

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«НИЖЕГОРОДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
им. Р.Е. АЛЕКСЕЕВА»

На правах рукописи



Галкин Владимир Викторович

**Научно-технологическая концепция формирования механических свойств
деформированных металлических сплавов в условиях сложного нагружения
на основе поэтапного структурно-деформационного анализа**

2.6.1 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

2.6.4 – Обработка металлов давлением

Диссертация
на соискание ученой степени
доктора технических наук

Научный консультант
доктор технических наук, профессор
Г.В. Пачурин

Нижний Новгород – 2023

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	7
ГЛАВА 1 СОВРЕМЕННЫЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ О СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЯХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ И ИХ ВЛИЯНИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ	21
1.1 Параметры состояния деформированных металлических сплавов и их влияние на формирование механических свойств	21
1.1.1 Структурно-энергетическое состояние	23
1.1.2 Металлургическое состояния	28
1.1.3 Технологическое состояние	34
1.2 Условия пластического деформирования и их влияние на изменение структуры и формирование механических свойств	37
1.2.1 Структурные изменения при холодной деформаций. Деформационное упрочнение	37
1.2.2 Структурные изменения в условиях теплой и горячей деформации. Возврат и рекристаллизация	41
1.2.3 Структурные изменения в условиях сложного нагружения	43
1.3 Методология оценки формирования механических свойств в условиях сложного нагружения	46
1.3.1 Методы структурно-механических исследований	46
1.3.2 Программное и методическое обеспечение структурно-механических исследований	48
Выводы по главе	58
ГЛАВА 2 НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ КОНЦЕПЦИЯ СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СЛОЖНОГО НАГРУЖЕНИЯ	61

2.1	Структура научно-технологической концепции	61
2.2	Программа и методология исследований	64
2.3	Технологические испытания и материалы исследований	68
2.3.1	Холодное объемное многопереходное деформирование сталей ферритно-перлитного класса .	70
2.3.2	Горячее объемное дробное деформирование стали аустенитного класса	73
2.3.3	Двухосное растяжение методом выпучивания мембран тонколистовых титановых сплавов в условиях теплого и горячего деформирования	76
2.3.4	Горячая прокатка на клин полосовой заготовки рессорной стали	79
2.3.5	Холодная и горячая многопереходная формовка листовых сталей аустенитного класса	81
2.3.6	Горячее объемное деформирование чугуна с шаровидным графитом в открытом штампе	86
	Выводы по главе	90
ГЛАВА 3 РАЗРАБОТКА ПРОГРАММНОГО И МЕТОДИЧЕСКОГО ОБЕСПЕЧЕНИЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ		92
3.1	Программы ЭВМ для определения величины зерна и его разностерности	92
3.2	Методика построения обобщенных кривых деформационного упрочнения	96
3.3	Способ построения зависимостей средней величины зерна от температуры и интенсивности деформации	103
	Выводы по главе	111
ГЛАВА 4. СТРУКТУРНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СЛОЖНОГО НАГРУЖЕНИЯ		113

4.1	Холодное объемное многопереходное деформирование малоуглеродистой стали 10 и борсодержащей стали 20Г2Р ...	113
4.2	Горячее дробное деформирование стали аустенитного класса 12Х18Н10Т	125
4.3	Двухосное растяжение методом выпучивания мембран тонколистовых титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6С в условиях холодного, теплого и горячего деформирования	130
4.4	Горячая прокатка на клин полосовой заготовки рессорной стали 50ХГФА	141
4.5	Холодная и горячая многопереходная формовка листовой стали аустенитного класса 12Х17Г9АН4	151
4.6	Горячее объемное деформирование чугуна с шаровидным графитом в открытом штампе	161
	Выводы по главе	167
 ГЛАВА 5 ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И ДЕФЕКТНОСТИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СЛОЖНОГО НАГРУЖЕНИЯ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА		168
5.1	Структурные изменения в сталях ферритно-перлитного класса при многопереходном холодном объемном деформировании и их влияние на деформационное упрочнение	168
5.2	Структурные изменения стали аустенитного класса Х18Н10Т в условиях горячей дробной деформации и их влияние на динамическую прочность.....	178
5.3	Структурные изменения в тонколистовых титановых сплавах при «жестком» нагружении в условиях холодного, теплого и горячего деформирования и их влияние на предельную пластичность.....	186

5.3.1	Микроструктурный и фрактографический анализы ...	187
5.3.2	Развитие поврежденности листовых титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6С в условиях «жестких» схем напряженного состояния	193
5.3.3	Математическая модель накопления дефектности и структурная оценка предельной пластичности	196
5.4	Структурные изменения в металлических сплавах при объемном и листовом деформировании и их влияние на сопротивление усталости	198
5.4.1	Оценка структурных изменений и механических свойств рессорной стали 50ХГФА в процессе горячей прокатки полосовой заготовки на клин	198
5.4.2	Оценка структурных изменений и механических свойств аустенитной стали 12Х17Г9АН4 при холодной и горячей многопереходной формовке листовых гофрированных панелей	203
5.5	Структурные изменения в чугунах с шаровидным графитом при сложном объемном горячем деформировании и их влияние на предельную пластичность	205
	Выводы по главе	215
	ГЛАВА 6 ПРАКТИЧЕСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ РАБОТЫ	219
6.1	Высокотемпературное испытание тонколистовых материалов на двухосное растяжение методом выпучивания мембран	219
6.2	Инженерные решения оценки механических свойств конструкционных сталей и сплавов в процессах многопереходного объемного деформирования	226
6.2.1	Совершенствование структуры технологического проектирования	226
6.2.2	Конструкторско-технологические решения по холодной высадке крепежных изделий	229

6.2.3	Конструкторско-технологические решения по горячей ковке ступенчатых поковок	235
6.3	Оптимизация технологических процессов изготовления металлоизделий из малопластичных материалов	236
6.3.1	Листовая горячая вытяжка цилиндрических изделий со сферическим дном типа "баллон" из титановых и алюминиевых сплавов	236
6.3.2	Газокомпрессионная штамповка листовых гофрированных панелей из титановых сплавов	240
	Выводы по главе	243
	ЗАКЛЮЧЕНИЕ	244
	СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	249
	ПРИЛОЖЕНИЕ 1 Холодное объемное многопереходное деформирование	276
	ПРИЛОЖЕНИЕ 2 Горячая объемная дробная деформация	281
	ПРИЛОЖЕНИЕ 3 Двухосное растяжение тонколистовых материалов методом выпучивания мембран	282
	ПРИЛОЖЕНИЕ 4 Горячая прокатка.....	296
	ПРИЛОЖЕНИЕ 5 Холодная и горячая многопереходная листовая формовка	304
	ПРИЛОЖЕНИЕ 6 Горячее объемное деформирование в открытом штампе	212
	ПРИЛОЖЕНИЕ 7 Авторские свидетельства и акты внедрения	318

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования. Получение заготовок и деталей из металлических сплавов с требуемыми механическими свойствами является приоритетным направлением развития машиностроения. Пластическое деформирование является одним из основных процессов изготовления изделий, при котором формоизменение металлических сплавов сочетается с формированием механических свойств, определяемых изменением структурного состояния. Для большинства процессов пластическое деформирование происходит в условиях сложного нагружения.

