растяжении

ДИПЛОМНАЯ РАБОТА

специальность 5В071000 – Материаловедение и технология новых материалов

Алматы 2019

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РЕСПУБЛИКИ
КАЗАХСТАН

Казахский национальный исследовательский технический университет
имени К.И. Сатпаева

Институт промышленной инженерии имени А. Буркитбаева

Кафедра инженерной физики

ДОПУЩЕН К ЗАЩИТЕ
Заведующий кафедрой ИФ
доктор PhD



Р.Р. Бейсенов
2019 г.

ДИПЛОМНАЯ РАБОТА

На тему: «Локализация деформации, локальная и равномерная пластичность
при осадке и растяжении»

по специальности 5В071000 – Материаловедение и технология новых
материалов

Выполнила

К.А. Бахтыбаева



Рецензент
доктор технических наук
Г. П. Метакса
«17» мая 2019 г.

Научный руководитель
к.т.н., сениор – лектор
А. С. Дегтярева
«16» 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

5B071000 - Материаловедение и технология новых материалов

УТВЕРЖДАЮ

Заведующий кафедрой ИФ
доктор ФФД



Е. Бейсенов
2019 г.

ЗАДАНИЕ

на выполнение дипломной работы

Обучающейся Бахтыбаевой Камилле Аликовне

Тема: Локализация деформации, локальная и равномерная пластичность при осадке и растяжении

Утверждена приказом ректора университета № 1252-б от «06» ноября 2018г.
Срок сдачи законченной работы «21» 05 2019 г.

Исходные данные к дипломной работе: Выбраны модельный сплав системы Al – Zn эвтектоидного состава, режимы его обработки и деформации, методы исследования.

Краткое содержание дипломной работы:

- а) Классические и современные модели развития пластической деформации;
- б) Локализация пластической деформации, метод построения истинных кривых течения сплавов при растяжении (сжатии);
- в) Определение основных характеристик деформационного процесса, структуры и свойств при статическом растяжении и одноосном сжатии (осадке) сплава Al-78% Zn.

Перечень графического материала (с точным указанием обязательных чертежей): 31 рисунок, 17 слайдов презентации работы.

Рекомендуемая основная литература:

1 Пресняков А.А. Локализация пластической деформации. Алма-Ата: Наука, 1981. 122 с.

2 Данилов В.И., Орлова Д.В., Зуев Л.Б., Болотина И.О. О локализации пластической деформации на стадии предразрушения и возможности прогнозирования места и времени вязкого разрыва. //Журнал технической физики, 2011, том 81, вып. 2. С. 51-57.

3 Структурные уровни пластической деформации и разрушения.

Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Данилов В.И. и др. Новосибирск: Наука. Сибирское отделение, 1990. 225 с.

ГРАФИК
подготовки дипломной работы

Наименование разделов, перечень разрабатываемых вопросов	Сроки представления научному руководителю и консультантам	Примечание
Подготовка литературного обзора по теме работы . формирование цели и задачи исследования	14.01.2019 15.02.2019	
Выбор объекта и методов исследования, подготовка эксперимента	18.02.2019 г. 28.02.2019 г.	
Проведение эксперимента, обработка полученных результатов, их анализ и оформление работы	01.03.2019 г. 30.04.2019 г.	

Подписи

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

Наименование разделов	Консультанты И.О.Ф. (уч.степень, звание)	Дата подписания	Подпись
			<i>Дегтярева</i>
Подготовка литературного обзора по теме работы . формирование цели и задачи исследования	А. С. Дегтярева	<i>20.05.2019</i>	<i>Дегтярева</i>
Выбор объекта и методов исследования, подготовка эксперимента	А. С. Дегтярева	<i>20.05.2019</i>	<i>Дегтярева</i>
Проведение эксперимента, обработка полученных результатов, их анализ и оформление работы	А. С. Дегтярева	<i>20.05.2019</i>	<i>Дегтярева</i>
Нормоконтролер	А. Б. Телешева	<i>Дегтярева</i>	<i>20.05.2019</i>

Научный руководитель

Дегтярева А. С. Дегтярева

Задание принял к исполнению обучающийся

Бахтыбаева К.А. Бахтыбаева

Дата

«21» 05 2019 г.

ОТЗЫВ

НАУЧНОГО РУКОВОДИТЕЛЯ

на дипломную работу Бахтыбаевой Камиллы Аликовны по специальности
5В 07.1000 – Материаловедение и технология новых материалов

Тема: Локализация деформации, локальная и равномерная
пластичность при осадке и растяжении

Дипломная работа Бахтыбаевой Камиллы Аликовны посвящена исследованию локализации пластической деформации, закономерностей развития локальной и равномерной пластичности при двух схемах напряженного состояния – статическом растяжении и осадке примерно с одинаковыми скоростями деформирования. Выбор данных схем нагружения обусловлен их принципиальным различием по отношению к разрушению (разрушающий и неразрушающий методы) и развитию локализации (стохастический характер и строго определенный). Методической основой работы являются представления о том, что пластическая деформация развивается через её локализацию на разных структурных уровнях твердых тел в виде микроскопической («бегающая шейка», «блуждающий очаг деформации») и макроскопической шейки. Объектом исследования выбран эвтектоид алюминий-цинк (22%:78%), который характеризуется большим разнообразием микроструктур и высокой пластичностью вплоть до сверхпластичности.

Постановка работы обусловлена следующими причинами:

- 1) на практике многие металлы и сплавы разрушаются не на стадии равномерной деформации, которая положена в основу инженерных расчетов прочности, а на стадии локальной деформации;
- 2) не существует однозначного соответствия между прочностью и пластичностью твердых тел на графических зависимостях этих характеристик от положения элементов в Периодической системе Д.И. Менделеева.

Эти факторы указывают на то, что при расчетах прочности не учитывается какой-то важный параметр деформационного процесса. Таким фактором может быть способность металлических материалов к развитию локальной деформации. В работе в качестве критерия локальной пластичности используется коэффициент локализации деформации.

Проведенные эксперименты и их обработка позволили получить следующие результаты:

- процесс пластической деформации при растяжении сопровождается немонотонным и осциллирующим характером изменения истинных напряжений и скоростей течения, соответственно;

РЕЦЕНЗИЯ
на дипломную работу

Бахтыбаевой Камиллы Аликовны
специальность 5В071000 – Материаловедение и технология новых
материалов

На тему: Локализация деформации, локальная и равномерная
пластичность при осадке и растяжении

Выполнено:

- а) графическая часть содержит 31 рисунок;
- б) работа изложена на 65 страницах машинописного текста;
- в) список используемой литературы состоит из 57 наименований.

ЗАМЕЧАНИЯ К РАБОТЕ

1. Некоторые методы исследования описаны очень подробно, что не совсем целесообразно.
2. При металлографических исследованиях не указан масштаб изображения микроструктур.

Оценка работы

Рецензируемая работа по структуре (Введение, Теоретическая, Методическая и Экспериментальная части, Заключение, список используемой литературы), соответствует требованиям, предъявляемым к выпускным работам бакалавриата.

Введение содержит следующую информацию по дипломной работе: 1) актуальность постановки работы; 2) методическую основу работы, представленную построением кривых истинных напряжений течения и расчетом коэффициента локализации деформации; 3) характеристику объекта исследования, методов термической обработки и способов деформации; 4) цель и задачу работы.

В Теоретической части изложены классические и современные модели пластической деформации, основанные на теории дислокаций и локализации на разных иерархических уровнях развития деформационного процесса, соответственно.

Методическая глава посвящена общей характеристике объекта и методов исследования, а также режимам термической обработки и схемам напряженного состояния (растяжение и сжатие).

В Экспериментальной части приведены результаты по изменению истинных напряжений течения, коэффициента локализации, диаметра образцов, величине микротвердости и контактной разности потенциалов в области равномерной и локальной деформации. Показано, что состояние,

структура и свойства опытного сплава в области локальной и равномерной деформации принципиально отличаются между собой. Важным достижением работы является тот факт, что величина равномерной деформации в пределах статистического разброса данных не зависит от предварительной термической обработки сплава и температуры растяжения. При осадке обнаружено запаздывание изменения размеров образца от времени, что возможно при протекании в материале структурных или фазовых изменений.

В заключении работы на основе полученных результатов делается вывод о том, что коэффициент локализации деформации является универсальным критерием, характеризующим деформационный процесс по величине равномерной (КЛД=1) и локальной деформации (чем она протяженнее), тем выше его значения, тем позже по времени наступает разрушение.

Считаю, что по объему экспериментального материала, его обработке, анализу и сделанным выводам дипломная работа Бахтыбаевой Камиллы Аликовны «Локализация деформации, локальная и равномерная пластичность при осадке и растяжении» может быть оценена на отлично (92%).

Рецензент

Д.т.н. ГИС Института горного дела
им. Д.А. Кунаева

 Г.П. Метакса

(подпись)

«17»  2019 г.

АННОТАЦИЯ

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: Пластическая деформация, равномерная и локальная пластичность, коэффициент локализации деформации, статическое растяжение и осадка, кривые истинных напряжений течения.

Проанализированы и обобщены результаты публикаций по классическим, основанным на теории дислокаций, и современным моделям прочности и пластичности с позиций различных иерархических уровней локализации пластической деформации. Методологической основой работы являются представления о том, что пластическая деформация имеет волновую природу и реализуется через локализацию, на всех этапах деформационного процесса по механизму «бегающая шейка».

Эксперименты выполнены на сплаве эвтектоидного состава системы алюминий-цинк в режиме статического растяжения и одноосного сжатия. На примере эвтектоида алюминий-цинк показано, что критерием способности конструкционных материалов к локальной пластичности и сопротивлению разрушению при наличии макроскопической шейки является коэффициент локализации деформации. Его величина характеризует разницу между реальной пластичностью и теоретически возможной при развитии только равномерного формоизменения, когда он равен единице.

Установлено, что равномерная деформация в пределах статистического разброса данных не зависит от исходного состояния сплава и температуры деформирования и является практически постоянной величиной. Методами металлографического анализа, измерения микротвердости и контактной разности потенциалов показано, что наиболее сильные изменения микроструктуры и свойств сплава происходят в зоне локальной деформации.

Показано, что способность материалов к локальной деформации обеспечивает образование диффузной, не резко выраженной шейки, повышает ресурс пластичности и увеличивает длительность деформационного процесса.

ABSTRACT

KEYWORDS: Plastic deformation, uniform and local plasticity, coefficient of deformation localization, static tension and sediment, curves of true stresses of the flow.

The results of publications on classical, based on the theory of dislocations, and modern models of strength and plasticity from the positions of different hierarchical levels of localization of plastic deformation are analyzed and generalized. The methodological basis of the work is the idea that plastic deformation has a wave nature and is realized through localization at all stages of the deformation process by the mechanism of "running neck".

The experiments were performed on an alloy of eutectoid composition of the aluminum-zinc system in the mode of static stretching and uniaxial compression. On the example of aluminum-zinc eutectoid it is shown that the criterion of the ability of structural materials to local plasticity and fracture resistance in the presence of macroscopic neck is the coefficient of deformation localization. Its value characterizes the difference between the real plasticity and theoretically possible with the development of only uniform shaping, when it is equal to one.

It is established that the uniform deformation within the statistical data spread does not depend on the initial state of the alloy and the deformation temperature and is almost constant. Methods of metallographic analysis, measurement of microhardness and contact potential difference show that the strongest changes in the microstructure and properties of the alloy occur in the area of local deformation. It is shown that the ability of materials to local deformation provides the formation of a diffuse, not pronounced neck, increases the life of plasticity and increases the duration of the deformation process.

СОДЕРЖАНИЕ

	ВВЕДЕНИЕ	9
1	Теоретическая часть	11
1.1	Феноменологические модели развития пластической деформации	11
1.2	Дислокации и дислокационные модели пластической деформации	14
1.2.1	Виды дислокаций и их геометрия	16
1.2.2	Механизмы перемещения дислокаций при пластической деформации	18
1.3	Локализация и модели пластической модернизации	22
1.3.1	Иерархия масштабных уровней локализованного сдвига	22
1.3.2	Локализация пластического течения и деформационные превращения в твердых телах	26
2	Методическая часть	28
2.1	Выбор материала, методы исследования и оборудование	28
2.2	Режимы предварительной термической обработки и нагружения	28
2.3	Оценка пластичности при растяжении и осадке	30
2.4	Метод построения истинных кривых течения сплавов при растяжении (сжатии)	31
2.5	Металлографический анализ	34
2.6	Микротвердость материалов	34
2.7	Метод измерения термоэлектродвижущей силы (термоЭДС)	35
2.7.1	Работа выхода электрона	36
3	Экспериментальная часть	38
3.1	Определение основных характеристик деформационного процесса при статическом растяжении сплава Al-78%Zn	39
3.2	Определение основных характеристик деформационного процесса сплава Al-78%Zn при одноосном сжатии (осадке)	43
3.3	Процессы структурообразования и изменение свойств сплава	46
3.3.1	Влияние деформации осадкой на величину термоЭДС (контактную разность потенциалов – КРП)	48
	ЗАКЛЮЧЕНИЕ	50
	СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ	52
	ПРИЛОЖЕНИЕ	55

ВВЕДЕНИЕ

1 Актуальность темы

Анализ причин преждевременного разрушения машин и механизмов показывает, что разрушение происходит при достаточном запасе прочности, рассчитанной с позиций максимальных напряжений и равномерной деформации. Данного рода ситуации возможны в том случае, если при их проектировании не были учтены особенности поведения материалов в рабочем состоянии. В качестве одного из таких неучтенных факторов может быть склонность материалов к развитию локальной пластичности, которая наряду с равномерной является составной частью деформационного процесса.

Это предположение основано на том факте, что большинство металлов и сплавов разрушаются не на стадии равномерной деформации при максимальной нагрузке, а при развитой локальной деформации. При этом часто она по относительному удлинению много больше, т.е. продолжается дольше, чем равномерная. На этом основании можно предположить, что определяющим фактором способности конструкционных материалов сопротивляться разрушению является именно величина локальной деформации до разрыва стандартного образца как объекта приложения силы.

В этой связи поиск альтернативных критериев оценки прочности материалов с учетом локальной деформации является актуальным и имеет большое значение для прогнозирования их работоспособности и надежности при эксплуатации. В качестве такого критерия может служить коэффициент локализации деформации, который характеризует склонность металлов и сплавов к развитию локальной пластичности.

2 Научная и практическая значимость

Научная значимость состоит в исследовании влияния разных факторов на развитие равномерной и локальной пластичности и их роли в деформационном процессе металлов и сплавов.

Практическая значимость состоит в возможности прогнозирования способности материалов к локальной пластичности и сопротивления разрушению по величине коэффициента локализации деформации.

3 Цели и задачи исследования

Цель работы заключается в оценке влияния равномерной и локальной деформации на сопротивление разрушению алюминиево-цинкового сплава при растяжении и осадке.

Задача работы состоит в исследовании закономерностей развития основных параметров деформационного процесса в условиях свободной и принудительной локализации пластической деформации.

4 Методическая основа работы

Методической основой работы являются:

- 4.1 синхронная регистрация формы образца и усилий деформирования;
- 4.2 расчет кинограмм растяжения и осадки;

4.3 метод построения истинных напряжений и скоростей течения при комнатной и повышенных температурах;

4.4 вычисление коэффициента локализации деформации.

5 Методы исследования:

5.1 Статическое растяжение (испытательная машина 1246P-2/2300-1).

5.2 Одноосное сжатие (гидравлический пресс ПГ-200/13).

5.3 Металлографический анализ (микроскоп Neophot-21).

5.4 Измерение микротвердости (ПМТ-3).

5.5 Контактная разность потенциалов (собственная установка).

6 Информационная база работы (материалы и место проведения)

В качестве объекта исследования использован сплав системы Al-Zn эвтектоидного состава, обладающей высокой пластичностью до 100% и выше.

Дипломная работа выполнена на кафедре «Инженерная физика» Института промышленной инженерии им. А. Буркитбаева (литературный обзор, деформация в режиме осадки) и испытательной лаборатории конструкционных материалов «VTV» (г. Алматы, деформация растяжением, контактная разность потенциалов, металлографический анализ, измерение микротвердости).

7. Основные результаты

7.1 Подготовлен литературный обзор по классическим и современным моделям пластической деформации.

7.2 Испытаны стандартные цилиндрические образцы в различных исходных состояниях в режимах статического растяжения и сжатия при комнатной и повышенных температурах.

7.3 Рассчитаны кинограммы растяжения и сжатия, построены кривые истинных напряжений и скоростей течения сплава при разных схемах напряженного состояния, вычислен коэффициент локализации деформации.

7.4 Приготовлены продольные шлифы разорванных образцов, и проведен металлографический анализ в области равномерной и локальной деформации.

7.5. Измерена контактная разность потенциалов в режиме непрерывного нагрева образцов, находящихся в разных исходных состояниях.

1 Теоретическая часть

Пластичность и прочность являются основными механическими свойствами твердых тел и структурно-зависимыми величинами. Это означает, что они зависят не только от химического состава, но и других факторов, которые подразделяются на внутренние и внешние. Внутренние факторы характеризуют собственно материал. К ним относятся – фазовый состав, структура (кристаллическая и зеренная), форма и размер зерна, состояние (деформированное, отожженное, закаленное, отпущенное, состаренное), дефектность и др. Внешние факторы характеризуют условия эксплуатации материала (температура и скорость нагружения, схема напряженного состояния, окружающая среда и др.). Зависимость механических свойств от такого большого количества величин (параметров) усложняет аналитическое описание характера их изменения. Для этого используются статистические методы обработки, например, метод Гаусса, пригодный для случайных величин.

Отличие между этими свойствами состоит в том, что прочность относится к эксплуатационным, а пластичность к технологическим свойствам. Пластичность играет основную роль при обработке металлов давлением, при проведении термомеханической обработки и при оценке сопротивления материалов разрушению. При этом в качестве критерия во всех случаях принимается способность материалов к большим равномерным деформациям. Локальная деформация в виде местного утонения с позиций классических теорий прочности рассматривается как начало разрушения.

Исследование закономерностей развития пластичности и пластической деформации ведется по трем основным направлениям: 1) через теоретическое описание и получение аналитических зависимостей; 2) посредством дислокационных моделей; 3) через реализацию локализации деформации.

1.1 Феноменологические модели развития пластической деформации

Значительная часть работ по аналитическому описанию закономерностей взаимосвязи между прочностью и пластичностью относится к додислокационному периоду строения твердых тел, которые рассматривались с позиций механики сплошных сред [1-13]. Объектом приложения силы является идеальное твердое тело в виде непрерывного континуума с периодическим изменением внутренней энергии и межатомных связей. В работе [13] проведено обобщение существующих математических моделей и рассмотрены основные принципы и решения задачи о взаимосвязи между прочностью и пластической деформацией твердых тел.

К основным параметрам деформационного процесса относятся величины действующих напряжений и деформаций – $\sigma=f[(\delta(\epsilon))]$. Как правило, такие зависимости определяются, исходя из расчета межатомных взаимодействий или эмпирическим путем по результатам механических испытаний.

Первые аналитические уравнения кривых течения предложены Людвигом [1] и Холломоном [2]:

$$\sigma = \sigma_0 + k_1 \varepsilon^{n_1} \quad (1.1)$$

$$\sigma = k_2 \varepsilon^{n_2} \quad (1.2)$$

где σ и ε – истинные напряжения течения и деформации, МПа;
 $\sigma_0, k_1, k_2, n_1, n_2$ – постоянные.

Принципиально они мало отличаются друг от друга и описываются степенными функциями, которые содержат ряд постоянных величин, которые зависят от природы материала и условий испытания.

По мнению авторов [1, 2], иногда эти выражения описываются параболическими зависимостями с показателем степени, равным $\frac{1}{2}$:

$$\sigma = \sigma_n + n \varepsilon^{\frac{1}{2}} \quad (1.3)$$

где σ_n и n – постоянные.