Большой вклад в развитие теоретических положений формирования механических свойств деформированных металлических сплавов в зависимости от структурного состояния внесли известные зарубежные и отечественные ученые. Впервые вопросы зависимости механических свойств от дефектности кристаллов, были обозначены в 20-х годах XX века А. Гриффитсом и экспериментально подтверждены А.Ф. Иоффе, С.Н. Журковым и А.П. Александровым. Для описания механизма скольжения при пластической деформации монокристаллов в 1934 г. Е. Орованом, М. Поляни и Д. Тейлором введено представление о дислокациях, как линейных искажений кристаллической решетки металлических сплавов [1]. В дальнейшем, фундаментальные труды А.Х. Котрелла, В.Т. Рида, Ж. Фриделя, И.А. Одингга, И.И. Новикова [2-9] и других ученых сформировали основные положения теории о дефектах кристаллического строения металлических сплавов применительно к пластическому деформированию и формированию механических свойств. Своеобразие структурообразования металлических сплавов на стадии развитой пластической деформации было изложено в работах В.И. Трефилова с сотрудниками [10-14], а далее получило развитие в трудах В.В. Рыбина, В.В. Панина [15,16]. В исследованиях процессов рекристаллизации и их влиянии на формирование структуры и свойств металлических сплавов следует отметить фундаментальные

работы С.С. Горелика, Л.М. Капуткиной, С.В. Добаткина, В.Ю. Новикова, А.Н. Орлова, В.Н. Перевезенцева, В.Н. Чувильдеева [17-20]. Зависимости механических свойств металлических сплавов от накопления повреждений при пластической обработке приведены в трудах В.И. Бетехтина, В.И. Владимирова, Л.М. Качанова, Р. Хоникомба, Л.Д. Соколова, В.А. Скуднова [21-30] и других ученых.

Первые исследования процессов пластического деформирования в условиях сложного нагружения, и связанной с ними пространственной неоднородности деформированного и структурного состояния материала, относятся к работам Ф. Кика, Э. Холленберга, Н. Метца, К.У. Мак-Грегора, П. Коффина и других ученых начала XX века [31-32]. Среди отечественных ученых, внесших значительный вклад в изучение данного явления, необходимо назвать Д.К. Чернова, С.И. Губкина, И.М. Павлова, М.В. Сторожева, А.А. Илюшина, Н.И. Корнеева, Г.А. Смирнова-Аляева, И.Я. Тарновского, Г.А. Навроцкого, Е.М. Макушка, В.А. Колмогорова, Я.М. Охрименко [33-44]. В работах ученых дана оценка неравномерности деформации в процессах пластической деформации, изложены математические правила расчета показателей напряженно-деформированного состояния, введено понятие механической схемы деформации.

Проведенный аналитический обзор показал, что к настоящему времени, не смотря на большое количество научных работ, отсутствуют данные о структурных изменениях в условиях сложного нагружения и их влиянии на формирование механических свойств. Преобладающее число исследований выполнялось в условиях одноэтапных стандартизованных испытаний с использованием сжатия, растяжения, кручения. Полученные результаты трудно использовать для оценки процессов пластической деформации в условиях сложного нагружения.

Как следствие, до сих пор нерешенными и актуальными являются задачи:

- установление закономерностей изменения структуры и дефектности металлических сплавов в условиях многопереходной холодной обработки и их влияния на деформационное упрочнение;

- определение формирования структуры на стадиях процесса рекристаллизации в условиях горячей дробной деформации и их влияния на ударную вязкость;
- установление закономерностей накопления повреждений в тонколистовых материалах в условиях теплого и горячего деформирования и жестких схем напряженного состояния и их влияния на предельную пластичность;
- выявление структурно-механической характеристики горячедеформированного металлического сплава, контролирующей сопротивления усталости;
- установление закономерностей изменения структуры и пластичности трудно деформируемых металлических сплавов в зависимости от неравномерности всестороннего сжатия при горячей объемной обработке.

Наличие нерешенных практических задач формирования механических свойств деформированных металлических сплавов подтверждает актуальность исследований структурных изменениях металлических сплавов в условиях сложного нагружения и определения путей их выполнения.

Степень разработанности темы. Содержание работы соответствует направлению развития науки и техники Нижегородской области по программе «Новые технологии машиностроения, транспортные и космические системы»; приоритетному направлению развития науки, технологии и техники в РФ «Базовые и критические военные и промышленные технологии для создания перспективных видов вооружения, военной и специальной техники»; Стратегии инновационного развития Российской Федерации на период до 2020 года; Государственной программе Российской Федерации «Развитие науки и технологий»; Государственной программе Российской Федерации «Развитие промышленности и повышение ее конкурентоспособности»; Федеральной целевой программе «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технического комплекса России на 2014 – 2020 годы». Работа способствует развитию технологической платформы «Материалы и технологии металлургии».

В ходе анализа степени разработанности темы исследования, определены причины немногочисленности структурных исследований и отсутствия данных о

закономерностях изменения структурного состояния материалов в условиях сложного нагружения, которые определяют формирование механических свойств. Выявлена несостоятельность методологии исследований деформированных металлических сплавов с использованием одноэтапных стандартизованных испытаний в условиях монотонного нагружения, что определило необходимость разработки новой концепции проведения исследований, обеспечивающей установление закономерностей изменения структурно-механических свойств в условиях сложного нагружения.

Структура разработанной концепции включила:

- деформирование металлических сплавов в условиях сложного, в том числе многопереходного нагружения, с применением технологических испытаний;
- применение методологии, основанной на методе поэтапной оценки изменения структурного состояния и формировании механических свойств с учетом накопленной степени деформации;
- разработку методического обеспечения для построения зависимостей структурно-механических свойств от степени деформации в условиях сложного нагружения;
- разработку программного обеспечения для поэтапного обседа структурно-механических характеристик деформированных металлических сплавов.