Все эти уравнения в большей или меньшей степени отражают реальный деформационный процесс, но не одно из них не является универсальным. В каждом конкретном случае в зависимости от природы материалов и условий нагружения, одно из них становится наиболее приемлемым. Основные трудности при аналитическом описании связаны с непостоянством степенных коэффициентов в разных участках кривых течения $\sigma = f(\varepsilon)$. Такая ситуация может быть связана с изменениями, которые происходят с материалом на разных стадиях деформации.

С точки зрения автора работы [5], показатель n при деформации изменяется монотонно в сторону понижения первоначальных значений, в других работах [6], показано, что упрочнение имеет три стадии и более. При этом возможно развитие деформационного процесса с переменным упрочнением и разупрочнением или осциллирующим чередованием процессов «упрочнения → разупрочнение». В работах [3, 7, 8] отмечается, что тот или иной характер зависимости связан с изменением состояния материала и со структурными превращениями, сопровождающими пластическую деформацию.

В работах [9,10, 12] отмечалось, что степенной закон упрочнения в целом носит приближенный характер, особенно в области малых и больших деформаций. Наиболее приемлем он для описания процесса в интервале средних деформаций за порогом текучести. Для больших деформаций предлагается описывать изменение сопротивления металлов и сплавов деформации полиномами различных степеней. Практически они являются модифицированными выражениями Людвига [14]:

$$\sigma = k[z_1 + (1 - z_1)z] \quad (1.4)$$

где z -сужение поперечного сечения;
 k, z_1, m – постоянные.

В общем виде напряжения течения с учетом последовательности процессов фазовых и структурных изменений при пластической деформации автором [14] предлагается описывать следующими уравнениями:

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_T^a + \sigma^1(\varepsilon) + \sigma_M^n(\varepsilon_1) \quad (1.5)$$

где σ_T^a – предел текучести испытывавшего фазовый наклеп аустенита, МПа;
 $\sigma^1(\varepsilon)$ – сопротивляемость пластическому течению вследствие развития мартенситного превращения, МПа;
 $\sigma_M^n(\varepsilon_1)$ – сопротивляемость пластическому деформированию смеси мартенсита деформации и мартенсита охлаждения; $0,2\% < \varepsilon \leq \varepsilon_0$; $\varepsilon \leq \varepsilon_0 \leq \varepsilon^1$;
 ε_0 – величина пластической деформации, при которой завершается распад аустенита.

Все приведенные аналитические зависимости только в первом приближении описывают реальный деформационный процесс и дают полуколичественную оценку его прочностных и пластических характеристик. Получение более точного математического описания зависимости «напряжение-деформация», в котором учитываются изменения в самом материале, пока находится в дальней перспективе.

Для описания процесса пластического течения с учетом динамического разупрочнения как результата развития динамического возврата и рекристаллизации авторами работы [15] была предложена следующая зависимость:

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_0 + D\varepsilon \exp\left(-\frac{A_1}{U\varepsilon}\right) - (\sigma_0 - \sigma_y) \left[1 - \exp\left(-\frac{A_2}{U\varepsilon}\right)\right], \quad (1.6)$$

где σ_0 – экстраполированный предел текучести, МПа;
 D – модуль начального упрочнения;
 A_1 – скорость разупрочнения при динамическом возврате;
 A_2 – скорость разупрочнения материала при рекристаллизации.

По данным работы [16], на стадии больших деформаций зависимость $\sigma = f(\varepsilon)$ будет еще более сложной, так как необходимо учитывать фактор не только деформационной, но и скоростной чувствительности материала, что особенно важно при высокотемпературных исследованиях. Уже небольшие отклонения скорости деформации в отдельных объемах материала от заданной скорости

нагрузки могут привести к развитию локализации деформации. Степень реализации этого процесса будет зависеть от показателя скоростной чувствительности напряжений течения. Общеизвестное эмпирическое уравнение состояния материала, учитывающее влияние скорости, имеет вид:

$$\sigma(\varepsilon) = \text{const } \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m, \quad (1.7)$$

где $\dot{\varepsilon}$ – скорость;

m – скоростная чувствительность.

Сложность использования данной аналитической зависимости состоит в том, что оба показателя ($\varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m$) деформационного упрочнения и скоростной чувствительности не постоянные величины изменяются сложным образом в ходе деформационного процесса. Это связано с изменением структуры в процессе пластического течения, т.е. имеет место высокая чувствительность показателя m не только к структурным изменениям в материале, но и появлению локальной деформации. Поэтому для достоверного описания закономерностей пластической деформации необходимо последовательно проследить причины возникновения локализации, этапы ее развития и связь со структурой и температурно-скоростными условиями нагружения.

Основные выводы по разделу 1.1

1) Показано, что ни одна из существующих аналитических зависимостей между напряжениями и деформациями не описывает развитие деформационного процесса.

2) Установлено, что под действием пластической деформации происходит изменение исходного состояния материала, что отражается на изменениях величины степенных показателей в аналитических зависимостях $\sigma=f[(\delta(\varepsilon))]$.

3) Сформированы представления о том, что для объективного описания деформационного процесса необходимо учитывать изменения деформационного упрочнения на разных стадиях деформирования, скоростную зависимость напряжений течения и развитие наряду с равномерной деформацией деформацию локальную в виде местного утонения.

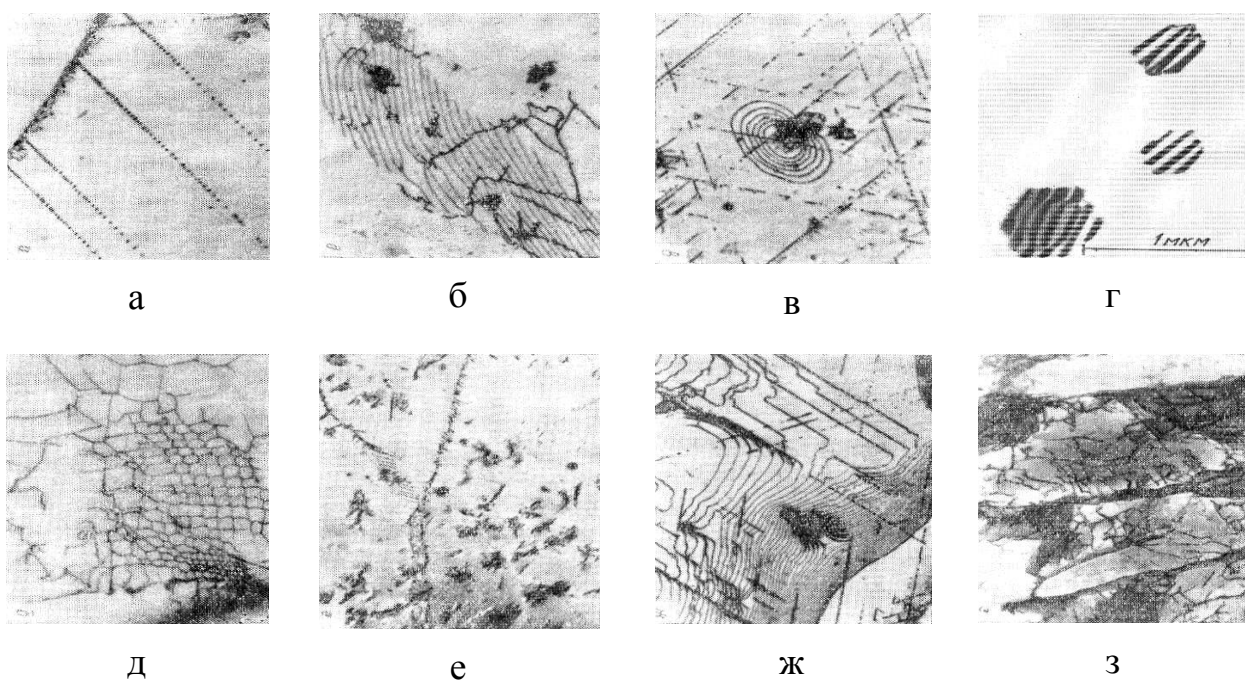
1.2 Дислокации и дислокационные модели пластической деформации

Дислокации относятся к линейным дефектам кристаллической решетки и были гипотетически введены в физику кристаллов Орована, Поляни и Тэйлором в 1934 г. для объяснения несоответствия между наблюдаемой и теоретической прочностью. Позже, примерно в 50-тых годах XX века, с открытием электронного микроскопа их существование было подтверждено экспериментально [17, 18], что послужило толчком для начала развития дислокационных моделей прочности и пластичности металлических материалов. По-прежнему одним из наиболее наглядных методов их

обнаружения является электронно-микроскопический анализ.

Примерно с 60-тых годов двадцатого века, начинаются интенсивные исследования дислокаций как в области теоретического, так и практического материаловедения и физики металлов [19-26]. В результате исследований накопилось большое количество экспериментальных и расчетных данных свидетельствующих о том, что дислокации оказывают большое влияние на развитие структурных и фазовых превращений, процессы кристаллизации, прочность и пластичность металлов и сплавов. Особенно сильное влияние дислокации оказали на понимание атомных перемещений в кристаллах и развитие пластической деформации [26].

На рисунке 1.1 а-з представлены электронно-микроскопические снимки различных типов дислокационных структур, выявленные специальными методами, представляющие собой следы выхода их на поверхность шлифа. Так как граница зерна является барьером (препятствием) для движения дислокаций, то их плотность здесь будет гораздо выше (рисунок 1.1а). Из-за неравномерности их распределения по объему материала формируются дислокационные структуры или скопления (рисунок 1.1 б, ж, е). Напряжения, концентрируясь у различных включений, порождают (генерируют) дислокации (рисунок 1.1в) или образуют петли дислокаций с расположенными в них дефектами упаковки (рисунок 1.1г). Часто дислокации образуют сетки, точнее ячеистую структуру (рисунок 1.1 д, з).



а – концентрация дислокаций у границы зерна, б, ж, е – разновидности дислокационных структур, в – генерация дислокаций включениями фаз, г – дислокационные петли, д, з – ячеистая структура

Рисунок 1.1 – Разновидности дислокационных структур [27]

В результате исследований накопилось большое количество экспериментальных и расчетных данных свидетельствующих о том, что дислокации оказывают большое влияние на развитие структурных и фазовых превращений, процессы кристаллизации, прочность и пластичность металлов и сплавов. Особенно сильное влияние дислокации оказали на понимание атомных перемещений в кристаллах и развитие пластической деформации [10].

1.2.1 Виды дислокаций и их геометрия

В работах [17-25] выделено два основных вида дислокаций, получивших название – краевая и винтовая дислокации (рисунок 1.2 и 1.3).

Краевая дислокация. Существует два способа схематического изображения краевой дислокации, в основе которых лежит сдвиг атомных плоскостей (рисунок 1.2 а и б). На рисунке 1.2а показан параллелепипед, верхняя часть которого сдвинута относительно нижней на одно межатомное расстояние. При этом сдвиг охватил не всю плоскость скольжения от правой грани параллелепипеда до левой, а лишь часть плоскости скольжения. ABCD – участок плоскости скольжения, в котором произошел сдвиг; АВ - граница этого участка, собственно она определяет линию краевой дислокации. «Лишнюю», или неполную атомную плоскость ABCD называют экстраплоскостью.

Второй способ появления экстраплоскости: мысленно расщепить кристалл по вертикали сверху вниз до половины высоты и вставить в него сверху лишний атомный слой. Лишний атомный слой (экстраплоскость) действует как клин, изгибая решетку вокруг своего нижнего края внутри кристалла (рисунок 1.3). Вблизи края экстраплоскости внутри кристалла решетка сильно искажена. Выше края экстраплоскости межатомные расстояния меньше равновесных, а ниже края - больше. Атом на самой кромке экстраплоскости имеет меньше соседей, чем атом внутри совершенной решетки. Таким образом, вдоль края экстраплоскости располагается область с несовершенной решеткой.

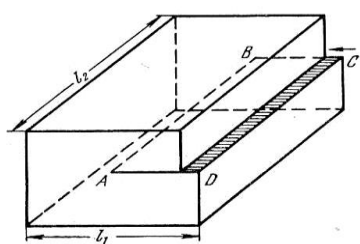


Рисунок 1.2 – Краевая дислокация АВ. Стрелка – вектор сдвига [25]

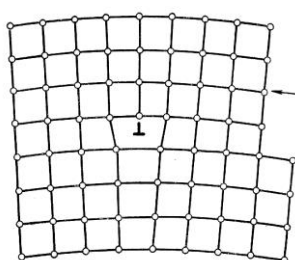


Рисунок 1.3 – Краевая дислокация: стрелка – вектор сдвига [25]

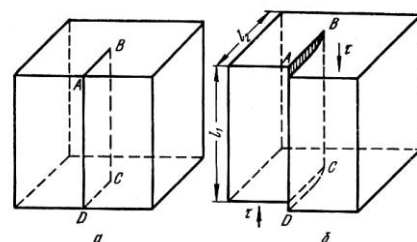


Рисунок 1.5 – Сдвиг, создавший винтовую дислокацию [25]

Область несовершенства кристалла вокруг края экстраплоскости и есть краевая дислокация, которая по своим геометрическим параметрам относится к

линейным дефектам. Согласно [25], краевой дислокацией называется линейное несовершенство, образующее внутри кристалла границу зоны сдвига. Эта граница отделяет ту часть плоскости скольжения, где сдвиг уже прошел, от той части, где он еще не начинался. В макроскопическом масштабе такая граница зоны сдвига внутри кристалла является геометрической линией (АВ на рисунке 1.2), а при микроскопическом рассмотрении – областью несовершенства решетки (рисунок 1.3).

Винтовая дислокация. Понятие о винтовой дислокации в физику твердого тела ввел в 1939 г. Бюргерс. Винтовая дислокация получается следующим образом: в кристалле проводится надрез по плоскости ABCD (рисунок 1.4а) и сдвигается правая (передняя) часть кристалла вниз на один период решетки (рисунок 1.4б). Образовавшаяся при таком сдвиге ступенька на верхней грани не проходит через всю ширину кристалла, а оканчивается в точке В (рисунок 1.5).

Если до сдвига кристалл состоял из параллельных горизонтальных атомных слоев, то после несквозного сдвига по плоскости ABCD он превратился в одну атомную плоскость, закрученную в виде геликоида – винтовой лестницы (рисунок 1.6). На рисунке 1.7 показано расположение атомов в двух, вертикальных плоскостях, проходящих непосредственно по обе стороны от плоскости сдвига ABCD.

Атомы, обозначенные черными кружками, находятся под плоскостью чертежа, а обозначенные светлыми кружками – над ней. Стрелка, направленная сверху вниз, обозначает сдвигающие напряжения, приложенные к той части кристалла, которая находится над плоскостью чертежа, а стрелка, направленная снизу вверх, обозначает сдвигающие напряжения, приложенные к той части кристалла, которая находится под плоскостью чертежа.

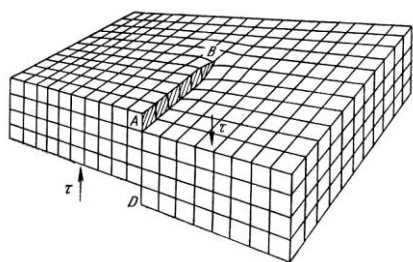


Рисунок 1.6 – Кристалл с винтовой дислокацией в виде геликоида [25]

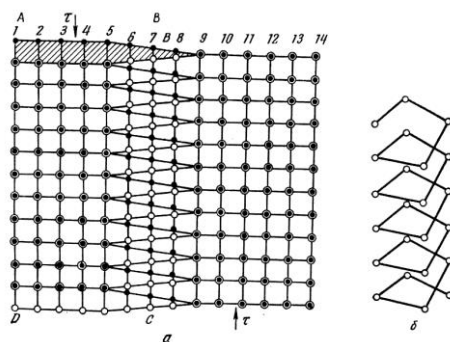


Рисунок 1.7 – Расположение атомов в области винтовой дислокации [25]

Как и в случае краевой дислокации, точное расположение атомов в ядре винтовой дислокации неизвестно. Схематично можно себе представить, что оно близко к расположению их по винтовой линии (рисунок 1.7). Дислокация, как и резьба винта, может быть правой или левой. Правую дислокацию нельзя превратить в левую простым переворачиванием кристалла (рисунка), как это можно было сделать для превращения положительной краевой дислокации в отрицательную. Правая дислокация превращается в левую (и наоборот) только

зеркальным отражением.

Автором [25] выделено два основных отличия между обоими типами дислокаций:

- 1) краевая дислокация всегда перпендикулярна вектору сдвига, а винтовая дислокация параллельна вектору сдвига;
- 2) краевая дислокация в определенной кристаллографической плоскости может быть образована сдвигом только по этой плоскости, а винтовая дислокация – при сдвиге по любой кристаллографической плоскости, содержащей линию дислокации.

1.2.2 Механизмы перемещения дислокаций при пластической деформации

Теоретически и экспериментально [19-25] установлено, что изменение формы кристалла при пластической деформации можно объяснить сдвиговым процессом. По аналогии со сдвигом карт в колоде или монет в стопке, когда направленное смещение каждой карты или монеты по отношению к соседней вызывает изменение формы и размеров всей колоды или стопки (рисунок 1.8). Происходит направленное скольжение одних тонких слоев кристалла по отношению к другим. Это скольжение отчетливо проявляется на полированной поверхности кристалла в виде линий или полос сдвига – линии Людерса (рисунок 1.9).

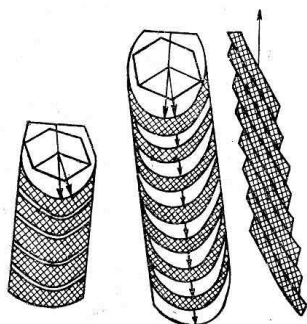


Рисунок 1.8 – Схема деформации скольжения монокристаллов с г. п. у. решеткой [25]

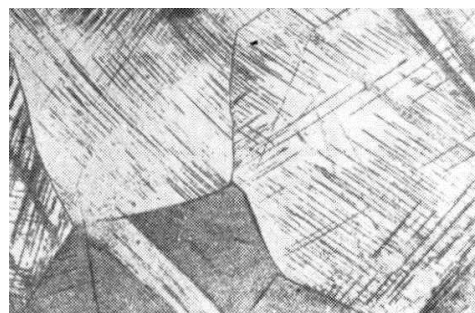


Рисунок 1.9 – Полосы скольжения в поликристаллических материалах [25]

На рисунке 1.10 приведена схема, которая использована в работе [25] для иллюстрации атомного механизма перемещения краевой дислокации при сдвиге на одно межатомное расстояние. В исходном состоянии положение атомов обозначено светлыми кружками, а в конечном – черными. Чтобы дислокация из исходного положения 1 переместилась в соседнее положение 14, нет необходимости сдвигать всю верхнюю половину кристалла на одно межатомное расстояние.

Согласно [25], под действием касательных напряжений дислокация

перемещается в плоскости скольжения ММ путем указанных выше перемещений атомов. Такое движение ее называется скольжением или консервативным движением. На рисунке 1.10 показана краевая дислокация внутри кристалла и ступенька на его правой боковой грани, образовавшаяся в результате сдвига справа налево верхней части кристалла относительно нижней, причем зафиксирован момент, когда сдвиг еще не произошел в потенциальной плоскости скольжения левее дислокации. Если дислокация будет скользить справа налево, то сдвиг будет охватывать все большую часть плоскости скольжения. Когда дислокация выйдет на левую боковую грань кристалла, здесь образуется ступенька.