На основании выше изложенного сформулирована **цель работы**: разработка научно-технологической концепции определения в различных температурно-скоростных условиях сложного нагружения закономерностей изменения структурно-механических свойств деформированных металлических сплавов для получения изделий с требуемыми эксплуатационными свойствами.

Для достижения цели определены **задачи**:

1. Определить алгоритм проведения технологических и структурных исследований в условиях сложного нагружения, в которых изменение структуры и механических свойств металлических сплавов на этапах деформирования оценивается с учетом накопленной степени деформации.

2. Разработать программное обеспечение для количественного обсчета параметров микроструктуры и анализа структурно-механических характеристик деформированных металлических сплавов.
3. Разработать методику построения обобщенных кривых деформационного упрочнения для оценки упрочнения металлических сплавов в условиях сложного холодного нагружения.
4. Сформировать способ построения зависимостей рекристаллизации деформированных металлических сплавов для условий горячего сложного нагружения.
5. Установить способ прогнозирования циклической долговечности горячедеформированных металлических сплавов, на основе выявления определяющей структурно-механической характеристики.
6. Разработать конструкцию устройства для высокотемпературного двухосного растяжения тонколистовых материалов методом выпучивания мембран.
7. Выявить закономерности поэтапного изменения структуры и дефектности деформированных металлических сплавов в различных температурно-скоростных условиях сложного нагружения и их влияния на формирование механических свойств.
8. Разработать и внедрить в производство технологии, обеспечивающие изготовление изделий из металлических сплавов с требуемыми механическими свойствами.

Объектом исследования в работе являются деформированные металлические сплавы в условиях сложного нагружения: стали ферритно-перлитного класса 10, 20, 20Г2Р, 30Г1Р; стали аустенитного класса Х18Н10Т, 12Х17Г9АН4; сталь пружинно-рессорного класса 50ХГФА; тонколистовые титановые сплавы ОТ4-1, ВТ6С; чугуны с шаровидным графитом.

Предметом исследования в работе являются структурно-механические изменения деформированных металлических сплавов в различных температурно-скоростных условиях сложного нагружения.

Научная новизна работы состоит в следующем:

1. Впервые разработана научно-технологическая концепция формирования механических свойств деформированных металлических сплавов в различных температурно-скоростных условиях сложного нагружения, основанная на поэтапном анализе структурных изменений, и обеспечивающая получение изделий с требуемыми эксплуатационными свойствами.
2. Выявлены закономерности поэтапного изменения структурного состояния и их влияния на формирование требуемых механических свойств деформированных металлических сплавов различных классов в различных температурно-скоростных условиях сложного нагружения:
 - изменения структурного состояния сталей ферритно-перлитного класса на переходах холодного объемного деформирования характеризуются немонотонным изменением трехмерной дефектности, о чем свидетельствует изменение плотности материала при поэтапном повышении прочности; упрочнение и пластичность деформируемого материала определяются по обобщенным кривым деформационного упрочнения в зависимости от накопленной степени деформации;
 - стадии протекания рекристаллизации сталей аустенитного класса при горячем дробном деформировании зависят от степени деформации на переходах, накопленной степени деформации, времени выдержки при фиксированной температуре и величины зерна на переходах обработки; максимальный рост зерна на стадиях динамической и собирательной рекристаллизации происходит при обработке недеформированного материала в интервале критических степеней деформации;
 - изменения структуры и дефектности тонколистовых титановых сплавов, деформированных в интервалах температур (20÷900) °С и скоростей деформации ($10^{-1} \div 10^{-3}$) с⁻¹, неодинаково зависят от жесткости напряженного состояния; жесткость напряженного состояния не влияет на последовательность изменения характера микроструктуры, что подтверждается одинаковой сменой механизмов разрушения на температурно-скоростных зависимостях предельной деформации;

и жесткости напряженного состояния интенсифицирует развитие дефектности, чему соответствует смещение точек рекристаллизационного перегиба кривых предельной деформации в сторону увеличения температуры и уменьшения их величины;

– оценка влияния структурных параметров и механических характеристик прокатанной полосовой рессорной стали при 1200 °С в диапазоне обжатий до 40% на показатель циклической долговечности показала, что для горячедеформированного металлического сплава величина рекристаллизованного зерна является определяющей характеристикой сопротивления усталости; наименьшее сопротивление усталости соответствует интервалу критических степеней деформации;

– уменьшение температуры горячей деформации (полугорячая деформация) снижает влияние структурного параметра и увеличивает значение показателя деформационного упрочнения на сопротивление усталости, что было подтверждено при исследованиях листовой аустенитной стали в условиях многопереходной формовки гофрированных панелей;

– создание условий всестороннего неравномерного сжатия при деформировании материала повышает его пластичность, что было подтверждено изготовлением объемного изделия из чугуна с шаровидным графитом горячим деформированием в открытом штампе.

Теоретическая и практическая значимость работы:

1. Сформулирован алгоритм проведения технологических и структурных исследований в условиях сложного нагружения, основанный на применении поэтапного метода исследований с учетом накопленной степени деформации, разработанного программного и методического обеспечения.

2. Разработано программное обеспечение для количественного обчета параметров микроструктуры и анализа структурно-механических характеристик металлических сплавов при многоэтапном пластическом деформировании:

– программа для ЭВМ для анализа структурно-механических характеристик металлических сплавов при многоэтапном пластическом деформировании

(Свидетельство государственной регистрации программы для ЭВМ № 2021614913 от 31.03.21 г.);

– программа для ЭВМ по определению величины зерна для количественной оценки холоднодеформированного состояния сталей и сплавов (Свидетельство государственной регистрации программы для ЭВМ № 2914613502 от 27.03.14 г.);

– программа для ЭВМ по определению величины зерна для оценки рекристаллизации горячедеформированных сталей и сплавов (Свидетельство государственной регистрации программы для ЭВМ № 2015611190 от 26.01.15 г.).

3. Разработана методика построения обобщенных кривых деформационного упрочнения для оценки упрочнения в условиях в условиях многоэтапного холодного нагружения.

4. Сформирован способ оценки процесса рекристаллизации металлических сплавов в условиях горячего сложного нагружения посредством построения зависимостей средней величины зерна от интенсивности деформации и температуры.

5. Впервые разработана конструкция устройства для испытания тонколистового металлического материала на двухосное растяжение методом выпучивания в интервале температур $(20\div 900)$ °С и скоростей деформации $(10^{-1}\div 10^{-3})$ с⁻¹. (Авторские свидетельства № 1194141, МКИ³ G 01N 3/10 от 22.07.1985 г.; № 1299264, МКИ³ G 01N 3/08 от 22.11.1986 г.; Евразийский патент № 040659, заявка № 202100064 от 29.12.2020 г, патент выдан 12.07.22 т.). Конструкция устройства аттестована Научным советом ВДНХ СССР в 1987 г. и награждена серебряной медалью ВДНХ.

6. Установлен способ прогнозирования циклической долговечности горячедеформированных металлических материалов (Патент № 2 619 480 С1, МПКG 01N 3/32 от 16.05.2017 т.).

7. Разработана технология газо-компрессионной формовки в нагретых керамических штампах листовых гофрированных панелей из титановых сплавов. Режимы деформирования основаны на использовании температурно-скоростных зависимостей предельной деформации, выявленных в ходе диссертационных

исследований. (Авторское свидетельство № 1814234, МКИ³ В 21 D 26/02 от 11.10.1992 г.).

8. Разработана конструкция штампа с электро-контактным нагревом заготовки для вытяжки деталей типа "баллон" из малопластичных металлических материалов, в частности титановых сплавов. (Авторское свидетельство № 1517213, МКИ³ G 01N 3/10 от 22.06.1989 г.).

9. Разработан метод прогнозирования механических свойств деформированных металлических сплавов в условиях сложного нагружения на основании разработанной методологии структурно-механических исследований. Расширена информационная база проектирования процессов высадки крепежных изделий из сталей ферритно-перлитного класса. Проведена оптимизация технологии изготовления кованных поковок из сталей аустенитного класса.

Методология и методы исследования

Исследования металлических сплавов проводилось с использованием технологических испытаний, условия нагружения которых соответствуют основным процессам пластического деформирования: свободной ковке, объемной холодной и горячей штамповке, листовой формовке и вытяжке, продольной прокатке.

Оценка изменения структуры и дефектности металлических сплавов, и связанных с ними формирование механических свойств, проводились с использованием поэтапного метода исследований, с учетом накопленной степени деформации и разработанного программного и методического обеспечения

Моделирование технологических испытаний для определения положения исследуемых зон металлических сплавов на этапах деформирования и накопленной степени деформации проводилось с использованием программного комплекса DEFORM-3D.

Механические испытания включили стандартные испытания на одноосное растяжение (ГОСТ 1497), измерение твердости по Роквеллу (ГОСТ 9013), Виккерсу и микротвердости (ГОСТ 9450).

Исследования структуры включили: макро- и микроструктурный анализ с использованием оптической микроскопии на микроскопах AXIO Imager.Alm ($\times 200$), Keyence VHX-1000, МБС-10 ($\times 32$), МИМ-7; фрактографический анализ изломов на растровых электронных микроскопах РЭМ 2000 и SAMSUNG SEM 515; рентгеноструктурный анализ на установке ДРОН-2 с измерением релаксации напряжений на автоматизированной установке; измерение плотности материала на аналитических весах ДВ-200 методом гидростатического взвешивания.

Испытания на усталость проводились на плоских образцах (ГОСТ 25.502) при комнатной температуре методом консольного изгиба на механической испытательной установке с симметричным циклом нагружения с частотой 1500 цикл/мин и электромагнитной установке ЭМУ-5.

Положения, выносимые на защиту:

1. Научно-технологическая концепция формирования механических свойств деформированных металлических сплавов в различных температурно-скоростных условиях сложного нагружения, основанная на установлении закономерностей поэтапного изменения их структурного состояния, и обеспечивающая получение изделий с требуемыми эксплуатационными свойствами.
2. Выявленные закономерности изменения структурного состояния и механических свойств деформированных металлических сплавов различных классов в различных температурно-скоростных условиях сложного нагружения:
 - ферритно-перлитные стали при холодном многопереходном объемном деформировании;
 - стали аустенитного класса при горячей объемной дробной деформации;
 - тонколистовых титановые сплавы в условиях высокотемпературного двухосного растяжения методом выпучивания мембран;
 - рессорная сталь в условиях горячей продольной прокатки полосового материала на клин;
 - тонколистовые стали аустенитного класса при горячей и холодной многопереходной листовой формовке;

– чугуны с шаровидным графитом в условиях горячего объемного деформирования в открытых штампах.

3. Алгоритм проведения технологических и структурных исследований в условиях сложного нагружения, основанный на применении поэтапного метода с учетом накопленной степени деформации, и разработанного программного и методического обеспечения, которое включило:

- программное обеспечение для количественного обсечета параметров микроструктуры и анализа структурно-механических характеристик металлических сплавов при многоэтапном пластическом деформировании;
- методику построения обобщенных кривых деформационного упрочнения для оценки упрочнения в условиях сложного холодного нагружения;
- способ оценки процесса рекристаллизации металлических сплавов в условиях горячей дробной деформации посредством построения зависимостей среднего диаметра зерна от интенсивности деформации и температуры;
- способ прогнозирования циклической долговечности горячедеформированных металлических сплавов, на основе выявления определяющей структурной характеристики;
- конструкцию устройства высокотемпературных испытаний тонколистовых материалов на двухосное растяжение методом выпучивания мембран в интервале температур $(20 \div 900) \text{ }^{\circ}\text{C}$ и скоростей деформации $(10^{-1} \div 10^{-3}) \text{ с}^{-1}$.

4. Производственные технологии автомобильной и авиационной промышленности, основанные на установленных закономерностях структурных изменений деформированных металлических сплавов.

Личный вклад автора состоит в формировании цели и постановке задач исследований, формулировке общих выводов и заключения, проведении теоретических исследований, экспериментальных работ и обработке полученных результатов, проводимых на протяжении 35 лет, начиная с 1986 г. Участие соавторов работ отражено в совместных публикациях. Автор диссертации выражает благодарность научному консультанту д.т.н., профессору Пачурину

Г.В., а также на начальных этапах подготовки диссертации д.т.н. профессору Скуднову В.А., д.т.н., профессору Кошелеву О.С.