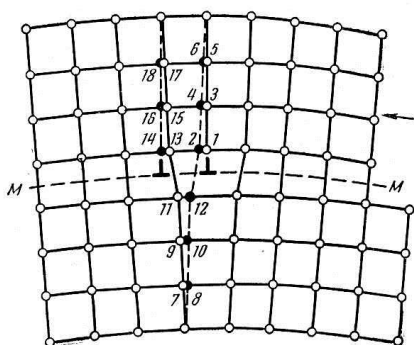


Рисунок 1.10 – Смещения атомов при скольжении краевой дислокации справа налево на одно межатомное расстояние. Атомы в новых положениях находятся на пунктирных линиях [25]

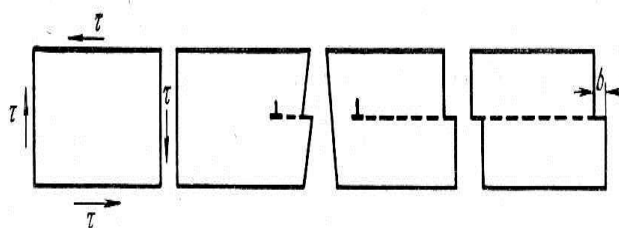


Рисунок 1.11 Смещение верхней части кристалла относительно нижней при пробеге краевой дислокации [25]

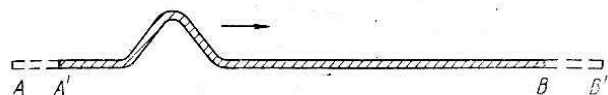


Рисунок 1.12 – Перемещение ковра из положения АВ в положение А'В' в результате продвижения складки [25]

На рисунке 1.11 показаны разные положения дислокации при ее скольжении [25]. Пунктиром отмечена часть кристаллографической плоскости, в которой уже произошел сдвиг на одно межатомное расстояние. При этом, развитие сдвига в кристалле при скольжении в нем краевой дислокации аналогично перемещению ковра (рисунок 1.12). Ковер из положения АВ можно переместить в положение А'В', протаскивая его по полу как единое целое. Точно такой же конечный результат дает продвижение складки от одного края ковра до другого, но в этом случае в каждый момент времени требуется затрачивать меньшее усилие, чем при протаскивании по полу целиком всего ковра.

Кроме скольжения краевые дислокации могут перемещаться по механизму «переползания» [25]. В отличие от скольжения, когда дислокации перемещаются только в одной плоскости, они могут переходить в другие плоскости за счет движения по нормали к первоначальной плоскости скольжения (рисунок 1.13). Для этого необходимо, чтобы цепочка атомов на самой кромке экстраплоскости отделилась от неё и ушла вглубь кристалла. Такое «растворение» кромки экстраплоскости (положительное переползание)

является диффузионным процессом, при котором возможны два варианта:

1) при подходе вакансий к краевой дислокации атомы с кромки экстраплоскости перемещаются в соседние вакантные места;

2) атомы с кромки переходят в соседние межузлия и диффундируют от дислокации.

Первый вариант более вероятен, так как в металле часто появляется избыточная концентрация вакансий (в результате закалки, пластической деформации), а энергия, образования межузельных атомов относительно велика.

Перемещение положительной дислокации вниз в соседнюю плоскость скольжения означает, что к краю экстраплоскости присоединился один атомный ряд. Такая достройка экстраплоскости (отрицательное переползание) может проходить двумя путями:

1) присоединением межузельных атомов, диффундирующих к дислокации;

2) присоединением соседних атомов, находящихся в регулярных положениях, с одновременным образованием вакансий, которые затем мигрируют вглубь кристалла.

Таким образом, перемещение краевой дислокации по нормали к своей плоскости скольжения осуществляется путем диффузионного перемещения атомов (к дислокации или от нее), и именно этим оно принципиально отличается от скользящего движения дислокации. В отличие от скользящего – консервативного движения, не связанного с переносом массы, «переползание» – неконсервативное движение происходит путем переноса массы. Скольжение дислокации легко протекает при любых температурах (вплоть до абсолютного нуля), «переползание» происходит с заметной скоростью лишь при сравнительно высоких температурах. Его скорость зависит не только от температуры, но и от концентрации точечных дефектов, направленное перемещение которых, по существу, и обеспечивает акт «переползания». При этом происходит сильная деформация кристаллов и повышение внутренней энергии.

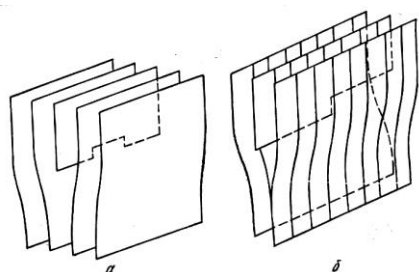


Рисунок 1.13 – Пороги на краевой дислокации [25]

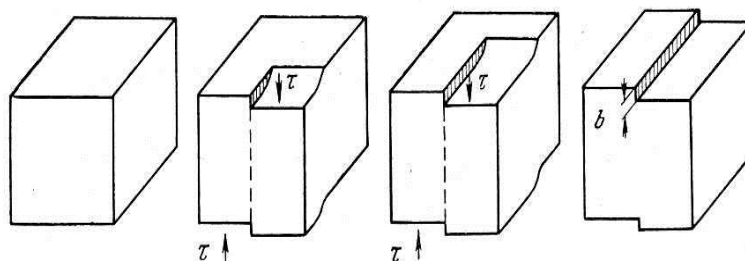


Рисунок 1.14 – Схема пробега винтовой дислокации от передней грани до задней. [25]

Согласно [25], схема механизма перемещения винтовой дислокации происходит следующим образом (рисунок 1.14). Как следует из рисунка 1.14,

под действием одинаковых сдвигающих напряжений винтовые дислокации разного знака скользят в прямо противоположных направлениях. Винтовая дислокация не определяет однозначно плоскость сдвига и вдоль линии дислокации наблюдается цилиндрическая симметрия искажения решетки.

Винтовая дислокация в принципе может скользить в любой кристаллографической плоскости, которая содержит линию дислокации и вектор сдвига. В отличие от краевой винтовая дислокация может переходить из одной атомной плоскости в другую без переноса массы – скольжением. Если на пути движения винтовой дислокации в плоскости P встречается какой-то барьер, то дислокация начинает скользить в другой атомной плоскости R , находящейся под углом к первоначальной плоскости скольжения P (рисунок 1.15). Этот процесс называют поперечным скольжением.

Таким образом, пластическая деформация металлов и сплавов осуществляется путем перемещения дислокаций, по крайней мере, на ее начальных этапах. Они одновременно являются первопричиной и источниками пластической деформации, а также носителями и «исполнителями» локализации деформации, перемещаясь не произвольным образом, а по определенным плоскостям и направлениям скольжения.

Основные выводы по разделу 1.2

1) Существует два вида дислокаций – краевые, которые могут перемещаться в своей плоскости скольжения, и винтовые, которые могут перемещаться в нескольких плоскостях скольжения, пересекающихся с линией дислокации.

2) Краевые дислокации могут перемещаться по механизму скольжения (консервативное перемещение, не связанное с переносом массы) и переползанием – неконсервативное перемещение, связанное с переносом массы. Механизм скольжения реализуется практически при всех температурах, а переползания – при повышенных температурах. Винтовые дислокации перемещаются только по механизму переползания.

3) Движение дислокаций происходит не произвольным образом, а по определенным кристаллографическим направлениям и плоскостям. В результате происходит изменение формы и размеров кристаллических образцов, вызывая и их пластическое деформирование.

4) Присутствие дислокаций в кристаллических материалах одновременно контролирует прочность и пластичность твердых тел. Высокие значения прочности в бездефектных кристаллах обусловлены отсутствием дислокаций как носителей деформации. При повышенной концентрации дислокаций затруднено их свободное перемещение, в результате пластичность падает, а прочность, соответственно, растет.

5) Дислокации искажают кристаллическую решетку и повышают ее внутреннюю энергию. Для ее минимизации необходимо удалить дислокации, т.е. вывести их за пределы системы (в данном случае за пределы зерна), что и достигается их перемещением.

1.3 Локализация и модели пластической деформации

К 80-90-тым годам XX века в научной среде произошла переоценка роли и вклада дислокаций в прочностные и пластические характеристики металлов и сплавов. Изменение парадигмы было связано с низкой эффективностью дислокационной теории при переходе к большим степеням деформации. Для устранения появившихся неразрешимых трудностей была предположена теория дисклинаций или ротационная теория, представляющая собой новый вариант теории дислокаций [28, 29].

Основное содержание дисклинационной модели состоит в следующем [28, 29]:

1) На определенной стадии деформирования плотность дислокаций увеличивается настолько, что образуется ансамбль сильно взаимодействующих дислокаций, для которого существенными становятся коллективные эффекты.

2). Единичные движения дислокаций сменяются коллективными способами (модами) движения, которые включают самосогласованное, упорядоченное перемещение больших групп дислокаций и локализованное развитие пластической деформации.

3). Фронт таких пластических неоднородностей изменяет ламинарное дислокационное течение с образованием новых локализованных в пространстве дислокационных конфигураций – особых подвижных структурных дефектов, являющихся носителями локальной пластичности

1.3.1 Иерархия масштабных уровней локализованного сдвига

В работах [30-33] было высказано предположение о том, что пластическая деформация представляет собой многоуровневый стадийный процесс, который сопровождается образованием зон повышенной пластичности. Эти зоны в работе [32] были названы зонами локализации деформации, причем они возникают спонтанно по мере накопления структурно-деформационных и энергетических характеристик материала. Их генерация в определенном объеме и распространение в деформируемом материале происходит по механизму, который автором был назван «бегающая шейка» с определенным набором амплитудно-частотных параметров.

В соответствии с точкой зрения автора [32], основная идея предлагаемой модели состоит в следующем:

- Пластическая деформация по своей природе дискретна, имеет волновую природу и реализуется посредством механизма, получившего название «бегающая шейка».

- В зоне локализации деформации возникает особое состояние материала, развиваются неравновесные структурно-фазовые и деформационные превращения, кардинальным образом изменяется его структура и свойства.

При этом основной тезис работы [32], состоял в утверждении, что «Где нет локализации пластического течения, там нет и пластичности вообще».

В качестве критерия локальной пластичности предлагался коэффициент локализации деформации, который основывался на представлениях о существовании для каждого материала предельных состояний.

В качестве предельных характеристик используются:

1. Предельный диаметр, по достижении которого материал неминуемо разрушится независимо от вида деформации (равномерная или локальная), т.е. его величина может характеризовать предельную прочность материалов – d_k .
2. Предельная пластичность материала (λ_T), рассчитанная из условия постоянства объема образца при равномерной деформации для данного d_k .
3. Соотношение между ними характеризует коэффициент локализации

$$K = \frac{\lambda_T}{\lambda_p} = \frac{d_0^2}{d_k^2(1 + \delta)} \quad (1.8)$$

где ($\delta = \delta_p + \delta_n$), d_0 – начальный диаметр, мм;
 d_k – конечный диаметр в месте разрушения, мм.

4. Разрушающее напряжение, определенное с учетом локализации деформации, равно:

$$\sigma_p = \frac{4 P_k K (1 + \delta)}{\pi d_0^2} \quad (1.9)$$

Отсюда следует, что сопротивление разрушению при одной и той же нагрузке (P_k) зависит от величины КЛД (K) и полной относительной деформации – суммы равномерной и локальной ($\delta = \delta_p + \delta_n$), т.е. КЛД может быть использован в качестве критерия оценки сопротивления материала разрушению при наличии шейки (δ_n). При этом локализация деформации уменьшает реальный ресурс (запас) пластичности (λ_p), что, в свою очередь, сказывается на прочности.

Наиболее активно идея о локализации пластической деформации получила дальнейшее развитие в работах Томских материаловедов [29, 31, 34-47 и др.], а термин «бегающая шейка» был заменен на «блуждающий очаг деформации». Идея о локализации деформации на всех масштабных уровнях (микро, мезо и макро) показывает, что это явление является обязательной частью любого деформационного процесса. По их мнению, носителями пластической деформации являются дислокации, перемещающиеся в условиях сдвиговых напряжений. Выделены три основных масштабных уровня пластической деформации:

1) микромасштабный уровень, где возникает локальная генерация плоских скоплений дислокаций на плоскостях кристаллографического скольжения.

2) мезомасштабный уровень, который представлен не кристаллографическими полосами скольжения генерируемых мезоконцентраторами напряжений на границах зерен или поверхностных слоев.

3) макромасштабный уровень, на котором развиваются макрополосы локализованного пластического течения.

В работе [34], посвященной исследованию природы локализации пластической деформации, высказано предположение о том, что описать природу всей иерархии масштабных уровней локализации пластической деформации на основе одноуровневого подхода теории дислокаций, не учитывающей локальных структурных превращений в деформируемом твердом теле, не представляется возможным. Поэтому в качестве основы методологии описания деформируемого твердого тела в работе [34] положен системный анализ сдвиговой устойчивости всех возможных подсистем: кристаллической решетки в объеме материала, составляющих фаз, поверхностных слоев и внутренних границ раздела.

Окончательное суждение о природе пластической деформации, по мнению авторов [34, 35], заключается в том, что деформация может развиваться только локально, как локальное структурное превращение в зонах концентраторов напряжений различного масштаба. Характер распределения локализованных сдвигов в твердом теле обусловлен распределением в нем зон растягивающих нормальных напряжений. Согласно [36, 37], в условиях сильных неравновесных состояний возникает новая структура, соответствующая данному структурному состоянию.

В работе [38] исследована картина макролокализация пластической деформации при ползучести мелкокристаллического алюминия. Показано, что данное явление реализуется на всем протяжении процесса нагружения от предела текучести до разрушения. Установлено, что характер проявления локализации определяется стадией кривой ползучести, при этом на стадии установившегося течения локализация деформации развивается в виде фазовой автоволны. Аналогичные результаты были получены на моно и поликристаллах чистых металлов и сплавов на стадии линейного упрочнения при активном нагружении. В обоих случаях очаги локализации деформации образуют бегущую волну, скорость которой пропорциональна скорости нарастания общей деформации.

Авторами [39] проводится анализ направлений исследования локализации за продолжительное время наблюдений. На первом (домикроскопическом) этапе основное внимание уделялось описанию проявлений локализации деформации в масштабах образца (на макроуровне). С помощью электронного микроскопа изучались полосы локализованного сдвига, которые в локальном объеме эволюционируют в следующем направлении: фрагмент сдвига → фрагмент изгиба-кручения → фрагмент поворота. Другими словами, этот переход можно рассматривать как масштабно-структурное превращение уровней локализации пластической деформации.

В работе [40] исследованы объемные изменения в виде расширения и уплотнения материала, которые происходят в материале в зонах локализованного сдвига. Они связаны не только изменением напряженного состояния, но и изменением свойств среды в ходе процесса деформации с увеличением ее объемной доли. На основании полученных результатов авторы считают, что *в зонах локализованного сдвига развиваются структурные превращения, которые сопровождаются объемными изменениями разного знака*. При превышении этих изменений выше предельного состояния наступает разрушение.

Вопросам развития пластической деформации на всех этапах деформации вплоть до стадии предразрушения посвящены работы [41-44]. Их основное содержание состоит в том, что пластическое течение неоднородно на любом этапе деформирования. Авторами [43] сформулировано правило соответствия, согласно которому каждой стадии деформационного упрочнения [44], соответствует следующая картина макролокализованной деформации:

- на площадке текучести при нулевом коэффициенте упрочнения или на стадии легкого скольжения монокристаллов вдоль образца распространяются одиночные деформационные фронты дислокаций;

- на стадии линейного упрочнения при постоянном коэффициенте картина локализации деформации представляет собой систему эквидистантно расположенных движущихся очагов локализованной деформации в признаках волнового процесса;

- на стадии параболического (тейлоровского) упрочнения при коэффициенте, равном $\frac{1}{2}$, зоны локализации пластической деформации формируют стационарную пространственно-периодическую картину с длиной волны, равной примерно 10 мм;

- на завершающей стадии предразрушения в месте будущего разрыва формируется стационарный высокоамплитудный очаг локализованной пластичности при самосогласованном движении всех очагов.

В результате большого количества проведенных экспериментов в работе [43] было установлено, что на стадии предразрушения очаги локализованной деформации начинают самосогласованно двигаться так, чтобы обеспечивался их одновременный приход в единый полюс. При этом из всех очагов локализованной пластичности с течением времени развивается только один, положение которого уже при зарождении соответствует месту образования макроскопической шейки и вязкого разрушения. В заключении авторами [43], было сделано два основных вывода:

- 1) место и время жизни образца до разрушения детерминированы процессами, происходящими на гораздо более ранних стадиях пластического течения;

- 2) в зоне локализации деформации на стадии предразрушения могут появляться новые очаги локализованной пластичности, которые пространственно не связаны с существовавшими ранее.

В качестве итога проведенных исследований авторами [43] предлагается следующая концепция процесса эволюции пластической деформации: процесс перехода от пластического течения к вязкому разрушению связан со сменой типа автоволн локализованной деформации. При этом последовательно реализуются 1) фазовая волна → 2) стационарная диссипативная структура → 3) коллапс автоволны в месте будущего разрушения.

В работе [45] исследованы закономерности локализации пластической деформации и формирования многомасштабных дефектных структур в процессе динамического нагружения. При этом существуют две области с различной морфологией (мелко и крупномасштабной шероховатости). Данные области связаны с процессами локализации пластической деформации и локализации разрушения. При этом дефектная структура материала обнаруживает признаки масштабной инвариантности, заключающейся в самоподобии линий течения на различных масштабных уровнях.

К настоящему времени считается твердо установленным, что локализация пластической деформации происходит на всех стадиях и при различных режимах нагружения (статическом, динамическом и при ползучести). При этом возникновение неустойчивости пластического течения и локализованная пластичность находятся в непосредственной связи с кинетикой деформационного процесса и видом деформационной кривой упрочнения.

1.3.2 Локализация пластического течения и деформационные превращения в твердых телах

Идея о том, что пластическая деформация особенно в зоне локального формоизменения вызывает не только структурную неустойчивость и возникновение разного рода дефектных ансамблей была высказана еще в середине XX века. Свое наибольшее развитие она получила в работах [32, 46], где впервые были сформированы представления о том, что в зоне локализации деформации материал находится в принципиально ином состоянии, чем на стадии равномерной деформации. По мнению авторов, именно фазовый переход или «деформационные превращения» являются основным механизмом пластической деформации, обеспечивающим возможность формоизменения твердого тела без разрушения.

Начиная с 2000-ных годов XX века, в научно-технической литературе все активнее поднимается вопрос о взаимосвязи пластической деформации с изменениями микроструктуры на разных стадиях деформационной кривой. О структурно-фазовых превращениях, инициируемых пластической деформацией, говорится также в работе [48]. На основе анализа и обобщения большого количества экспериментальных данных, полученных методами электронно-микроскопического анализа с использованием теории мартенситных превращений, авторами сделаны следующие выводы:

1) при пластической деформации реализуется механизм динамических фазовых переходов в полях высоких локальных напряжений;

2) носителями пластической деформации и переориентации кристаллов являются динамические (существующие только в ходе деформации) объемные образования, представляющие собой микрообъемы неравновесных фаз или высокоэнергетических «возбужденных» структурных состояний;

3) неустойчивость кристаллической решетки в зонах динамических фазовых переходов в результате уменьшения упругих характеристик и разупрочнения приводит к неустойчивости пластического течения и образованию неравновесных, инициируемых деформацией структур;

Эти выводы хорошо согласуются с деформационными превращениями, идея о существовании которых сформулирована в работе [32] еще в 80-тых годах прошлого века. Таким образом, к настоящему времени обозначились два направления в исследовании закономерностей развития пластической деформации с участием локализации, как основного условия ее реализации. Это – дислокационно-дисклинационное и механо- физическое, между которыми все чаще устанавливается прямая или косвенная связь.

Основные выводы по разделу 1.3

1) Пластическое течение твердых тел может развиваться только через локализацию деформации и как локальное структурное превращение в зонах концентраторов напряжений различного масштаба.

2) Реализация пластической деформации осуществляется через локальный сдвиг и проявляется в увеличении плотности дислокаций на микроуровне, фрагментации материала на мезоуровне, развитии макрополос деформации на макроуровне.

3) Пластическая деформация является коллективным процессом, охватывающим самосогласованное поведение большого числа структурных дефектов разного типа и происхождения по типу автоволнового процесса.

4) Процесс пластического течения протекает одновременно или последовательно на различных структурных уровнях, масштаб которых определяется геометрией образца и размерами структурных неоднородностей материалов.

5) Под действием текущей пластической деформации в материале развиваются структурно-фазовые превращения, которые сопровождаются изменением дефектной структуры и исходной микроструктуры металлов и сплавов.

Из анализа литературного материала следует, что при рассмотрении локализации деформации основное внимание уделяется физико-механической стороне процесса, природе и происхождению областей локальной пластичности. В то же время представляет научный и практический интерес вопрос о взаимоотношении локальной и равномерной пластичности и о влиянии локализации деформации на прочность и сопротивление разрушению металлов и сплавов. Основанием такого подхода являются модельные представления, сформулированные в работах [32 и 46].

2 Методическая часть

2.1 Выбор материала, методы исследования и оборудование

Объектом исследования является модельный сплав системы Al – Zn, эвтектоидного состава, содержащий 22 мас.% алюминия (рисунок 2.1).

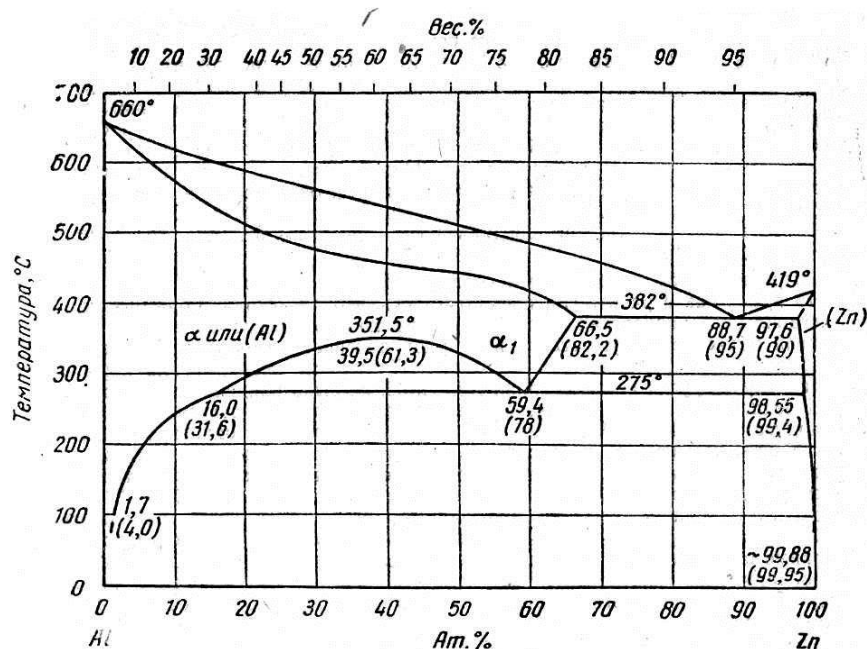


Рисунок 2.1 – Диаграмма состояния системы алюминий-цинк [49]

Обоснование выбора состоит в следующем:

1) Микроструктура эвтектоидных сплавов, как и эвтектических, характеризуется большим разнообразием морфологических типов сложения фаз в зависимости от температурно-деформационных условий нагружения.

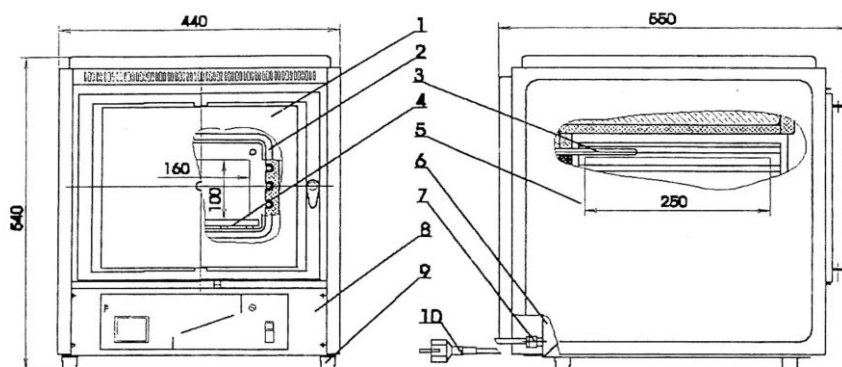
2) Сплавы эвтектоидного состава являются двухфазными, что позволяет получить более детальную информацию о влиянии текущей пластической деформации на процессы структурообразования при равномерной и локальной пластичности.

3) Сплав характеризуется повышенной пластичностью и при определенных условиях деформирования может переходить в сверхпластичное состояние, что обеспечивает более благоприятные условия для изучения закономерностей развития пластической деформации, равномерной и локальной пластичности.

2.2 Режимы предварительной термической обработки и нагружения

В работе для проведения предварительной термической обработки использована электропечь сопротивления камерная марки SNOL 7,2/1100. На рисунке 2.2 приведена принципиальная схема с указанием ее основных узлов. Питание электропечи осуществляется от сети переменного тока через сетевой провод с вилкой 10, с напряжением 220 В, частотой 50 Гц. Для ввода в рабочее

пространство контрольного термопреобразователя 3 в двери предусмотрено отверстие. В нижней части камеры установлен пульт управления 8, состоящий из передней и задней панели. Задняя панель закрыта кожухом 5.



1 - дверь; 2 - нагревательный блок; 3 – преобразователь термоэлектрический ; 4 - подовая плита; 5 - кожух; 6 - каркас; 7 - вставка плавкая на 10 А; 8 - пульт управления; 9 – опора, 10 – сетевой провод с вилкой
Рисунок 2.2 – Схема электропечи SNOL 7,2/1100

Рабочая камера электропечи образована нагревательным блоком и уплотнителем двери. Садка устанавливается на дно камеры. Для размещения садки, создающей большое удельное давление и истирающее воздействие на дно камеры (металлические заготовки, керамические изделия и т.п.) предусмотрена дополнительная подовая плита 4, вкладываемая в камеру. На передней панели размещены выключатель с сигнальной лампой, на задней панели - 7 на 10 ампер.

Для исследования влияния исходного состояния на закономерности развития равномерной и локальной деформации использовались следующие режимы предварительной деформации:

1) отжиг при температуре 350°C в течение 5-ти часов для получения равновесного состояния;

2) закалка с 375°C после часовой выдержки для получения максимально неравновесного состояния;

3) промежуточная закалки с температур 100 (время выдержки 4 часа), 175 (время выдержки 3 часа) и 225°C (время выдержки 2 часа) для получения метастабильных состояний.

Режимы деформаций

- Статическое растяжение со скоростью движения захватов испытательной машины 4мм/мин при температурах 100°C, 150°C, 250°C и 350°C.

- Одноосное сжатие (осадка) на гидравлическом прессе при комнатной температуре.

Общая характеристика способов деформации

1) Растяжение является стандартным методом испытания механических свойств, при котором одновременно регистрируется несколько характеристик пластичности и прочности [50].

2) Растяжение относится к более жестким разрушающим условиям нагружения, сопровождается образованием не детерминированной макроскопической шейки, которая контролирует сопротивление разрушению.

3) Осадка характеризуется более мягкой схемой нагружения и, как правило, не приводит к разрушению за счет увеличения ресурса пластичности материалов (правило Я.Б. Фридмана [50]).

4) За счет трения при контакте образца и инструмента локализация деформации в виде местного уширения «бочки» детерминирована и образуется в срединной части образца.

При осадке, в отличие от растяжения, из-за контактного трения на торцевых поверхностях реализуется сложная схема напряженного состояния (рисунок 2.1). Согласно данным работ [3, 15, 32], очаг деформации состоит из трех основных зон: 1) затрудненной деформации (торцевые поверхности), 2) интенсивной деформации (вдоль «конусов скольжения»), 3) облегченной деформации (вдоль боковой поверхности). Считается [3, 15, 32], что появление конусов скольжения связано с развитием устойчивой локализации пластической деформации и крайне неравномерным ее течением, приводящим к разрушению. Физический смысл данной модели состоит в том, что вдоль направления действия главных сдвигающих напряжений сосредоточивается максимальная пластическая деформация и образуются максимально деформированные области очага.

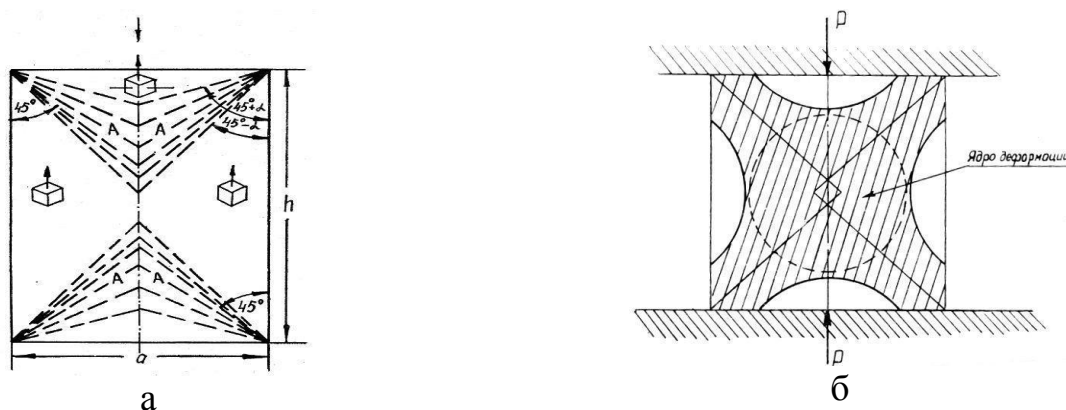


Рисунок 2.1. Схема «кузнечного креста – конусов скольжения» по Губкину [3] (а) и А.А. Преснякову [15, 32] (б)

2.3 Оценка пластичности при растяжении и осадке

Пластичность металлов и сплавов оценивается отношением увеличения длины образца или уменьшения его сечения к исходным размерам, которые образец имел до деформации.

Относительная деформация по удлинению:

$$\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} \cdot 100\% \quad (2.1)$$

Относительным сужением образца называется отношение уменьшения площади поперечного сечения образца ($F_0 - F_k$) к первоначальной площади (F_0), выраженное в процентах:

$$\psi = \frac{F_0 - F_k}{F_0} \cdot 100\%, \quad (2.2)$$

где F_0, F_k – площади поперечного сечения образца до и после разрыва, соответственно.

При сжатии образец укорачивается и уширяется. Поэтому в качестве характеристик пластичности в этом случае определяются относительное укорочение

$$\varepsilon = \frac{h_0 - h_k}{h_k} \cdot 100\%, \quad (2.3)$$

и относительное уширение:

$$\varphi = \frac{F_k - F_0}{F_0} \cdot 100\% \quad (2.4)$$

где h_0 и h_k – начальная и конечная высота образца, м;

F_0 и F_k – начальная и конечная площади поперечного сечения образца, m^2 .

За истинную прочность материала и его сопротивление разрыву используют отношение

$$S_k = \frac{P_k}{F_k} \quad (2.5)$$

где S_k – прочность в конкретной точке k , МПа;

P_k – нагрузка в конкретной точке k , МПа;

F_k – площадь сечения в данном месте, m^2 .

2.4 Метод построения истинных кривых течения сплавов при растяжении (сжатии)

Метод построения кривых истинных напряжений течения позволяет исследовать влияние текущей пластической деформации на прочность и сопротивление разрушению металлических материалов. Для этого необходимо

знать величину минимального сечения образца в конкретный момент времени и соответствующую ему нагрузку [15]. С этой целью ведется фотографирование образца с одновременной регистрацией нагрузки (рисунок 2.3 и 2.4). Расчетными параметрами для построения кривой течения являются относительная деформация – (2.1), истинное напряжение течения – σ_i (2.5) коэффициент локализации деформации (К) и истинная скорость течения материала в минимальном сечении – V (функции). Для определения действительных размеров необходимо вычислить переводной коэффициент. Зная исходную длину и диаметр образца в натуральную величину ($l_o^{ист}$ и $d_o^{ист}$) и на пленке ($l_o^{пл}$ и $d_o^{пл}$), можно рассчитать коэффициент k , равный:

$$k_1 = \frac{l_o^{ист}}{l_o^{пл}}; \quad k_2 = \frac{d_o^{ист}}{d_o^{пл}} \quad (2.6)$$

где k_1 и k_2 – переводной коэффициент;

$l_o^{ист}$ и $d_o^{ист}$ – исходная длина и диаметр образца в натуральную величину, м;

$l_o^{пл}$ и $d_o^{пл}$ – исходная длина и диаметр образца на пленке, м.

Из уравнений (2.6) вычисляются истинные размеры образца в момент фотографирования:

$$l_1^{ист} = k_1 l_o^{пл}; \quad d_1^{ист} = k_2 d_o^{пл} \quad (2.7)$$

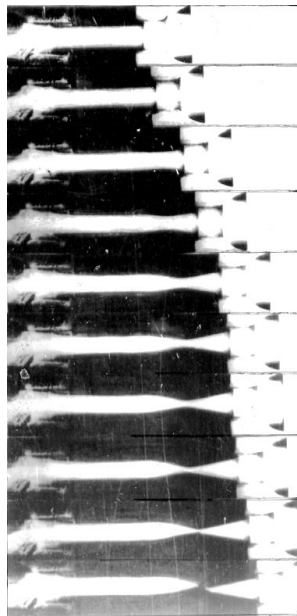


Рисунок 2.3 Кинограмма растяжения образца

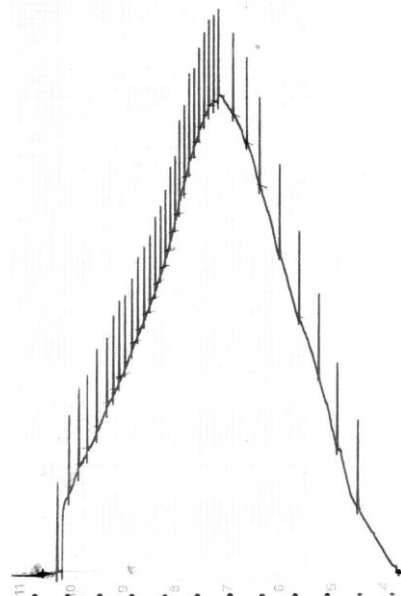


Рисунок 2.4 Машинная диаграмма растяжения образца

Обычно используется коэффициент k_1 , точность определения которого выше, т.е.

$$d_i^{\text{ист}} = k_1 d_i^{\text{пл}} = \frac{l_o^{\text{ист}}}{l_o^{\text{пл}}} d_i^{\text{пл}} \quad (2.8)$$

$$d_i^{\text{ист}} = k_1 d_i^{\text{пл}} = \frac{l_o^{\text{ист}}}{l_o^{\text{пл}}} d_i^{\text{пл}} \quad (2.8)$$

$$\delta_i^{\text{ист}} = \frac{l_i^{\text{ист}} - l_o^{\text{по}}}{l_o^{\text{ист}}} 100\% = \frac{l_i^{\text{пл}} - l_o^{\text{пл}}}{l_o^{\text{пл}}} 100\% \quad (2.9)$$

$$F_i^{\text{ист}} = \frac{\pi (d_i^{\text{ист}})^2}{4} = \frac{\pi (k_1 d_i^{\text{пл}})^2}{4} = \frac{\pi \left(\frac{l_o^{\text{ист}}}{l_o^{\text{пл}}} d_i^{\text{пл}} \right)^2}{4} = \frac{\pi k_1^2 (d_i^{\text{пл}})^2}{4} \quad (2.10)$$

$$S_i^{\text{ист}} = \frac{P_i}{F_i^{\text{ист}}}; \quad S_i^{\text{ист}} = \frac{AP_i}{(d_i^{\text{пл}})^2} \quad (2.11)$$

Зная величину относительной деформации ($\delta_i^{\text{ист}}$) и соответствующее ей напряжение ($s_i^{\text{ист}}$), можно построить кривую течения образца $s_i = f(\delta_i)$. Определение коэффициента локализации деформации (К) проводится по формуле

$$K = \frac{d_0^2}{d_k^2} \cdot (1 + \delta) \quad (2.12)$$

где $\delta = \delta_p + \delta_l$, δ – относительная деформация;
 δ_p – равномерная деформация;
 δ_l – локальная деформация.

Истинная скорость течения рассчитывалась по формуле:

$$V = \frac{\Delta \Psi}{(1 - \Psi)^2} \cdot \Delta t \quad (2.13)$$

где Ψ – сужение в момент времени Δt ;
 Δt – время, s^{-1} .

Метод построения истинных напряжений течения при совместном использовании данных по изменению коэффициента локализации деформации и скорости течения позволяет в деталях описать весь деформационный процесс.

2.5 Металлографический анализ

Структура металлов и сплавов (форма и размер зерна) определяют все их структурно-чувствительные свойства, в том числе прочность и пластичность [50, 51]. По этой причине металлографический анализ является одним из важных методов исследования свойств и процессов в материаловедении. Металлографический анализ включает следующие операции: приготовление шлифов (отрезка, шлифовка и полировка образцов), выбор химических реактивов, травление шлифов, фотографирование выявленной структуры на оптических или электронных микроскопах.

Для шлифовки используются наждачная бумага разной дисперсности, паста ГОИ и алмазная паста. Травление осуществляется реактивами с разной реакционной активностью к компонентам или фазам исследуемых материалов. В результате разного взаимодействия на поверхности шлифа образуется рельеф, который обеспечивает разный контраст травления. Отдельные фазы растворяются используемым реактивом сильнее и в отраженном свете выглядят темными, другие слабее реагируют с реактивом и будут светлыми. Кроме того, границы зерен и фаз растворяются сильнее, что усиливает четкость выявления микроструктуры металлов и сплавов.

В работе травителем служил реактив Вилелла [50, 51], содержащий в равных пропорциях азотную, плавиковую кислоту и глицерин. Для регистрации микроструктуры использовался оптический металлографический микроскоп марки «Метам-ЛВ-31» (производства ЛОМО) при различных увеличениях в зависимости от дисперсности фазовых составляющих.

2.6 Микротвердость материалов

Метод измерения микротвердости в материаловедении считается одним из основных [52, 53], поскольку кроме собственно твердости он позволяет оценить состояние сплавов (равновесное или неравновесное, одно- или многофазное, отожженное или деформированное и др).

Микротвёрдость – это твёрдость отдельных структурных составляющих (участков зерен, дендритов, включений дисперсных фаз) или других микрообъемов (тонких поверхностных слоев и покрытий) твердого тела [52]. Кроме того, его используют в качестве неразрушающего метода контроля свойств мелких изделий, поверхностных слоев и покрытий по расположению и количеству трещин вокруг нанесенного отпечатка.

Метод стандартизован (ГОСТ 9450—76). Для измерения микротвердости используется специальный прибор – микротвердомер марки ПМТ с ручным ПМТ-3 (рисунок 2.4) и автоматическим ПМТ-5 режимом нагружения. Нагружение осуществляется вдавливанием алмазной пирамиды (индентора) с углом при вершине, равным 136° под нагрузкой менее 2 н (200 гс).

Для определения величины микротвердости по длине диагонали (мкм) при разных нагрузках существуют специальные таблицы. Размеры отпечатка

определяют с помощью измерительного окуляра микроскопа, а затем по специальным таблицам пересчитывают на так называемое число твердости — отношение нагрузки к площади поверхности отпечатка. По ГОСТу число микротвердости измеряют в МПа, обозначают H_μ и записывают без единицы измерения.