Диссертация соответствует областям исследований, приведенных:

- в паспорте научной специальности 2.6.1– Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов:
 - теоретические и экспериментальные исследования фазовых и структурных превращений в металлах и сплавах, происходящих при различных внешних воздействиях;
 - теоретические и экспериментальные исследования влияния структуры (типа, количества и характера распределения дефектов кристаллического строения) на физические, химические, механические, технологические и эксплуатационные свойства металлов и сплавов;
 - разработка новых и совершенствование существующих технологических процессов объемной и поверхностной термической, химико-термической, термомеханической и других видов обработки, связанных с термическим воздействием, а также специализированного оборудования;
- в паспорте научной специальности 2.6.4 – Обработка металлов давлением:
 - исследование процессов пластической деформации металлов, сплавов и композитов с помощью методов физического и математического моделирования;
 - исследование структуры, механических, физических, магнитных, электрических и других свойств металлов, сплавов и композитов в процессах пластической деформации;
 - разработка способов, процессов и технологий для производства металлопродукции, обеспечивающих экологическую безопасность, экономию материальных и энергетических ресурсов, повышающих качество и расширяющих сортамент изделий;
 - исследование контактного взаимодействия пластически деформируемого материала и упруго деформируемого рабочего инструмента с целью повышения его долговечности и надежности эксплуатации.

Степень достоверности и апробация результатов, научных положений, выводов, рекомендаций подтверждается использованием современных методов исследования, значительным объемом экспериментальных данных, промышленным опробованием, натурными испытаниями, апробацией полученных результатов на научно-технических конференциях и семинарах разного уровня, а также согласованностью полученных результатов с известными экспериментальными данными.

В работе изложены новые научно обоснованные технологические решения, внедрение которых вносит значительный вклад в развитие страны.

Основные результаты работы были представлены и обсуждались на 15 международных и общесоюзных и российских конференциях, конгрессах и симпозиумах: 4-я Всесоюзная науч.-техн. конф. «Сверхпластичность металлов» (г. Уфа, УПИ, 1987 г.), 5-я Всесоюзная науч.-техн. конф. «Текстуры и рекристаллизация в металлах и сплавах» (г. Уфа, 1989г.); Всероссийская науч.-технич. конф. по САПР (Москва, МАИ, 2005 г.); III-я науч. конф. «Инженерные системы – 2005» (Москва, МФТИ, 2005 г.); 8-я, 13-я Международная науч.-практич. конф. «Технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки от нано до микроуровня» (СПб, 2006, 2011 г.г.); Международная науч.-практич. конф. «Современные направления теоретических и прикладных исследований» (г. Одесса, 2012 г.); 13-я Международная. промышленная конф «Материалы. Методы. Технологии» (п. Плавья, Карпаты, 2013 г.); Международная науч.-практич. конф. «Перспективные инновации в науке, образовании, производстве и транспорте» (г. Одесса, 2013 г.); 10-я Международная науч.-практич. конф. «Стратегические вопросы мировой науки» (2014г.); VI Международная конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (Москва. ИМЕТРАН, 2015г.); VI Междунар. конф. с элементами научной школы для молодежи «Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества» (г. Суздаль. ИМЕТРАН, 2016 г.); IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 971 (2020) 042024 doi:10.1088/1757-899X/971/042024; Международная науч.-практич. конф.

«Современные направления и перспективы развития технологий обработки и оборудования в машиностроении 2021» (г. Севастополь. ИСМТМТЕ, 2021 г.); VI Международная науч.-производ. конф. «Наука, теория, практика авиационно-промышленного кластера современной России» (г. Ульяновск, 2021 г.); на заседании кафедры «Материаловедение и основы конструирования» ФГБОУ ВО «Вятский государственный университет», г. Киров; на заседании кафедры «Материаловедение и обработка металлов давлением» ФГБОУ ВО «Ульяновский государственный технический университет», г. Ульяновск; на заседании Лаборатория прочности и пластичности металлических и композиционных материалов и наноматериалов ФГБУН «Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН)», г. Москва.

Публикации. Результаты работы по диссертационному исследованию отражены в основных 68 публикациях, включая статьи в рецензируемых журналах, сборниках научных трудов и материалах конференций, в том числе 28 из перечня изданий ВАК Министерства науки и высшего образования РФ, 9 индексируемых в МБД Web of Science и Scopus. По результатам работы в соавторстве получено 9 патентов, издано 3 монографии.

Объем и структура диссертационной работы. Диссертация изложена на 336 страницах машинописного текста и включает: введение, шесть глав, заключение, список литературы, семь приложений. Работа содержит 265 рисунков, 36 таблиц. Список литературы включает 269 источников.

ГЛАВА 1 СОВРЕМЕННЫЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ О СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЯХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ И ИХ ВЛИЯНИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

1.1 Параметры состояния деформированных металлических сплавов и их влияние на формирование механических свойств

Изучение структурных изменений в металлических сплавах при внешнем воздействии и установлении связи химического состава, фазового состава с механическими свойствами являются одним из направлений исследования металловедения.

Основы металловедения, как науки, были заложены Д.К. Черновым, который впервые установил (1868 – 1879 г.г.) связь между температурой металла, его фазовым состоянием и механическими свойствами. В последующие годы следует отметить работы П. Оберхоффера (1916 г.), Ж. Чохральского (1923 г.) и А. Гриффитса, которые установили зависимость между размерами кристаллических зерен металла и его механическими свойствами. Вопросы зависимости механических свойств от дефектности кристаллических зерен металла были экспериментально подтверждены работами А.Ф. Иоффе, С.Н. Журкова и А.П. Александрова.

Начало исследований, связанных с изменением структуры и дефектности кристаллических металлических материалов в условиях пластического деформирования, как фактора внешнего воздействия, и их влияния на формирование механических свойств, относится к 20-м годам прошлого столетия. Область исследований характеризуется различным уровнем изучаемых вопросов, решаемых проблем используемых методов исследования и анализа. Первые

вопросы касались определения механизмов деформации. В 1923 г. исследования по выявлению механизма деформации металлического монокристалла были проведены М. Полони, по результатам которых был установлен ряд закономерностей процесса пластического деформирования. В 1934 г. для объяснения различия между фактической и теоретической величиной напряжения сдвига при пластической деформации монокристаллов Е. Орованом, М. Полони и Д. Тейлором было введено представление о дислокациях, как линейных искажениях кристаллической решетки металлического материала [1]. В дальнейшем, фундаментальные труды А.Х. Котрелла, В.Т. Рида, Ж. Фриделя, И.А. Одинга, И.И. Новикова [2-9] и других ученых сформировали основные положения теории дефектов кристаллического строения металлов применительно к пластическому деформированию и формированию механических свойств.