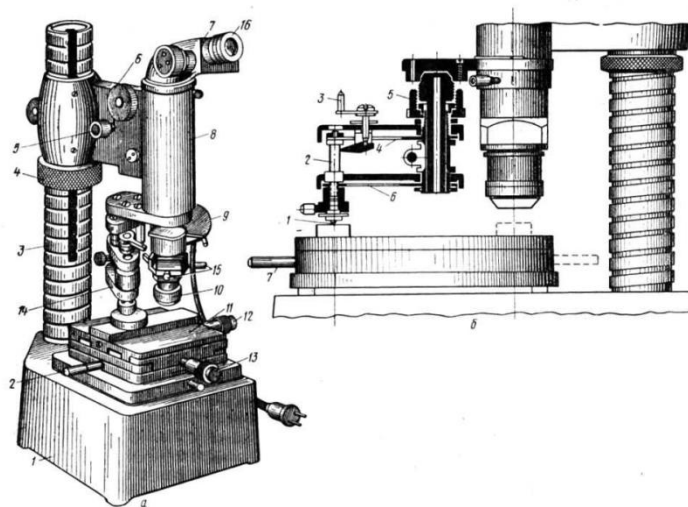


Рисунок 2.5 - Схема прибора ПМТ-3 [52]

Число твердости обозначается буквой H с указанием в нижнем правом углу величины нагрузки в Гс и определяется по формуле:

$$H = 1854 \frac{P}{d^2}, \quad (2.12)$$

где H – твердость, кГс/мм² или МПа;

P – нагрузка, Н;

d - диагональ отпечатка, обычно 7—50 мкм;

$d^2 / 1854$ - площадь боковой поверхности пирамидального отпечатка.

В дипломной работе использовался микротвердомер марки ПМТ-3 с ручным нагружением при рабочей нагрузке 20г. При данной нагрузке диагональ получаемого отпечатка соответствует рекомендуемой величине – 7 – 50 мкм. Количество отпечатков подбиралось таким образом, чтобы на полученных гистограммах максимумы измеряемой величины проявлялись достаточно четко.

2.7 Метод измерения термоэлектродвижущей силы (термоЭДС)

В соответствии с эффектом Зеебека в замкнутой электрической цепи, состоящей из двух проводников, контакты которых нагреты до разных температур, возникает термоэлектродвижущая сила (тэдс) и электрический ток или термоток [54].

Зависимость термоэлектродвижущей силы от температуры выражается формулой:

$$E = aT + bT^2 + cT^3 \quad (2.13)$$

где E – термоэлектродвижущая сила, мкВ;

T – температура, °С;

a , b , c – коэффициенты, зависят от физической природы металлов, образующих термопару.

На практике из-за малой величины третьего члена уравнения (2.13) обычно ограничиваются двумя членами формулы, что обеспечивает вполне достаточную точность оценки. При температурах аллотропических и фазовых превращений эта температурная зависимость нарушается, что позволяет определить особые или критические температуры для исследуемых металлов и сплавов.

Все чистые металлы, согласно [54], в термоэлектрическом отношении образуют ряд, в котором каждый последующий металл более отрицателен относительно предыдущего: Si, Sb, Fe, Mo, Cd, W, Au, Ag, Zn, Rh, Ir, Tl, Cs, Ta, Sn, Pb, Mg, Al, графит, Hg, Pt, Na, Pd, K, Ni, Co, Bi

Если контур состоит из нескольких металлов, величина E может быть подсчитана простым суммированием (правило аддитивности). Из этого правила следует, что термоэлектродвижущая сила любого металла в термоэлектрическом ряду по отношению к другому металлу тем больше, чем дальше они отстоят в этом ряду.

2.7.1 Работа выхода электрона

Вблизи поверхности любого металла в результате хаотического движения электронов (из металла и обратно в металл) и динамического равновесия образуется двойной электрический слой (рисунок 2.6)

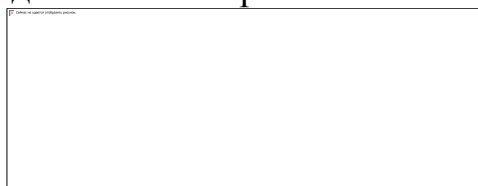


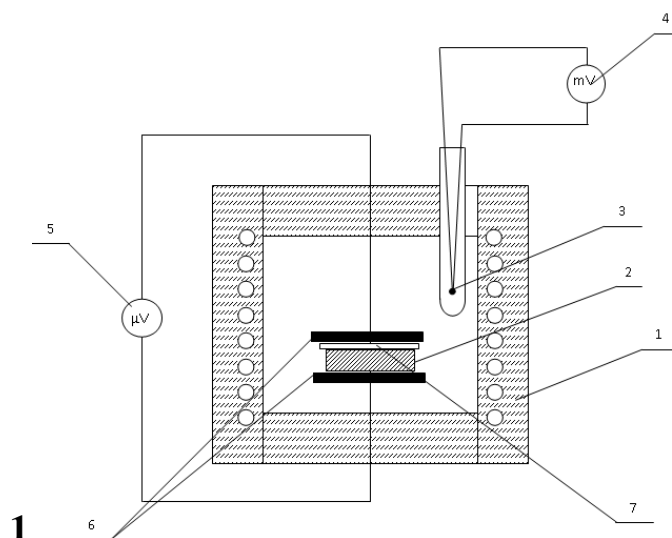
Рисунок 2.6 – Движение электронов в металле

Наименьшая работа, необходимая для выхода электрона из металла, называется работой выхода электрона $A = eV$. Величина V носит название контактного потенциала данного металла и зависит от типа металла (сплава), его состава, температуры и чистоты обработки поверхности. Его величина обычно лежит в пределах 1÷10В. При соприкосновении двух разнородных проводников между ними возникает контактная разность потенциалов, электроны проводимости будут переходить из одного металла в другой.

Если металлы разнородные, то работа выхода электронов и концентрация электронов проводимости, перешедших из одного металла в другой, могут быть различными. В результате один металл будет получать некоторый положительный заряд, другой – отрицательный. Изменение температуры в зоне контакта нарушает установившееся равновесие и возникает термоэлектродвижущая сила.

Выбор данного метода исследований обусловлен существованием корреляции между физическими явлениями в зоне контакта разных металлов и их механическими свойствами. К его достоинствам относится независимость термоЭДС от геометрии образцов и расстояния между ними. Ее величина при постоянной температуре определяется только разностью работы выхода электронов соприкасающихся металлов – исследуемого и эталона. Измерение этой величины в режиме непрерывного нагрева позволяют получить ее температурную зависимость, на которой можно определить особые или критические точки.

Схема установки, используемой в работе, состоит из нагревательного сушильного шкафа ВШ-0,035, исследуемого и эталонного образцов, хромель-алюмелевой термопары, измерительного прибора милливольтметра, регистрирующего прибора – микровольтамперметра Ф116/1.



1 – сушильный шкаф; 2 – образец; 3 – термопара; 4 – милливольтметр; 5 – микровольтамперметр; 6 – изолирующий материал; 7 – эталон

Рисунок 2.7 – Принципиальная схема измерения контактной разности потенциалов

В качестве изолирующей прокладки между эталоном и измеряемым сплавом использовалась слюда. Эталонем служила платиновая пластина. Максимальная температура нагрева сушильного шкафа не должна превышать 300-320°C. Режим нагрева непрерывный.

3 Экспериментальная часть

Исследование закономерностей развития пластической деформации и сопротивления разрушению имеет большое научно-практическое значение для разработки конструкционных материалов с повышенными эксплуатационными свойствами. Инженерные и конструкторские расчеты на прочность основаны на равномерной деформации, поскольку в классических теориях прочности локальная деформация связывается с началом разрушения [56, 57 и др.]. Однако практика показала, что многие металлы и сплавы разрушаются не на стадии равномерной, а на стадии локальной деформации при достаточно выраженной макроскопической шейке. В этой связи поиск путей инициирования локальной пластичности, как возможность управления разрушением материалов и конструкций является актуальным направлением инженерного и технического материаловедения.

Разнообразные условия, в которых эксплуатируются машины и механизмы, требуют всестороннего подхода к управлению пластической деформацией при разных схемах нагружения. К основным схемам относятся одноосное растяжение и сжатие, которые различаются принципиальным образом, как по жесткости, так и по закономерностям развития деформационного процесса, включающего равномерное и локальное формоизменение. Определяющим фактором в обоих случаях является переход от равномерной деформации к локальной. При этом степень локализации, т.е. характер развития местного утонения или шейки (при растяжении) и местного уширения «бочки» (при сжатии) может служить в качестве критерии сопротивления материалов разрушению.

В технологиях обработки давлением типа прокатки и волочения, где в основном действуют растягивающие напряжения, практически невозможно прогнозировать место возникновения шейки как очага будущего разрушения. Другими словами, развитие макроскопической локализации деформации носит случайный или стохастический характер. При ковке и штамповке главным образом действуют сжимающие напряжения, под действием которых и происходит формообразование заготовок. Схема чистого одноосного сжатия возникает при осадке и ковке в условиях контактного трения между соприкасающимися поверхностями. При сжатии из-за наличия сил трения на торцевых поверхностях в местах контакта инструмента и заготовки локализация деформации возникает в виде местного уширения «бочки» и всегда концентрируется в средней части заготовки. По этой причине место ее реализации всегда определено и носит принудительный характер.

Анализ обоих видов деформации позволяет охарактеризовать их следующим образом:

- Растяжение относится к более жестким разрушающим схемам нагружения, при котором локализация деформации имеет случайный характер и может реализоваться, как в конкретном сечении по типу хрупкого разрушения, так и охватывать весь объем деформируемой заготовки.

- Осадка является оптимальным способом формоизменения, при котором практически отсутствует механическое разрушение материалов и повышается их ресурс пластичности. Локализация деформации имеет принудительный характер и концентрируется в средних частях заготовки в виде местного уширения «бочки».

Для исследования локализации деформации, локальной и равномерной пластичности в работе использованы два способа нагружения:

- 1) статическое растяжение стандартных образцов со скоростью движения захватов разрывной машины 4мм/мин.;

- 2) одноосное сжатие цилиндрических образцов с соотношением $D:h=1:1$ на гидравлическом прессе примерно с этой же скоростью нагружения.

3.1. Определение основных характеристик деформационного процесса при статическом растяжении сплава Al-78%Zn

К основным характеристикам деформационного процесса относятся: равномерная δ_r , локальная δ_l и относительная деформации $\delta, \%$; истинное напряжение течения $\sigma_{ист.}$, МПа; коэффициент локализации деформации КЛД; истинные скорости течения материала в минимальном сечении v , 1/с. Согласно [32, 46], коэффициент локализации деформации определяется из соотношения между теоретически возможной величиной равномерной деформации образца без наличия шейки и действительной величиной относительной деформации при наличии шейки.

По мнению автора [32], учет локализации деформации является необходимым условием разработки материалов повышенной надежности и работоспособности, так как она принципиальным образом изменяет основные характеристики свойств:

- 1) при появлении шейки одновременно снижается ресурс пластичности и прочности материалов и нарушается закон постоянства объема, который действует на стадии равномерной деформации;

- 2) в области шейки по закону непрерывности движущейся среды усиливается склонность материалов к скоростному упрочнению и уменьшается способность к деформационному упрочнению.

Для систематизации данных о развитии деформационного процесса использовались образцы, находящиеся в разном исходном состоянии с разным морфологическим типом первоначальной структуры. В эксперименте на растяжение исследованы следующие состояния сплавов:

- 1) Отожженное при 350°C в течение 5-ти часов (наиболее равновесное состояние). Температура растяжения равна 250°C .

- 2) Закаленное $T_{зак.}=375^\circ\text{C}$, температура растяжения равна 350°C .

- 3) Изотермически закаленное $T_{зак.}=100, 175, 225^\circ\text{C}$; $T_{разр.}=100, 150^\circ\text{C}$.

Полученные результаты приведены в таблицах (Приложение А) и на рисунках 3.1-3.5, где приведены графические зависимости параметров

деформационного процесса от степени текущей деформации и времени деформирования.

В качестве расчетных параметров в работе использованы следующие характеристики деформационного процесса:

- 1) истинные напряжений течения $\sigma[\frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}]$;
- 2) коэффициент локализации деформации КЛД;
- 3) истинные скорости течения сплава в минимальном сечении образца $V[\text{с}^{-1}]$;
- 4) значения диаметра, измеренного на пленке d без пересчета на истинные размеры для снижения ошибки измерений;
- 5) для построения временных зависимостей σ , КЛД, $d=f(t)$ определялось время между фотографированием Δt , [с].

В таблице 3.1 приведены обобщенные результаты определения полной $\delta_{\text{п}}$, равномерной $\delta_{\text{р}}$, и локальной $\delta_{\text{л}}$ деформации, максимальных напряжений течения $\sigma[\frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}]$, коэффициента локализации деформации КЛД и истинных скоростей течения сплава $V[\text{с}^{-1}]$.

Таблица 3.1 – Обобщенные данные об основных характеристиках деформационного процесса

№	Состояние	$\delta_{\text{п}}$, %	$\delta_{\text{р}}$, %	$\delta_{\text{л}}$, %	$\sigma[\frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}]$, макс.	КЛД, макс.	$V[\text{с}^{-1}]$, макс.
1	Отожженное, $T_{\text{разр.}}=250^{\circ}\text{C}$	248,71	26,78	221,93	3,48	14,34	1,000
2	Закаленное, $T_{\text{разр.}}=350^{\circ}\text{C}$	94,26	23,27	70,99	1,93	2,65	0,145
3	$T_{\text{зак.}}=100^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{разр.}}=150^{\circ}\text{C}$	32,28	28,31	5,04	28,87	4,35	1,245
4	$T_{\text{зак.}}=175^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{разр.}}=100^{\circ}\text{C}$	31,62	25,06	6,56	15,57	2,54	0,429
5	$T_{\text{зак.}}=225^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{разр.}}=150^{\circ}\text{C}$	39,15	28,59	10,86	13,69	2,35	0,117

Из анализа таблицы 3.1 следует, что максимальную пластичность имеет сплав, находящийся в отожженном состоянии после деформации при температуре 250°C , она достигает почти 250%. Кроме того, величина коэффициента локализации деформации также имеет максимальное значение, равное 14,34, что намного превышает этот показатель для других состояний и режимов деформации. Закаленный сплав даже при более высоких температурах растяжения менее пластичен – 94,3% при коэффициенте локализации равном 2,65. Примерно такие же значения имеют образцы № 4 и №5. На их фоне выделяется образец №3 с КЛД=4,35. Для него также характерны наибольшее истинное напряжение и скорость течения 28,87 МПа и 1,245, соответственно. Такая ситуация возможна при развитии процессов скоростного упрочнения в минимальном сечении образца.

Из таблицы 3.1 также следует, что температура растяжения и режим предварительной термической обработки очень сильно влияют на величину полной относительной деформации $\delta_{\text{п}}$ – от $\approx 250\%$ (образец №1) до немногим

более 30% (образец №4). Эти различия обусловлены, прежде всего, структурной чувствительностью механических свойств материалов, поскольку во всех случаях исходная структура отличаются очень сильно.

На рисунке 3.2 приведены деформационные зависимости коэффициента локализации деформации, истинных напряжений и скоростей течения (образец №1)

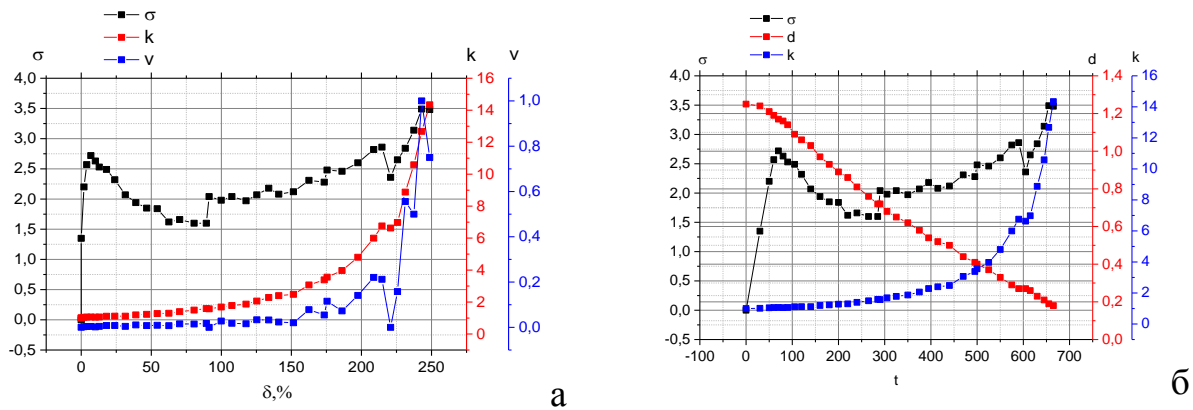


Рисунок 3.2 Деформационные (а) и временные (б) зависимости коэффициента локализации деформации, истинных напряжений и скоростей течения (образец №1, таблица 3.1)

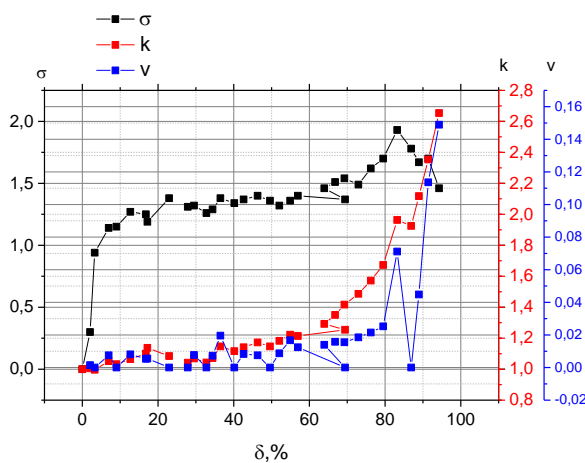


Рисунок 3.2 Деформационные зависимости коэффициента локализации деформации, истинных напряжений и скоростей течения (образец №2, таблица 3.1)

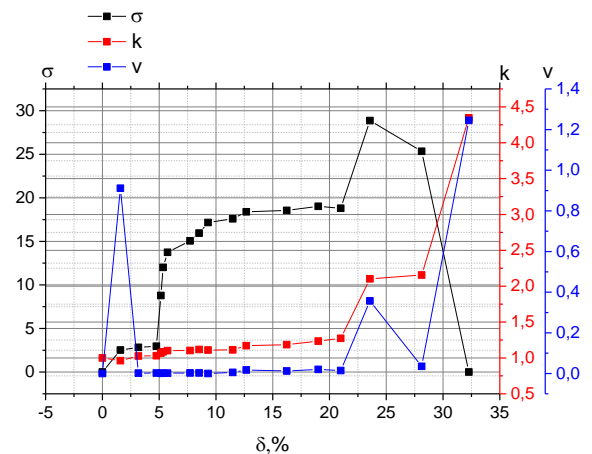


Рисунок 3.3 Деформационные зависимости коэффициента локализации деформации, истинных напряжений и скоростей течения (образец №3, таблица 3.1)

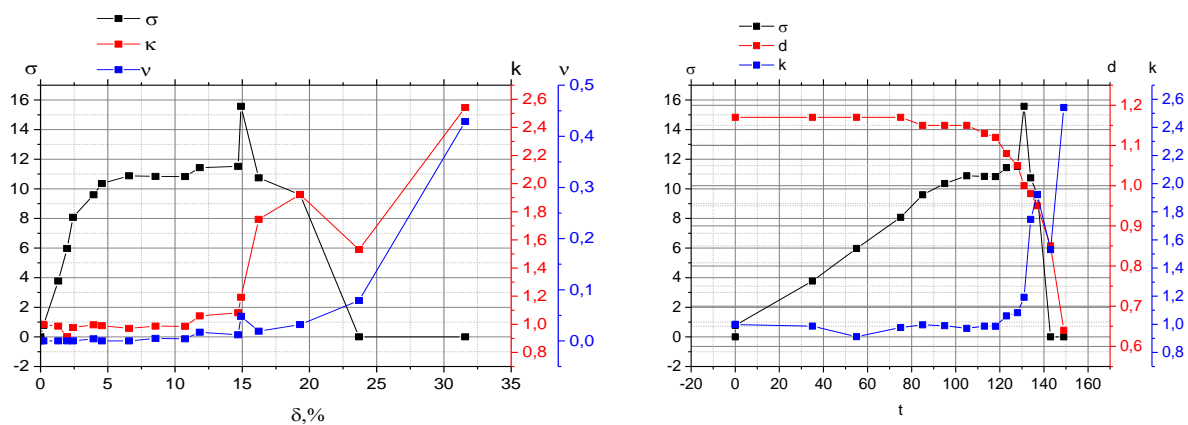


Рисунок 3.4 Деформационные (а) и временные (б) зависимости коэффициента локализации деформации, истинных напряжений и скоростей течения (образец №4, таблица 3.1)

На кривых изменения коэффициента локализации деформации от степени текущей деформации четко выделяются две области значений (рисунки 3.1-3.5). Примерно до 25-28% его значения равны единице, после чего начинается заметный рост, особенно в образцах, показавших повышенную пластичность (№1) или прочность (№3).

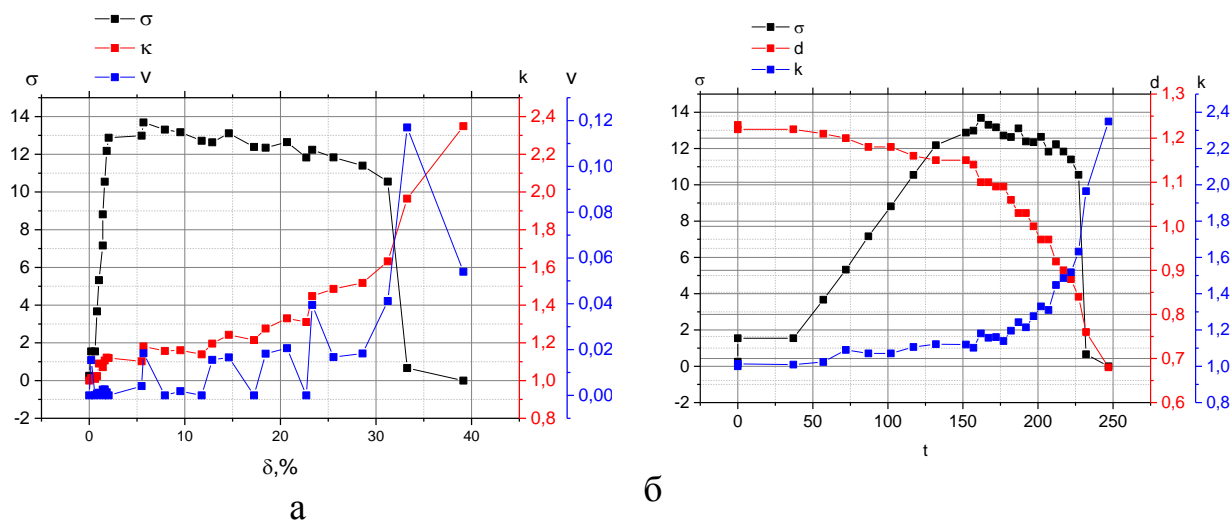


Рисунок 3.5 Деформационные (а) и временные (б) зависимости коэффициента локализации деформации, истинных напряжений и скоростей течения (образец №5, таблица 3.1)

Необычным результатом является практически полная независимость величины равномерной деформации от исходного состояния и режимов деформации (растяжения) у всех образцов. Её величина изменяется от $\approx 23\%$ до $\approx 28\%$, т.е. в этом случае нарушается структурная чувствительность пластических характеристик, связанных с равномерной деформацией. Определение среднего значения $\delta_p = 26,40\%$ показывает, что разница между экспериментальным и рассчитанным значением находится в пределах ошибки метода растяжения.

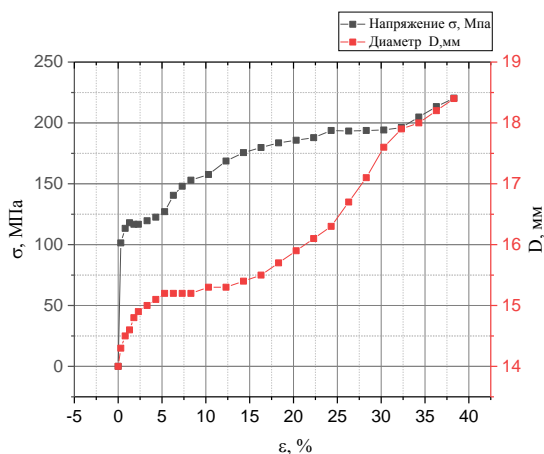
Этот факт показывает, что величина равномерной деформации характеризует состояние сплава, которое не формируется при используемых способах предварительной обработки и деформации. Можно предположить, что в данном случае имеет место наследование сплавом каких-то более ранних воздействий на него. К таким воздействиям можно отнести момент получения сплава из металлошихты, состоящей из твердых алюминия и цинка в процессе их совместного плавления или растворения при определенной температуре.

3.2 Определение основных характеристик деформационного процесса сплава Al-78%Zn при одноосном сжатии (осадке)

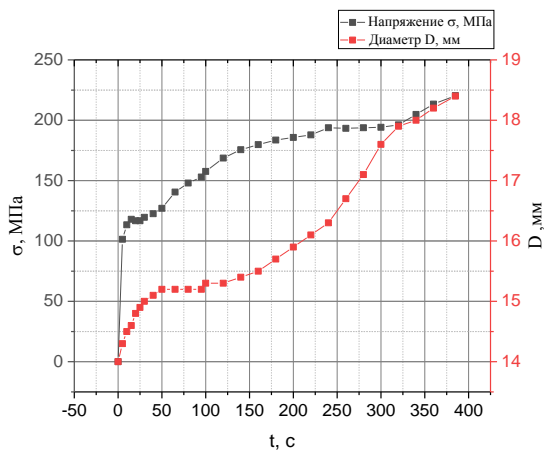
Особенности деформирования металлов и сплавов в режиме осадки, при которой очаг локализации деформации жестко определен, позволяет более наглядно исследовать ход деформационного процесса с позиций локальной пластичности. В таблицах (Приложение Б) и на рисунках 3.6 и 3.7 приведены результаты по осадке сплава Al-78%Zn в двух разных исходных состояниях. Первый образец находился в отожженном, наиболее равновесном состоянии, а второй – в закаленном, самом неравновесном состоянии. В качестве расчетных параметров использовались – истинные напряжения течения и наибольший диаметр образца в области «бочки». За независимые переменные деформационного процесса выбраны относительные деформации, определяемые по изменению высоты образца.

Для обеспечения одной и той же степени деформации использовались стальные оправки, в результате чего в обоих случаях высота образца уменьшалась на 38,5% (Приложение Б). Как и в случае растяжения, при осадке регистрировалось усилие деформации, форма и размер образцов. По величине рассчитанных характеристик строились кривые истинных напряжений течения и изменения диаметра в зависимости от текущей деформации. Кроме того, были проведены металлографические исследования продольных шлифов осажённых образцов, измерена микротвердость и контактная разность потенциалов в разных частях образцов.

Из-за контактного трения между торцевыми поверхностями осаживаемых образцов и инструмента затруднена реализация полного ресурса пластичности металлов и сплавов, как по равномерной, так и по локальной деформации. В таблицах 3.7-3.8 приведены исходные и расчетные данные для построения кривых истинных напряжений течения. Сравнение расчетных кривых с теоретическими [55], показывает, что они по внешнему виду довольно существенно различаются между собой. Прежде всего, по величине равномерной деформации, которая в эксперименте не превышает одного процента, т.е. практически отсутствует. Кроме того, на параболическом участке кривых изменения σ и D в области деформаций 5,0-30,0% имеют место более высокие значения напряжений течения по сравнению с теоретическими значениями.

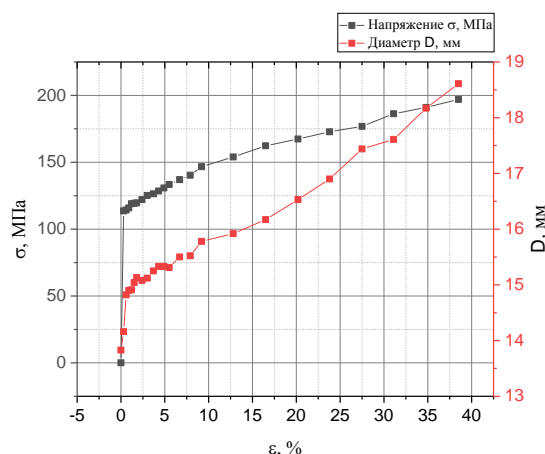


а

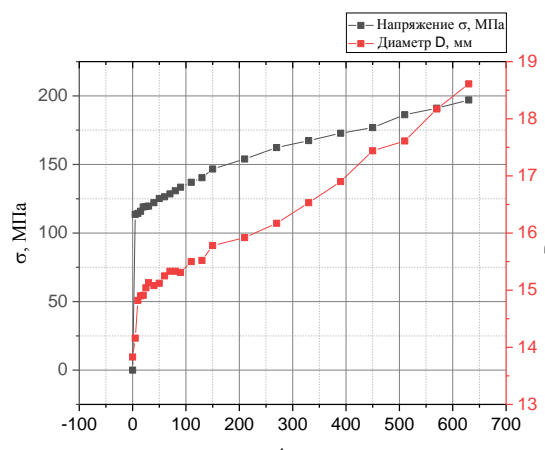


б

Рисунок 3.6. Кривые изменения истинных напряжений течения (σ) и диаметра (D) сплава алюминий-78 мас.% цинка в отожженном состоянии в зависимости от степени (а) и времени (б) деформации



а



б

Рисунок 3.7 Кривые изменения истинных напряжений течения (σ) и диаметра (D) сплава алюминий-78 мас.% цинка в закаленном состоянии в зависимости от степени (а) и времени (б) деформации

На кривых изменения диаметра при этих же деформациях наблюдается своеобразное «провисание» кривой. Более наглядно эти особенности строения кривых $D=f(\delta)$ проявляются на отожженном образце (ср. рисунки 3.6 и 3.7). На закаленном образце такой характер зависимости проявляется слабее, что еще раз указывает влияние исходного состояния на закономерности деформационного процесса (рисунок 3.7). Кроме того, практически отсутствует участок перехода от равномерной деформации к локальной деформации, т.е. с самого начала осадки развивается только локальная деформация. В соответствии с данными работы [55], при отсутствии в материалах структурных или фазовых превращений, кривая течения состоит из линейного, ответственного за равномерную деформацию, и параболического участка, связанного с локальной деформацией. В таком случае наличие аномалии в виде повышенных значений напряжений течения и пониженных значений диаметра,

может быть связано с развитием под влиянием текущей деформации каких-то процессов в самих материалах. Такие превращения в работах [32, 46], были названы деформационными.

Кроме того, установлено, что при степенях деформации, равных 5,3- 8,3% значения диаметра остаются постоянными, несмотря на непрерывность осадки. Имеет место ступенчатый характер изменения диаметра. В закаленных образцах это выражено слабее, но полностью не исчезает. Это можно происходить в двух случаях:

1) область интенсивной деформации из объема «бочки» переместился в новое место образца, которое при визуальном осмотре не выявляется;

2) механическая энергия деформации расходуется не на изменение формы и размера образца, а на изменение его, что инициируется деформацией.

При этом наблюдается увеличение истинных напряжений течение в ходе всего деформационного процесса. На рисунке 3.6 приведены графические зависимости между истинными напряжениями течения и величиной диаметра в максимальном сечении образца «вершина «бочки») от деформации (рисунок 3.6 а) и времени нагружения. При этом величина равномерной деформации не превышает 2,0-2,5%, а доля локальной деформации составляла около 30,0%. На обоих рисунках хорошо видно, что в интервале деформаций $\approx 5,0-10,0\%$, где диаметр образца имеет постоянное значение, резко увеличивается величина напряжений течения с ≈ 125 МПа до ≈ 150 МПа, что составляет около 40%. Это намного превышает точность регистрации всех параметров деформационного процесса и, следовательно, является его объективной характеристикой.

Анализ кривых деформационных (рисунок 3.6а, 3.7а) и временных (рисунок 3.6б, 3.7б) зависимостей изменения напряжений течения и диаметра показывает их полное сходство. Этот факт иллюстрирует постоянство условий деформации, а также объективность регистрации и расчет всех характеристик деформационного процесса.

При осадке закаленного сплава для достижения одинаковой степени деформации (38,5%) требуется гораздо больше времени, чем для отожженного образца (Приложение Б). При этом напряжения течения вплоть до степеней деформации примерно 5,0% незначительно отличаются между собой. После чего рост напряжений замедляется и остается более низким вплоть до завершения деформации (рисунок 3.7). При этом интенсивность изменения диаметра выше в интервале деформаций $\approx 5,0-38,0\%$ диаметр составляет около 21,0%, а напряжения – 26,0%.

Сопоставление этих результатов между собой показывает, что процессы деформации сплава в закаленном и отожженном состоянии принципиально отличаются между собой. Во втором случае отсутствует участок повышенного деформационного упрочнения, и весь деформационный процесс описывается стандартными кривыми течения в режиме одноосного сжатия [55]. В отожженном состоянии на кривых $D=f(\delta, t)$ имеет место запаздывание изменения формы образца по отношению с классическим случаем деформации.

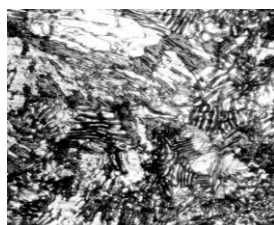
В работах [32, 46] такой характер изменения параметров деформационного процесса связывался с развитием деформационных превращений.

3.3 Процессы структурообразования и изменение свойств сплава

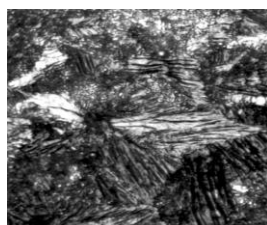
Характер структурных изменений был исследован на образцах, находящихся в наиболее равновесном отожженном при 350°C в течение 5-ти часов. Для этого были приготовлены продольные шлифы разорванных образцов, и одновременно с микроанализом на них же измерялась величина микротвердости. Для анализа выбраны разные участки образца:

- 1) область равномерной деформации примерно 20%;
- 2) начальный участок локальной деформации около 100%;
- 3) вблизи места разрушения приблизительно 220%.

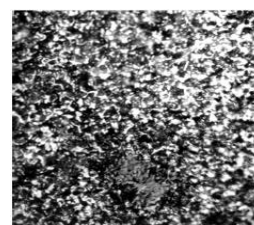
Полученные результаты по исследованию процессов структурообразования представлены на рисунке 3.8. Установлено, что в области равномерной деформации микроструктура сплава существенных изменений не претерпела (рисунок 3.8а). Она состоит из хорошо сформированных колоний с некоторым искажением пластинчатого сложения фаз. В то же время в зонах локальной деформации происходит глубокая перекристаллизация структуры сплава с образованием новых разновидностей структур (рисунок 3.8б, в). Прежде всего, это игольчатая морфология сложения эвтектоидной смеси фаз, которая характерна для мартенситных структур (рисунок 3.8б). Вблизи места разрушения регистрируется высокодисперсная механическая смесь на основе алюминия и цинка (рисунок 3.8в) без игольчатой модификации. Образование такого типа структуры можно объяснить распадом мартенсита.



а



б



в

Рисунок 3.8 – Влияние равномерной (а) и разных степеней локальной деформации (б, в) на процессы структурообразования в отожженном состоянии.
×2000

Сравнение образующихся под влиянием пластической деформации растяжением микроструктур показывает, что на участке равномерной деформации таких кардинальных изменений не наблюдается (рисунок 3.8). Эти результаты наглядно показывают, что в области локализации деформации, возникает специфическое структурно-фазовое состояние сплава, которое инициируется локальной пластичностью. Таким образом, именно локализация пластической деформации ответственна за структурообразование и формирование нового структурно-фазового состояния. Равномерная деформация таких изменений не вызывает.

В таблице (Приложение Б) приведены исходные данные по измерению микротвердости в разных местах продольного шлифа отожженного сплава. Обработанные результаты приведены в таблице 3.10.

Таблица 3.10 – Изменение величины микротвердости в разных зонах разорванного образца

Зона равномерной деформации ($\approx 20\%$)	Зона локальной деформации ($\approx 100\%$)	Вблизи места разрушения ($\approx 220\%$)
987 МПа Деформационное упрочнение/термическое разупрочнение	1105 МПа Образование мартенсита деформации	825 МПа Распад мартенсита деформации

Из таблицы 3.10 следует, что максимальной величины микротвердость достигает в зоне локальной деформации с мартенситной структурой, а минимальной – в области равномерной деформации с пластинчатой структурой (рисунок 3.8а). Такой результат очевиден, так как пластинчатая микроструктура характерна для равновесного состояния эвтектоидных сплавов, где прочностные характеристики минимальны. Мартенситная структура (рисунок 3.8б), наоборот, – для наиболее неравновесного состояния, которое может быть вызвано сильным пересыщением твердого раствора, как в системе железо-углерод или сильным деформационно-фазовым наклепом. В этом случае образуется не мартенсит закалки, а мартенсит деформации. Не исключено, что в данном случае в зоне локальной пластичности под действием интенсивной локальной деформации и образуется мартенсит деформации. Соответственно, вблизи места разрушения регистрируется структура распавшегося мартенсита (рисунок 3.8в).

Аналогичные исследования процессов структурообразования выполнены на продольных шлифах закаленных осаженных образцов (рисунок 3.9).

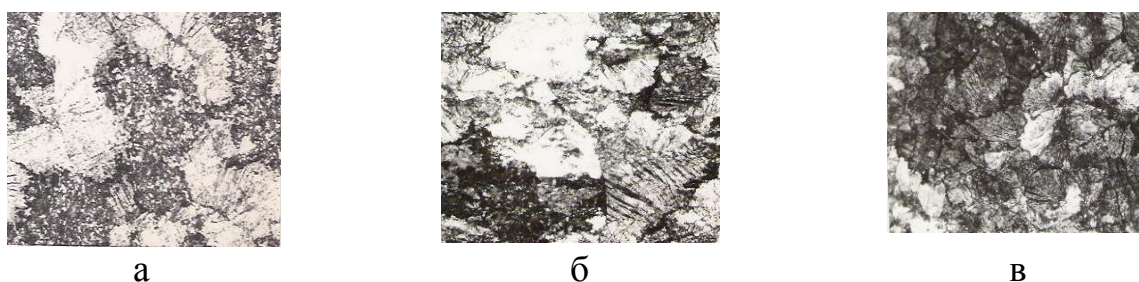


Рисунок 3.9 – Микроструктура эвтектоида Al-Zn в закаленном состоянии после деформации осадкой в зоне затрудненной деформации (а), в области конусов скольжения (б) и в зоне «бочки». (в). $\times 500$

Показано, что в зоне затрудненной деформации на торцевых поверхностях кроме исходной мелкозернистой структуры по границам зерен

высокотемпературной β -фазы образовалась новая фазовая составляющая с преобладанием цинкового твердого раствора (рисунок 3.9а). В зоне конусов скольжения, где условия реализации пластичности наиболее благоприятные, образовалась игольчатая структура, как и при растяжении (рисунок 3.8б и 3.9б). В зоне максимальной реализации локальной пластичности микро-структура принципиальных различий не имеет, хотя «иглолок», связанных с интенсивной деформации в заметном количестве не обнаружено, как и при растяжении (рисунки 3.8в и 3.9в).

3.3.1 Влияние деформации осадкой на величину термо ЭДС (контактную разность потенциалов – КРП)

Измерение контактной разности потенциалов проведено на кубических образцах с размером грани 20 мм. Известно [54], что величина (КРП) зависит от двух факторов: от работы выхода электрона и разности концентрации коллективизированных электронов, которые контролируют силу металлической межатомной связи. Кроме того, она зависит от размеров зерна, а следовательно, от протяженности межфазовых и межзеренных границ. Это связано с тем, что на границах структурных элементов атомы имеют меньше соседей, чем в объеме и труднее удерживают электроны.

На рисунках 3.10 и 3.11 приведены кривые изменения КРП сплава Al-78%Zn и платинового эталона, полученные в режиме непрерывного нагрева. Согласно [54], они достаточно хорошо описываются формулой (2.13):

$$E = aT + bT^2 \quad (2.13)$$

где aT – описывает линейную зависимость;

bT^2 – описывает квадратичную или параболическую зависимость.