Своеобразие структурообразования металлических сплавов на стадии развитой пластической деформации было изложено в работах В.И. Трефилова с сотрудниками [10-14], а далее получило развитие в трудах В.В. Рыбина, В.В. Панина [15,16]. Было обозначено явление фрагментации в виде групповых структурных дефектов – дисклинаций.

Механические свойства материала определяются его физическим, металлургическим, технологическим и структурно-энергетическим состояниями, которые изменяются при пластическом деформировании (рисунок 1.1) [29].

В машиностроении для оценки поведения материала, в соответствии с требованиями изготавливаемого из него изделия, используются показатели механических свойств, получаемых с помощью стандартизованных испытаний. Способы испытаний и их показатели регламентированы промышленным стандартом DIN [30]. Ненормированные методы рассматриваются как технологические пробы.

Пластическое деформирование, как внешнее воздействие, определяется условиями нагружения: степенью, скоростью, температурой и механической схемой деформации.



Рисунок 1.1 – Связь механических свойств с параметрами металлургического, структурно-энергетического и технологического состояний поликристаллических материалов

1.1.1 Структурно-энергетическое состояние

Факторы структурно-энергетического состояния материала характеризуются размером зерна, морфологией структуры (форма и тип микроструктуры), остаточными напряжениями на уровне микро и субструктуры.

Величина зерна

Одним из структурных параметров, влияющих на прочность материала, является величина зерна [1,45], поскольку границы зерен могут быть

эффективными барьерами для развития процессов скольжения, зарождение и распространение трещин, и рекристаллизации. Размер зерна в качестве единичного размерного параметра структуры рационально выбирать в случае чистых металлов и сплавов после горячей деформации или холодной деформации и отжига, когда металлические материалы после травления на шлифах имеют явную структуру, которая характеризуется высокоугловыми межзеренными границами [46].

Крупнозернистые деформированные стали имеют более низкие механические свойства, чем мелкозернистые. Зависимость предела текучести с уменьшением размера зерна характеризуется его возрастанием, в то же время влияние величины зерна на показатели прочности и пластичности не значительно. Упрочняющий эффект от измельчения зерна описывается зависимостью Холла – Петча

$$\sigma_R = \sigma_{iR} + K_R d^{-\frac{1}{2}}, \quad (1.1)$$

где σ_{iR} и K_R – постоянные для данного материала при данной температуре и данной скорости деформирования.

В условиях развитой пластической деформации, в качестве структурного параметра выступает размер субзерна [15].

Повышение статической прочности сопровождается снижением вязкости. Величина зерна оказывает наибольшее влияние на сопротивление удару, которое у мелкозернистых сталей гораздо выше, особенно при низких температурах. К примеру, для стали 10кп размер ферритного зерна существенно влияет на прочностные характеристики, мало изменяя пластические свойства. При укрупнении зерна от 10 до 4 балла механические характеристики снижаются: предел прочности – на 10%, текучести – на 50%, ударная вязкость – на 50% [29].

Для динамической прочности с уменьшением размера зерна предел выносливости материала возрастает, хотя в ряде работ показано, что измельчение структуры не всегда приводит к изменению долговечности. Для циклического нагружения зависимость предела выносливости от размера зерна выражается

формулой, аналогичной зависимости Холла – Петча для предела текучести от размера зерна [1].

Форма и тип микроструктуры

В качестве основного фактора, влияющего на механические свойства, может выступать не размер зерна, а параметры структуры. Это относится к термически обрабатываемым сталям, в которых существует неопределенность, связанная со структурой продуктов превращений. Для сталей можно выделить: форму и размер перлитной колонии или межпластинчатое расстояние в ней; размер одной мартенситной пластины или размер агрегата пластин; размер частиц цементита и т. д. [46]. При анализе влияния указанных параметров на механические свойства материала, необходима приоритетная оценка конкретного параметра структуры.

Для примера можно привести исследования после отжига доэвтектоидных конструкционных сталей 10кп, 30, 38ХА для холодной высадки крепежных изделий. В качестве структурных параметров рассматривались форма перлита (зернистый, пластинчатый и их соотношение), размер ферритного зерна, дисперсность частиц цементита и средний размер ферритного промежутка. Результаты показали, что основное влияние на механические характеристики, особенно на предел текучести $\sigma_{0,2}$, оказывает размер частиц цементита. Для стали 10кп укрупнение цементита в 2,5 раза снизило $\sigma_{0,2}$ в 1,2 раза; для стали 30 укрупнение в 2,5 раза снизило $\sigma_{0,2}$ в 1,2 раза; у стали 38ХА укрупнение в 5 раз снизило $\sigma_{0,2}$ в 1,4 раза [29].

В низколегированных двухфазных сталях на характеристики усталости влияет морфология мартенсита. На рисунке 1.2 представлены кривые усталости низколегированной дуплексной стали (0,07 С %; 1,51 Si %; 1,16 Mn %; 0,64 Cr %; 0,47 Mo %; 0,02 Al %; (Fe – остальное) с различной морфологией мартенсита: Минимальный предел выносливости соответствует материалу с сетчатым мартенситом [1].

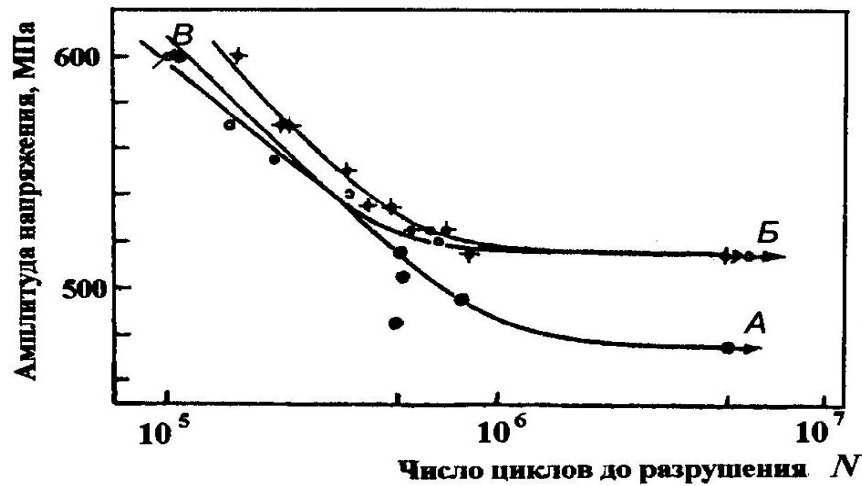


Рисунок 1.2 – Кривые усталости низколегированной дуплексной стали:

A – сетчатый мартенсит, окруженный ферритом;

B – волокнистый мартенсит в феррите; *B* – изолированные блоки мартенсита в феррите

На механические свойства, кроме величины зерна, формы и размеров параметров микроструктуры, влияет ее тип, связанный с текстурой деформации. Текстура деформации включает в себя кристаллографическую текстуру и механическую волокнистость.

Кристаллографическая текстура определяется изменением формы и размеров зерен, которые при пластическом деформировании вытягиваются в направлении наибольшей деформации растяжения. Она может быть уничтожена при последующем нагреве выше температуры рекристаллизации деформируемого материала.

Механическая волокнистость характеризуется изменением формы и геометрии частиц, пор, включений, ослабленных участков структуры в межзеренном пространстве, которые сплющиваются и вытягиваются, так же как и зерна по направлению наибольшего течения металла. При большом количестве неметаллических включений, вытянутых в структуру, образуется так называемая строчечная структура, которая является дефектной. Механическую волокнистость, в отличие от волокнистости в результате вытягивания кристаллитов, можно изменить только последующей деформацией. Полученная волокнистость изменяет механические характеристики: ударную вязкость,

сопротивление усталости, относительное удлинение и сужение, пределы прочности и текучести – по другим направлениям. Для материала кованных поковок в зависимости от степени деформации, определяемой как отношение площадей исходного поперечного сечения к деформированному сечению (величина укова) получены результаты [38]:

- при обработке сталей, деформированных с величиной укова до 6, сопротивление усталости при изгибе поперечных образцов по сравнению с продольными образцами снижается на $(6 \div 11)\%$, а при укове свыше 6 – на $(10 \div 15)\%$;
- с увеличением укова пределы прочности и текучести не изменяются, а показатели пластичности: относительное удлинение, относительное сужение и сопротивление удару на продольных образцах изменяются следующим образом:
 - относительное удлинение при величине укова 3,25 достигает наибольшего значения;
 - относительное сужение при величине укова от 2,5 до 4,5 понижается на 5%, достигая минимального значения, а в интервале от 4,5 до 6,5 увеличивается и достигает наибольшей величины;
 - наибольшее значение сопротивления удару достигается при укове $6 \div 6,5$;
 - на поперечных образцах механические свойства минимально снижаются при величине укова 3.

Тип текстуры деформации может быть равноосным, волокнистым, фрагментированным. Волокнистые (аксиальные) структуры образуются при волочении, ковке, прокатке и прессовании. Волокнистая структура устойчива при нагреве. Однако волокнистость уменьшается при высоких температурах, когда частицы сфероидизируются, межфазные границы залечиваются и выравниваются концентрационные неоднородности.

Зависимости статической и динамической прочности от различного типа микроструктур, в частности для титанового сплава ВТ1-0, представлены в таблице 1.1 и на рисунке 1.3 [1]. Приведенные данные показали, что максимальной циклической прочностью обладает фрагментированная наноструктура.

Таблица 1.1 – Микротвердость, механические свойства титанового сплава ВТ1-0

Состояние (тип структуры)	H_v МПа	σ_s МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	δ %	ψ %	σ_{-1} МПа
Горячекатаное с размером зерен 15 мкм (1)	1800	460	380	26	60	238 ± 10
Наноструктурное (2 - равноосная)	270	710	625	14	60	403 ± 8
Наноструктурное (3 - волокнистая)	2821	960	725	10	45	434 ± 5
Наноструктурное (4 -фрагментированная)	2650	1100	915	9	40	482 ± 8

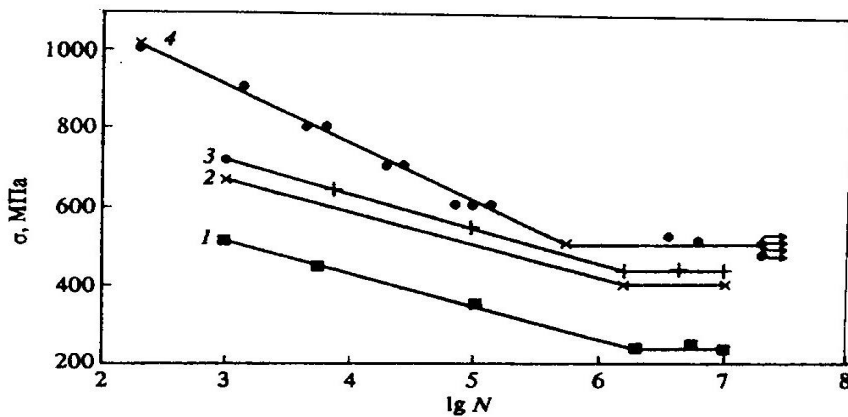


Рисунок 1.3 – Кривые усталости титанового сплава ВТ1-0 со структурой: исходной (1); равноосной (2), волокнистой (3) фрагментированной (4)

1.1.2 Металлургическое состояние

Металлургическое состояние зависит от исходной дефектности материала и ее развития в процессе пластического деформирования.

Основные положения теории о дефектах кристаллического строения металлов применительно к пластическому деформированию были сформированы в фундаментальных трудах А.Х. Котрелла, В.Т. Риды, Ж. Фриделя, Дж. Хирта, И.А. Одингга [2-8] и других ученых. Была разработана цельная, экспериментально и теоретически обоснованная система знаний, которая позволила правильно объяснить и непротиворечиво связать между собой экспериментальные факты процессов пластической деформации и разрушения. Дефекты разного масштаба представлены в работах Ван Бюрера, Р.У. Кана, Я.Д. Вишнякова, А. Келли, М.А. Штремеля, А.Н. Орлова, И.И. Новикова, И.М. Неклюдова и других ученых [49-56]. Были обозначены дефекты (несовершенства) кристаллического строения

металлов по геометрическим признакам: точечные (пульмерные), линейные (одномерные), поверхностные (двухмерные) и объемные (трехмерные).