Согласно [54], это правило реализуется в металлах и сплавах, в которых в температурном интервале нагрева не развиваются структурные или фазовые превращения. Если такие превращения есть, то при этих температурах будут наблюдаться разного рода аномалии.

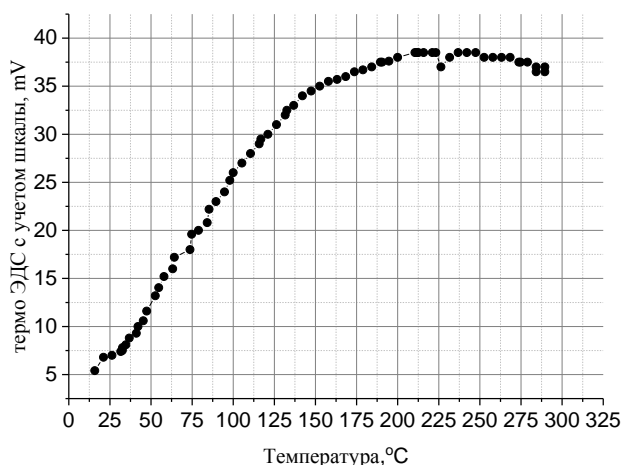


Рисунок 3.10 Температурные кривые изменения (КРП) в зоне затрудненной деформации

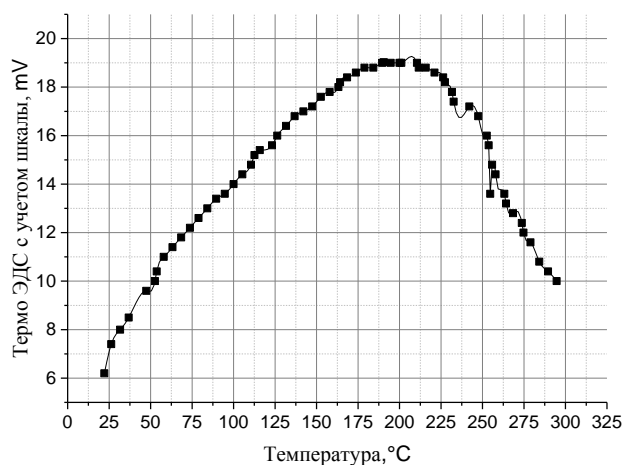


Рисунок 3.11 Температурные кривые изменения (КРП) в области «бочки»

По результатам измерения КРП установлено, что обе кривые принципиальным образом отличаются между собой (рисунки 3.10 и 3.11). Прежде всего, эти различия касаются общего уровня значений: в зоне затрудненной деформации максимальные значения термоЭДС достигают почти 40 мВ, а в области «бочки» в два раза меньше – около 19 мВ. Кроме того, на линейном участке кривых интенсивность роста термоЭДС у первого образца (рисунок 3.10) выше, чем у второго (рисунок 3.11).

Большой интерес представляет вид зависимостей. При одной и той же температуре нагрева кривая изменения КРП не имеет ниспадающего участка, она обрывается и в полной мере параболическая зависимость в данных условиях нагрева не реализуется. В то же время температурные кривые изменения КРП в области «бочки» в полной мере отражают обе зависимости – линейную и параболическую (рисунок 3.11). Полученные результаты прямо указывают на тот факт, пластическая деформация оказывает большое влияние на количество коллективизированных электронов, участвующих в образовании металлической связи между компонентами и фазами алюминиево-цинкового сплава (Приложение В).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В настоящее время в научной среде утвердилась точка зрения автора работы [32], в соответствии с которой пластичность реализуется только через локализацию деформации на разных ее стадиях и иерархических уровнях [30, 34, 35 и др.]. Способность металлов и сплавов к локальной пластичности характеризуется геометрией образца в виде крутой или диффузной сильно растянутой шейки. При этом равномерная и локальная пластичность металлических материалов являются составной частью деформационного процесса, связь между которыми характеризуется коэффициентом локализации деформации. Инициирование локальной пластичности в виде диффузной шейки увеличивает продолжительность деформации и отодвигает по времени непосредственный акт разрушения материала.

Основная позиция работы состоит в том, что локализация деформации является определяющим фактором, контролирующим ресурс пластичности конструкционных материалов и их сопротивление разрушению. Критерием способности материалов к локальному формоизменению или локальной пластичности является коэффициент локализации деформации.

Полученные в работе результаты по изменению расчетных параметров деформационного процесса от величины текущей пластической деформации состоят в следующем:

1) Осциллирующий характер истинных напряжений и скоростей течения наглядно иллюстрирует работу механизма «бегающей шейки» с чередованием процессов разупрочнения – упрочнения материалов в минимальном наиболее опасном сечении стандартных образцов (и любых объектов – машина, конструкция, деталь и др.) как на стадии равномерной, так и локальной деформаций.

КЛД - силовой критерий прочности.

2) Между коэффициентом локализации деформации и величиной локальной пластичности (как по удлинению, так и по сужению) имеется непосредственная связь, чем больше КЛД, тем выше способность материала к локальному формоизменению и ресурс пластичности материала, тем дольше он сопротивляется разрушению при наличии шейки.

КЛД – деформационный критерий прочности по типу трещиностойкости промышленных металлов и сплавов.

3) Полная корреляция между величиной коэффициента локализации деформации и истинными скоростями течения (абсолютный максимум обеих характеристик достигается перед разрывом) указывает на то, что КЛД контролирует скоростное упрочнение материала и его способность сопротивляться разрушению в условиях макроскопической шейки.

КЛД – скоростной критерий прочности.

4) Локализация деформации сокращает деформированный объем и эффективное сечение образца в результате чего реальная прочность материала падает задолго до появления макроскопической шейки, т.е. локализация

деформации является основной причиной расхождения между теоретической и реальной прочностью твердых тел.

5) Коэффициент локализации деформации определяет не только соотношение между равномерной и локальной деформациями, также величину истинных скоростей течения материалов в шейке и возможность скоростного упрочнения. При переходе в область локальной деформации КЛД увеличивается на порядок от значений, близких к единице до десяти и более. Этот результат хорошо согласуется с постоянством величины равномерной деформации и с ее определенной независимостью от внешних факторов.

6) Равномерная деформация в пределах естественного разброса случайных величин не зависит от температуры и является постоянной величиной, зависящей от наиболее ранней предыстории получения сплава. По этой причине она не определяет предельную пластичность материала и не может быть использована в качестве критерия не только пластичности, но и прочности. При этом КЛД не характеризует величину равномерной деформации, принимая постоянное значение, равное единице.

7) Коэффициент локализации деформации является универсальным критерием, характеризующим деформационный процесс по нескольким параметрам – истинным напряжениям и скоростям течения материалов, а также способности к локальной деформации и, соответственно, к сопротивлению разрушению при наличии макроскопической шейки. В определенной степени можно провести аналогию с трещиностойкостью материалов или их способностью к деформации при наличии острой трещины.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

- 1 Кан Ф. Механическая технология. Санкт-Петербург, 1908. - 200 с.
- 2 Taylor G.I. The mechanism of plastic deformation of crystals. //Proc. Roy. Soc. A1934, v. 145. P. 362-415.
- 3 Губкин С. И. Теория обработки металлов давлением. — М.: Металлургиздат, 1947.— 380 с.
- 4 Надаи А. Пластичность и разрушение твердых тел. М.: Мир, 1954. 647 с.3.
- 5 Хилл Р. Математическая теория пластичности. М.: ГИТТЛ, 1956. 398 с.
- 6 Пашков П.О. Разрыв металлов. - Л.: Судпромиздат, 1960.- 122 с.
- 7 Губкин С.И. Пластическая деформация металлов. М.: Металлургиздат, 1961. Т 1, 2, 3.
- 8 Малинин Н.Н. Прикладная теория пластичности и ползучести. М.: Металлургия, 1968. 400 с.
- 9 Соколовский В.В. Теория пластичности. М.: Металлургия, 1969. 608 с.
- 10 Качанов Л.М. Основы теории пластичности. М.: Наука, 1969. 420 с.
- 11 Ильющин А.А. Механика сплошной среды. М.: Металлургия, 1971. 245 с.
- 12 Хоникомб Р. Пластическая деформация кристаллов. М.: Мир, 1972. 408 с.
- 13 Александров А.Р. Основы теории упругости и пластичности. М.: Высшая школа, 1990. 400 с.
- 14 Бриджмен П. Исследование больших пластических деформаций. - М.: Металлургиздат, 1955. - 360 с.
- 15 Пресняков А.А. Очаг деформации при обработке металлов давлением. Алма-Ата: Наука, 1988. 176 с.
- 16 Рыбин В.В. Большие деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
- 17 Электронная микроскопия тонких кристаллов /Хирш П., Хови А., Николсон Р., Пешли Д., Уэлан М.: Пер. с англ. М.: Мир, 1968. 574 с.
- 18 Автоионная микроскопия /Под ред. Дж. Рена и С. Ранганатана: Пер. с англ. М.: Мир, 1971. 270 с.
- 19 Ван Бюрен Дефекты в кристаллах: пер. с англ. М.: Иностранная литература, 1962. 584 с.
- 20 Васильев Л.И. Дислокации в металлах и сплавах. Л.: ЛДНТП, 1963. 100 с.
- 21 Фридель Ж. Дислокации: Пер. с англ. М.: Мир, 1967. 643 с.
- 22 Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций: Пер. с англ. М.: Атомиздат, 1972. 599;
- 23 Френкель. Я.И. Введение в теорию металлов. Л.: Наука, 1972. С. 326-366.
- 24 Лихачев В.А., Хайров Р.Ю. Введение в теорию дислокаций. Л.: ЛГУ, 1975. 183 с.

- 25 Новиков И.И. Дефекты кристаллического строения металлов. М.: Metallurgy, 1983. 232 с.
- 26 Коттрелл А.Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах: Пер. с англ. М.: Metallurgizdat, 1958. 267 с.
- 27 Гуляев А.П. Металловедение. М.: Metallurgy, 1977. 625 с.
- 28 Владимиров В.И., Романов А.Е. Дисклинации в кристаллах. М.: Наука, 1986. 183 с.
- 29 Панин В.Е., Лихачев В.А., Гриняев Ю.И. Структурные уровни деформации твердых тел. Новосибирск: Наука, 1985. 229 с.
- 30 Лихачев В.А., Панин В.Е., Засимчук Е.Э. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации. Киев: Наукова думка, 1986, 198 с.
- 31 Структурные уровни пластической деформации и разрушения. /Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Данилов В.И. и др. Новосибирск: Наука. Сибирское отделение, 1990. 225 с.
- 32 Пресняков А.А. Локализация пластической деформации. Алма-Ата: Наука, 1981. 122 с.
- 33 Бочвар А.А., Преображенская Ю.А. К вопросу о природе видимых в микроскопе линий скольжения. //Доклады АН СССР, 1957, т.113, №7. С. 127-134.
- 34 Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В., Моисеенко Д.Д. Природа локализации пластической деформации твердых тел. //Журнал технической физики, 2007, т. 77, вып. 8. С. 62-69.
- 35 Бакач Г.П., Дударев Е.Ф., Колобов Ю.Р., Грабовецкая Г.П., Нашин О.А., Валиев Р.З. Локализация пластической деформации на макромасштабном уровне в субмелкокристаллических металлах и сплавах. //Физическая мезомеханика, 2004, №7, спец. выпуск, ч. 1, С. 135-137.
- 36 Валиев Р.З., Александров И.А. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272 с.
- 37 Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовецкая и др. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов. Новосибирск: Наука, 2001. 232 с.
- 38 Данилов В.И., Коновалов С.В., Журавлева С.В., Громов В.Е. Макролокализация пластической деформации при ползучести мелкокристаллического алюминия. //Журнал технической физики, 2005, т. 75, вып. 3. С. 92-95.
- 39 Теплякова Л.А., Козлов Э.В. Формирование масштабно-структурных уровней локализации пластической деформации в металлических монокристаллах. //Физическая мезомеханика, 2005, №7, вып. 6. С. 57-69.
- 40 Стефанов Ю.П. Режимы дилатансии и уплотнения развития деформации в зонах локализованного сдвига. //Физическая мезомеханика, 2010, №13. Спец. выпуск. С. 44-52.
- 41 Инденбом В.Л., Орлов А.Н., Эстрин Ю.З. Элементарные процессы пластической деформации кристаллов. Киев: Наукова думка, 1978. С. 93-113.

- 42 Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука, 2008. 327 с.
- 43 Данилов В.И., Орлова Д.В., Зуев Л.Б., Болотина И.О. О локализации пластической деформации на стадии предразрушения и возможности прогнозирования места и времени вязкого разрыва. //Журнал технической физики, 2011, том 81, вып. 2. С. 51-57.
- 44 Бернштейн М.Л., Займовский В.А. Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1979. С. 206-213.
- 45 Ляпунова Е.А., Петрова А.Н., Бродова И.Г., Наймарк О.Б., Соковников М.А., Чудинов В.В., Уваров С.В. Исследование локализации пластической деформации и формирование многомасштабных дефектных структур в процессе динамического нагружения алюминиевого сплава 6061. //Физическая мезомеханика, 2012, №15, вып. 2. С.61-67.
- 46 Локализация пластической деформации и неравновесные структурно-деформационные превращения. Алматы: Изд-во «Комплекс», 2004. 271 с.
- 47 Полетика Т.М., Нариманова Г.Н., Колосов С.В., Зуев Л.Б. Локализация пластического течения в технических сплавах циркония. //Прикладная механика и техническая физика, 2003, том 44, №2. С.132-142.
- 48 Тюменцев А.Н., Литовченко Ю.И., Пинжин Ю.П., Коротаев А.Д., Сурикова Н.С., Лысенко О.В., Гирсова С.Л. Новая мода мезоуровня деформации механизмами динамических фазовых превращений в полях напряжений. //Физическая мезомеханика, 2003, вып. 6, №2. С.15-36.
- 49 Хансен М., Андерко К. Структуры бинарных сплавов. М.: Металлургиздат, 1962, т.1-2. 1488 с.
- 50 Богомолова Н.А. Практическая металлография. М.: Высшая школа, 1978. 272 с.
- 51 Вашуль Практическая металлография. /Пер. с нем. М.: Металлургия, 1988. 320 с.
- 52 Золоторевский В.С. Механические испытания и свойства металлов. М.: Металлургия, 1974. 305с.
- 53 Методы испытания, контроля и исследования машиностроительных материалов. Методы исследования механических свойств. Т.2. /Под ред. С.И. Кишкиной и Н.М. Склярова. М.: Машиностроение, 1974. 320 с.
- 54 Лившиц В.Г., Крапошин В.С., Линецкий Я.Л. Физические свойства металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1980. – 320 с.
- 55 Бернштейн М.Л., Займовский В.А. Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1978. 495 с.]
- 56 Феодосьев В.И. Сопротивление материалов М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1999. 592 с.
- 57 Работнов Ю.Н. Сопротивление материалов. М.: Государственное издательство физико-технической литературы (ГИФМЛ), 1962. 367 с.

Приложение А

Таблица А.1- Исходные данные и расчет основных характеристик сплава Al-78%Zn в отожженном состоянии при температуре разрыва 250°C

№	l	δ%	d	d ²	F[мм ²]	P[кг]	σ $\left[\frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}\right]$	t, [с]	Δt[с]	КЛД	V[с ⁻¹]
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
0	5,05	0	1,25	1,562	15,03	0	0	0	0	1,0000	-
1	5,05	0	1,24	1,538	14,79	20,0	1,35	30	30	1,0152	0,00052
2	5,15	1,98	1,21	1,464	14,08	31,0	2,20	50	20	1,0465	0,00273
3	5,25	3,96	1,19	1,416	13,62	35,0	2,57	60	10	1,0617	0,00378
4	5,40	6,93	1,17	1,369	13,17	35,8	2,72	70	10	1,0676	0,00391
5	5,56	10,10	1,16	1,346	12,94	34,0	2,63	80	10	1,0537	0,00188
6	5,70	12,87	1,14	1,300	12,50	31,6	2,53	90	10	1,0649	0,00434
7	5,96	18,02	1,09	1,188	11,43	28,5	2,49	105	15	1,1134	0,00817
8	6,26	23,96	1,06	1,124	10,81	25,1	2,32	120	15	1,1204	0,00791
9	6,64	31,48	1,03	1,061	10,21	21,1	2,07	140	20	1,1201	0,00445
10	7,02	39,01	0,97	0,941	9,05	17,6	1,94	160	20	1,1950	0,01062
11	7,41	46,73	0,93	0,865	8,32	15,4	1,85	180	20	1,2302	0,00782
12	7,79	54,26	0,89	0,792	7,62	14,0	1,84	200	20	1,2786	0,00914
13	8,21	62,57	0,86	0,740	7,12	11,5	1,62	220	20	1,2977	0,00734
14	8,60	70,30	0,81	0,656	6,31	10,5	1,66	240	20	1,3981	0,01526
15	9,12	80,59	0,76	0,578	5,56	10,2	1,60	265	25	1,4966	0,01461
16	9,56	89,31	0,72	0,518	4,99	8,9	1,60	285	20	1,5911	0,01724
17	9,66	91,29	0,72	0,518	4,69	8,8	2,04	290	5	1,5746	0
18	10,05	99,90	0,68	0,462	4,45	8,8	1,98	305	15	1,6900	0,02785
19	10,48	107,52	0,65	0,422	4,06	8,3	2,04	325	20	1,7847	0,01793
20	10,99	117,62	0,62	0,384	3,70	7,3	1,97	350	25	1,8680	0,01587
21	11,38	125,35	0,58	0,336	3,24	6,7	2,07	375	20	2,0640	0,03355
22	11,81	133,86	0,54	0,292	2,80	6,1	2,18	395	20	2,2867	0,03257
23	12,17	140,99	0,52	0,270	2,60	5,4	2,08	415	20	2,3986	0,02341
24	12,70	151,48	0,50	0,250	2,40	5,1	2,12	440	25	2,4853	0,02031
25	13,26	162,51	0,44	0,194	1,86	4,3	2,31	470	30	3,0714	0,07792
26	13,81	173,46	0,41	0,168	1,62	3,92	2,28	495	25	3,3860	0,05470
27	13,91	175,45	0,40	0,160	1,54	3,64	2,48	500	5	3,5592	0,11538
28	14,45	186,14	0,37	0,137	1,32	3,25	2,46	525	25	3,9714	0,07272
29	15,20	197,43	0,33	0,109	1,05	2,73	2,60	550	25	4,8030	0,14094
30	15,59	208,71	0,29	0,084	0,81	2,28	2,82	575	25	5,9987	0,22069
31	15,89	214,65	0,27	0,073	0,70	2,00	2,86	590	15	6,7620	0,21212
32	16,20	220,79	0,27	0,073	0,70	1,65	2,36	605	15	6,6320	0
33	16,45	225,74	0,26	0,068	0,60	1,59	2,65	615	10	6,9771	0,15790
34	16,73	231,29	0,23	0,053	0,51	1,45	2,84	630	15	8,8780	0,55556
35	17,04	237,43	0,21	0,044	0,42	1,32	3,14	645	15	10,5842	0,50000
36	17,32	242,97	0,19	0,036	0,35	1,22	3,49	655	10	12,6770	1,00000
37	17,61	248,71	0,18	0,032	0,31	1,08	3,48	665	10	14,3386	0,75000

Продолжение приложения А

Таблица А.2 – Исходные данные и расчет основных характеристик сплава Al-78%Zn в закаленном состоянии при температуре разрыва 350°C

№	l	Δl	d	d ²	$\delta\%$	P[кг]	$\sigma[\frac{кг}{мм^2}]$	F[мм ²]	$\Delta t[c]$	k	V[c]
0	2,44	0	0,60	0,36	0	0	0	19,19	0	1,0000	-
1	2,49	0,05	0,59	0,35	2,05	5,5	0,30	18,55	20	1,0051	0,00148
2	2,52	0,08	0,59	0,35	3,28	17,5	0,94	18,55	22	0,9961	0
3	2,61	0,17	0,57	0,32	6,97	19,7	1,14	17,32	14	1,0516	0,00750
4	2,66	0,22	0,57	0,32	9,02	20,0	1,15	17,32	14	1,0318	0
5	2,75	0,31	0,55	0,30	12,70	20,5	1,27	16,12	10	1,0652	0,00807
6	2,85	0,41	0,53	0,28	16,80	18,7	1,25	14,97	17	1,1005	0,00534
7	2,86	0,42	0,52	0,27	17,21	18,2	1,19	14,41	9	1,1376	0,00553
8	3,00	0,56	0,52	0,27	22,95	19,9	1,38	14,41	4	1,0844	0
9	3,08	0,60	0,52	0,27	25,64	19,0	1,34	14,41	15	1,0533	0,0024
10	3,12	0,68	0,52	0,27	27,87	18,9	1,31	14,41	8	1,0421	0
11	3,16	0,72	0,51	0,26	29,51	18,3	1,32	13,86	7	1,0694	0,00767
12	3,24	0,80	0,51	0,26	32,79	17,5	1,26	13,86	5	1,0430	0
13	3,28	0,84	0,50	0,25	34,43	17,2	1,29	13,32	8	1,0719	0,00727
14	3,33	0,89	0,48	0,23	36,48	16,9	1,38	12,28	7	1,1466	0,01959
15	3,42	0,98	0,48	0,23	40,16	16,4	1,34	12,28	7	1,1165	0
16	3,48	1,04	0,47	0,22	42,62	16,1	1,37	11,77	9	1,1416	0,00833
17	3,57	1,13	0,46	0,21	46,31	15,8	1,40	11,28	11	1,1724	0,00749
18	3,65	1,21	0,46	0,21	49,59	15,3	1,36	11,28	10	1,1466	0
19	3,71	1,27	0,45	0,20	52,05	14,2	1,32	10,79	10	1,1829	0,00874
20	3,78	1,34	0,44	0,19	54,92	14,0	1,36	10,32	6	1,2225	0,01674
21	3,83	1,39	0,43	0,18	56,97	13,8	1,40	9,86	9	1,2141	0,01244
22	3,89	1,45	0,43	0,18	69,43	13,5	1,37	9,86	7	1,2545	0
23	4,00	1,56	0,41	0,17	63,93	13,1	1,46	9,86	9	1,2924	0,01396
24	4,07	1,63	0,40	0,16	66,80	12,9	1,51	8,53	9	1,3503	0,01578
25	4,13	1,69	0,39	0,15	69,26	12,5	1,54	8,11	10	1,4168	0,01553
26	4,22	1,78	0,38	0,14	72,95	11,5	1,49	7,70	10	1,4864	0,01851
27	4,30	1,86	0,36	0,13	76,23	11,2	1,62	6,91	10	1,5719	0,02149
28	4,38	1,94	0,34	0,12	79,51	10,5	1,70	6,16	10	1,6729	0,02525
29	4,47	2,03	0,31	0,10	83,20	9,9	1,93	5,12	10	1,96363	0,07115
30	4,56	2,12	0,31	0,10	86,88	9,1	1,78	5,12	10	1,9248	0
31	4,61	2,17	0,30	0,09	88,93	8,0	1,67	4,80	10	2,1172	0,0448
32	4,67	2,23	0,28	0,08	91,39	7,1	1,70	4,18	5	2,3536	0,11359
33	4,74	2,30	0,27	0,07	94,26	5,7	1,46	3,89	5	2,6535	0,14894
34	разрыв		0,27	0,07		2,6	0,67	3,89	3	-	0

Продолжение приложения А

Таблица А.3 – Исходные данные и расчет основных характеристик сплава Al-78%Zn при промежуточной закалке $t_{\text{зак}}=100$ °С температуре разрыва 150°С

№	l	Δl	d	d^2	$\delta\%$	P[кг]	$\sigma[\frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}]$	F[мм ²]	$\Delta t[\text{c}]$	k	V[с ⁻¹]
0	5,05	0	1,08	1,166	0	0	0	14,934	0	1	0
1	5,13	0,08	1,07	1,145	1,584	37	2,523	14,665	0	0,962	0,9111
2	5,21	0,08	1,05	1,102	3,168	40	2,834	14,114	25	1,0263	0,00164
3	5,29	0,08	1,04	1,081	4,752	41	2,961	13,845	10	1,0303	0,00209
4	5,31	0,02	1,02	1,040	5,148	117	8,783	13,320	45	1,0666	0,00098
5	5,32	0,01	1,01	1,020	5,346	157	12,017	13,064	20	1,085	0,00111
6	5,34	0,02	1,00	1,00	5,742	176	13,741	12,808	15	1,102	0,00153
7	5,44	0,10	0,99	0,980	7,722	189	15,057	12,552	10	1,104	0,00240
8	5,48	0,04	0,98	0,960	8,515	196	15,941	12,295	10	1,118	0,00250
9	5,52	0,04	0,98	0,960	9,307	211	17,161	12,295	15	1,110	0
10	5,69	0,11	0,97	0,941	11,485	212	17,590	12,052	5	1,112	0,0052
11	5,696	0,06	0,97	0,883	12,673	208	18,392	11,309	5	1,171	0,0171
12	5,87	0,18	0,92	0,846	16,237	201	18,550	10,835	5	1,185	0,0121
13	6,01	0,14	0,89	0,799	19,009	193	19,027	10,143	5	1,235	0,0199
14	6,11	0,10	0,87	0,756	20,990	182	18,796	9,683	5	1,274	0,0147
15	6,24	0,13	0,67	0,449	23,564	166	28,869	5,750	5	2,103	0,357
16	6,447	0,23	0,65	0,422	28,118	137	25,345	5,405	5	2,156	0,0351
17	6,68	0,21	0,45	0,202	32,277	0	0	2,587	5	4,347	1,245

Продолжение приложения А

Таблица А.4 – Исходные данные и расчет основных характеристик сплава Al-78%Zn при промежуточной закалке $t_{\text{зак}}=175$ °С температуре разрыва 100°С

№	l	$\delta\%$	d	d^2	F[мм ²]	P[кг]	$\sigma[\frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}]$	t	$\Delta t[\text{c}]$	k	V[c]
0	4,56	0	1,17	1,369	21,77	0	0	0	0	1	0
1	4,60	0,219	1,17	1,369	21,77	17	0,781	0	0	0,998	0
2	4,62	1,316	1,17	1,369	21,77	82	3,77	35	35	0,987	0
3	4,65	1,974	1,17	1,369	21,77	130	5,97	55	20	0,912	0
4	4,67	2,412	1,17	1,369	21,77	176	8,08	75	20	0,977	0
5	4,74	3,947	1,15	1,323	21,04	202	9,60	85	10	0,996	0,004
6	4,77	4,565	1,15	1,323	21,04	218	10,36	95	10	0,990	0
7	4,86	6,579	1,15	1,323	21,04	222	10,88	105	10	0,971	0
8	4,95	8,553	1,13	1,277	20,3	220	10,84	113	8	0,987	0,005
9	5,05	10,746	1,12	1,254	19,94	216	10,83	118	5	0,986	0,004
10	5,10	11,842	1,08	1,156	18,38	210	11,43	123	5	1,060	0,017
11	5,23	14,693	1,05	1,103	17,54	202	11,52	128	5	1,082	0,012
12	5,24	14,912	1,00	1,000	15,9	184	15,57	131	3	1,192	0,048
13	5,30	16,228	0,98	0,960	15,27	164	10,74	134	3	1,746	0,019
14	5,44	19,298	0,95	0,903	14,36	138	9,61	137	3	1,923	0,032
15	5,64	23,683	0,85	0,723	11,50	0	0	143	6	1,531	0,079
16	6,00	31,579	0,64	0,410	6,52	0	0	149	6	2,541	0,429

Продолжение приложения А

Таблица А.5 – Исходные данные и расчет основных характеристик сплава Al-78%Zn при промежуточной закалке $t_{\text{зак}}=225$ °С температуре разрыва 150°С

№	l	$\delta\%$	d	d ²	F[мм ²]	P[кг]	$\sigma[\frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}]$	t	$\Delta t[\text{с}]$	k	V[с ⁻¹]
0	4,93	0	1,23	1,512	19,716	5	0,253	0	0	1	0
1	4,94	0,202	1,22	1,488	19,403	30	1,546	0	0	1,0132	0,0154
2	4,96	0,608	1,22	1,488	19,403	30	1,546	37	37	1,0092	0
3	4,97	0,811	1,21	1,464	19,090	70	3,666	57	20	1,0238	0,00085
4	4,98	1,014	1,20	1,44	18,777	100	5,325	72	15	1,090	0,00117
5	5,00	1,419	1,18	1,392	18,151	130	7,162	87	15	1,0708	0,00251
6	5,00	1,419	1,18	1,392	18,151	160	8,814	102	15	1,0708	0
7	5,01	1,622	1,16	1,345	17,538	185	10,548	117	15	1,106	0,00261
8	5,02	1,825	1,15	1,322	17,238	210	12,182	132	15	1,122	0,00131
9	5,03	2,028	1,15	1,322	17,238	222	12,878	152	20	1,120	0
10	5,20	5,476	1,14	1,299	16,938	220	12,988	157	5	1,102	0,00405
11	5,21	5,679	1,10	1,21	15,778	216	13,689	162	5	1,181	0,0184
12	5,32	7,910	1,10	1,21	15,778	210	13,309	167	5	1,157	0
13	5,40	9,533	1,09	1,188	15,491	204	13,168	172	5	1,161	0,00185
14	5,51	11,764	1,09	1,188	15,491	197	12,717	177	5	1,139	0
15	5,55	12,876	1,06	1,123	14,643	185	12,634	182	5	1,196	0,0155
16	5,65	14,604	1,03	1,060	13,882	182	13,110	187	5	1,243	0,0166
17	5,78	17,241	1,03	1,060	13,882	172	12,390	192	5	1,215	0
18	5,84	18,458	1,00	1,000	13,04	161	12,346	197	5	1,276	0,0182
19	5,95	20,689	0,97	0,940	12,257	155	12,645	202	5	1,330	0,0206
20	6,05	22,718	0,97	0,940	12,257	145	11,829	207	5	1,310	0
21	6,08	23,326	0,92	0,846	11,031	135	12,238	212	5	1,448	0,0395
22	6,19	25,557	0,90	0,81	10,562	125	11,834	217	5	1,486	0,0167
23	6,34	28,600	0,88	0,774	10,092	115	11,395	222	5	1,518	0,0183
24	6,47	31,237	0,84	0,705	9,193	97	10,551	227	5	1,632	0,0412
25	6,57	33,265	0,76	0,577	7,524	5	0,664	232	5	1,965	0,117
26	6,86	39,148	0,68	0,462	6,024	0	0	247	15	2,349	0,054

Приложение Б

Таблица Б.1 – Экспериментальные данные по осадке образцов сплава алюминий-78 мас.% цинка в отожженном состоянии. Образец №1

№ изм.	Время t, с	Нагрузка P, кН	Диаметр D, мм	Сечение F, мм ²	Напряжение σ, МПа	Деформация ε, %
0	0	0	14,0	153,9	0	0
1	5	16,27	14,3	160,5	101,4	0,3
2	10	18,71	14,5	165,0	113,4	0,8
3	15	19,74	14,6	167,3	118,0	1,3
4	20	20,07	14,8	171,9	116,7	1,8
5	25	20,34	14,9	174,3	116,7	2,3
6	30	21,42	15,0	179,0	119,6	3,3
7	40	22,02	15,1	181,4	122,6	4,3
8	50	23,05	15,2	181,4	127,1	5,3
9	65	25,49	15,2	181,4	140,5	6,3
10	80	26,85	15,2	181,4	148,0	7,3
11	95	27,93	15,2	182,6	153,0	8,3
12	100	28,97	15,3	183,8	157,6	10,3
13	120	31,19	15,3	183,8	168,7	12,3
14	140	32,71	15,4	186,2	175,6	14,3
15	160	33,90	15,5	188,6	179,8	16,3
16	180	35,53	15,7	193,5	183,6	18,3
17	200	36,88	15,9	198,5	185,8	20,3
18	220	38,24	16,1	203,5	187,9	22,3
19	240	40,41	16,3	208,6	193,8	24,3
20	260	42,31	16,7	218,9	193,3	26,3
21	280	44,48	17,1	229,5	193,8	28,3
22	300	47,24	17,6	243,2	194,2	30,3
23	320	49,36	17,9	251,5	196,2	32,3
24	340	52,07	18,0	254,3	204,8	34,3
25	360	55,49	18,2	260,0	213,4	36,3
26	385	58,58	18,4	265,8	220,4	38,3

Продолжение приложения Б

Таблица Б.2 – Экспериментальные данные по осадке образцов сплава алюминий-78 мас.% цинка в закаленном состоянии. Образец №2

№ изм.	Время t, с	Нагрузка P, кН	Диаметр D, мм	Сечение F, мм ²	Напряжение σ , МПа	Деформация ε , %
0	0	0	13,83	147,7	0	0
1	5	17,63	14,16	155,2	113,6	0,3
2	10	29,53	14,82	171,0	114,3	0,6
3	15	20,07	14,90	172,8	115,9	0,9
4	20	20,61	14,91	173,2	119,0	1,2
5	25	20,88	15,04	175,5	119,3	1,5
6	30	21,15	15,13	177,8	119,6	1,8
7	40	21,70	15,08	177,8	122,1	2,4
8	50	22,24	15,10	177,8	125,2	3,0
9	60	22,78	15,25	180,2	126,4	3,7
10	70	23,47	15,33	182,6	128,5	4,3
11	80	23,89	15,33	182,6	130,8	4,9
12	90	24,36	15,33	182,6	133,4	5,5
13	110	25,68	15,50	187,4	137,0	6,7
14	130	26,28	15,52	187,4	140,3	7,9
15	150	28,20	15,78	192,3	146,7	9,2
16	210	30,38	15,92	197,2	154,0	12,8
17	270	32,82	16,17	202,2	162,3	16,5
18	330	35,53	16,53	212,3	167,4	20,2
19	390	38,51	16,90	222,8	172,8	23,8
20	450	41,76	17,44	236,1	176,9	27,5
21	510	45,02	17,61	241,6	186,3	31,1
22	570	48,82	18,17	255,5	191,0	34,8
23	630	53,15	18,61	269,8	197,0	38,5

Приложение В

Таблица В.1 – Первичные исходные данные по изменению контактной разности потенциала сплава Al-78%Zn в режиме непрерывного нагрева в интервале температур от 20°C до 300°C

Температура, mV	Температура °C	Термо ЭДС, mV	Шкала	Термо ЭДС с учетом шкалы, mV
1	2	3	4	5
1,5	15,8	27	15	5,4
2,0	21,1	34	15	6,8
2,5	26,3	35	15	7
3,0	31,6	37	15	7,4
3,1	32,6	37,5	15	7,5
3,2	32,7	39	15	7,8
3,3	34,7	40,5	15	8,1
3,5	36,8	44	15	8,8
3,9	41,1	46,5	15	9,3
4,0	42,1	50	15	10
4,3	45,3	53	15	10,6
4,5	47,4	58	15	11,6
5	52,6	66	15	13,2
5,2	54,7	35,1	30	14,04
5,5	57,9	38	30	15,2
6	63,2	40	30	16
6,1	64,2	43	30	17,2
7	73,7	45	30	18
7,1	74,7	49	30	19,6
7,5	78,9	50	30	20
8	84,2	52	30	20,8
8,1	85,3	55,5	30	22,2
8,5	89,5	57,5	30	23
9	94,7	60	30	24
9,3	97,9	63	30	25,2
9,5	100,0	65	30	26
10	105,3	27	75	27
10,5	110,5	28	75	28
11	115,8	29	75	29
11Д	116,8	29,5	75	29,5
11,5	121,1	30	75	30
12	126,3	31	75	31
12,5	131,6	32	75	32
12,6	132,6	32,5	75	32,5
13	136,8	33	75	33
13,5	142,1	34	75	34
14	147,4	34,5	75	34,5
14,5	152,6	35	75	35
15	157,9	35,5	75	35,5
15,5	163,2	35,7	75	35,7
16	168,4	36	75	36
16,5	173,7	36,5	75	36,5

Проделжение приложение В

1	2	3	4	5
17	178,9	36,7	75	36,7
17,5	184,2	37	75	37
18	189,5	37,5	75	37,5
18,1	190,5	37,5	75	37,5
18,5	194,7	37,6	75	37,6
19	200,0	38	75	38
20	210,5	38,5	75	38,5
20,1	211,6	38,5	75	38,5
20,2	212,6	38,5	75	38,5
20,5	215,8	38,5	75	38,5
21	221,1	38,5	75	38,5
21,2	223,2	38,5	75	38,5
21,5	226,3	37	75	37
22	231,6	38	75	38
22,5	236,8	38,5	75	38,5
23	242,1	38,5	75	38,5
23,5	247,4	38,5	75	38,5
23,5	252,6	38	75	38
24	257,9	38	75	38
24,5	263,2	38	75	38
24,5	268,4	38	75	38
25	273,7	37,5	75	37,5
25,5	274,7	37,5	75	37,5
26	278,9	37,5	75	37,5
26,1	284,2	37	75	37
26,5	289,5	37	75	37
27	284,2	36,5	75	36,5
27,5	289,5	36,5	75	36,5

Продолжение приложения В

Таблица В.2 – Первичные исходные данные по изменению термо ЭДС сплава алюминий-цинк в режиме непрерывного нагрева в интервале температур от 20°C до 300°C

Температура, mV	Температура °C	Термо ЭДС, mV	Шкала	Термо ЭДС с учетом шкалы, mV
1	2	3	4	5
1,5	15,8	31	15	6,2
1,7	17,9	33	15	6,6
2	21,1	36	15	7,2
2,2	23,2	39	15	7,8
2,5	26,3	42	15	8,4
3	31,6	46	15	9,2
3,1	32,6	48,5	15	9,7
3,5	36,8	52	15	10,4
4	42,1	55	15	11
4,2	44,2	59	15	11,8
5	52,6	64	15	12,8
5,3	55,8	67	15	13,4
5,5	57,9	36	30	14,4
6	63,2	38	30	15,2
6,5	68,4	40	30	16
7	73,7	43	30	17,2
7,5	78,9	45	30	18
8	84,2	48	30	19,2
8,5	89,5	50	30	20
9	94,7	52	30	20,8
9,2	96,8	54	30	21,6
10	105,3	57	30	22,8
10,1	106,3	58,5	30	23,4
10,13	106,6	61	30	24,4
11	115,8	63	30	25,2
12	126,3	65	30	26
12,1	127,4	27	75	27
13	136,8	28	75	28
13,1	137,9	29	75	29
13,5	142,1	29,5	75	29,5
14	147,4	30	75	30
14,1	148,4	31	75	31
14,5	152,6	31,5	75	31,5
15	157,9	32	75	32
15,5	163,2	32,5	75	32,5
16	168,4	33	75	33
16,6	174,7	34	75	34
17	178,9	34,1	75	34,1
17,1	180,0	35	75	35
17,2	181,1	35,1	75	35,1
18	189,5	36	75	36
18,2	191,6	36,2	75	36,2

Продолжение приложения В

1	2	3	4	5
19	200,0	37	75	37
20	210,5	37,2	75	37,2
20,1	211,6	37,5	75	37,5
21	221,1	37,5	75	37,5
21,3	224,2	37,6	75	37,6
21,5	226,3	38	75	38
22	231,6	38	75	38
23	242,1	38	75	38
23,4	246,3	38	75	38
24	252,6	38	75	38
24,1	253,7	37	75	37
24,2	254,7	35	75	35
25	263,2	37	75	37
25,3	266,3	37	75	37
25,5	268,4	38	75	38
26	273,7	36,5	75	36,5
26,5	278,9	36	75	36
27	284,2	35	75	35