Пластическая деформация влияет на повреждаемость материала на всех уровнях структуры. На уровне тонкой структуры она изменяет плотность и структуру дефектов кристаллической решетки, на микроуровне – величину зерна, морфологию, величину остаточных напряжений, на макроуровне является причиной возникновения остаточных макро напряжений в силу неравномерности деформации в объеме формоизменяемого тела и текстуры деформации. Структурные повреждения при пластической деформации неразрывно связаны с ее механизмами, каждый из которых реализуется в зависимости от внешних и внутренних условий. В соответствии с положениями дислокационной теории были разработаны модели пять групп механизмов пластической деформации [1,29,57]: разрушение при напряжении, соответствующем идеальной прочности; низкотемпературная пластическая деформация за счет скольжения дислокаций; низкотемпературная пластическая деформация за счет двойникования; высокотемпературная пластическая деформация типа ползучести за счет дислокационного скольжения; пластическое течение, контролируемое объемной диффузией. Перечисленные механизмы могут действовать в сочетании, образуя сложные комбинации.

В научной и практической деятельности для оценки поврежденности материала используют разнообразные по содержанию выражения. В инженерных решениях поврежденность структуры оценивается скалярными характеристиками, изменяющимися от нуля в начале деформации до единицы при разрушении, и описывается аналитическими выражениями. В настоящее время известно их значительное количество. В трудах Г.А. Навроцкого [41], Е.М. Макушка [42], В.А. Колмогорова [43], Ю.Н. Роботнова [58] приведены модели повреждаемости материалов для различных условий пластической обработки.

В физическом направлении заслуживает внимания аналитическое уравнение, предложенное В.А. Скудновым. Оно связывает число мест разрушения (микротрещин) N или плотности ρ_m со степенью проведенной пластической

деформации ε_i в зависимости от параметров состояния материала: дефектности макро, микро и субмикро масштаба, структурно-энергетического уровня прочности, показателя напряженно-деформированного состояния, склонности к релаксации напряжений [28,29]

$$N = N_0 \exp \left\{ K'_2 \frac{a'_1}{2} \varphi(M) (\varepsilon_i^2 - \varepsilon_0^2) - \left[\frac{a''}{\dot{\varepsilon}} - K'_2 a'_1 \varphi(M) \right] (\varepsilon_i - \varepsilon_0) \right\}; \quad (1.2)$$

$$\rho_M = \rho_{M_0} \exp \left\{ \left[\frac{a''}{\dot{\varepsilon}} - K'_2 a'_1 \varphi(M) \right] (\varepsilon_i - \varepsilon_0) - K'_2 \frac{a'_1}{2} \varphi(M) (\varepsilon_i^2 - \varepsilon_0^2) \right\}, \quad (1.3)$$

где N_0 (ρ_{M_0}) – исходное число возможных мест разрушения (исходная плотность материала);

$\varphi(M)$ – функция, учитывающая параметры механической схемы (M) деформации, $\varphi(M) = e^{\varphi(v_\sigma, v_D) \Pi}$, где v_σ , v_D – коэффициенты В. Лоде, Π – показатель напряженного состояния, $\Pi = 3 \sigma_{cp} / \sigma_i$ (σ_{cp} – среднее напряжение, МПа; σ_i – интенсивность напряжений, МПа);

a' – коэффициент степени разрыхления ε_{px} , $\varepsilon_{px} = a' \varphi(M)$; $\varepsilon_{px} = a'_1 (K'_1 + K'_2 \varepsilon_i) \varphi(M)$, где K'_1 – коэффициент, учитывающий переменное исходное состояние, K'_2 – коэффициент, учитывающий влияние текущей степени деформации ε_i , a'_1 – коэффициент, имеющий тот же смысл, что и a' ;

a'' – коэффициент релаксации, $a'' = \dot{\varepsilon}_D e^{-1/m}$, где $\dot{\varepsilon}_D$ – скорость деформации, m – показатель скоростного упрочнения, $m = d \ln \sigma / d \ln \dot{\varepsilon}$.

Уравнения (1.3 и 1.4) учитывают два одновременно протекающих процесса, влияющих на изменение дефектности ΔN , которое была представлено М.А. Большаниной [26] и Л.Д. Соколовым [27] в виде суммы двух составляющих ΔN_1 и ΔN_2

$$\Delta N = \Delta N_1 + \Delta N_2 \quad \text{или} \quad \Delta \rho = -\Delta \rho_1 + \Delta \rho_2, \quad (1.4)$$

Первая составляющая ΔN_1 (увеличение дефектности) учитывает вероятность разрушения и обусловлена исходной дефектностью, числом возможных мест разрушения в структуре металлов и функцией влияния параметров механической схемы деформации. Вторая составляющая ΔN_2 (снижение дефектности) учитывает релаксационную способность металла к

деформации и определяется показателем скоростного упрочнения. Описанные составляющие определяются выражениями

$$\Delta N_1 = \varepsilon_{px} N \Delta \varepsilon_i = a' N \Delta \varepsilon_i \varphi(M), \Delta N_2 = -a'' N \Delta t, \quad (1.5)$$

где N – текущее число возможных мест разрушения; ε_i – произведенная пластическая деформация (сдвиг) или интенсивность итоговой (сдвиговой) деформации;

В зависимости от условий обработки число микротрещин (или плотность) может изменяться в любую сторону: возможно увеличения их числа $+\Delta N_1$ (снижение плотности $-\Delta \rho_1$) вследствие их возникновения при пластической деформации, или возможно их уменьшения $-\Delta N_2$ (или увеличения плотности $+\Delta \rho_2$) вследствие пластической релаксации [29]. Физическим критерием разрушения, соответствующим накоплению микротрещин до критической концентрации и приводящим к образованию и росту макротрещины, считается потеря плотности величиной $\sim 1,0$ %; при увеличении концентрации вакансий до $3 \cdot 10^{-3} \text{ см}^{-2}$ плотность уменьшается на $0,003$ %, а повышение плотности дислокаций до 10^{12} см^{-2} – на $0,3$ % [29].

В момент разрушения плотность металла достигает критической величины $\rho_{M_{кр}}$, а степень деформации – предельной величины $\varepsilon_i^{\text{пред}}$. По этому, обратная запись общего уравнения (1.4) в функции четырех факторов состояния определяет зависимость $\varepsilon_i^{\text{пред}} = \varphi(\rho_{M_0}/\rho_{M_{кр}})$

$$\frac{K_2'}{2} \rho_0(s) e^{\varphi(v_\sigma, v_D) \Pi} \left[(\varepsilon_i^{\text{пред}})^2 - \varepsilon_i^2 \right] - \left[\frac{a''}{\varepsilon} - K_1' \rho_0(s) e^{\varphi(v_\sigma, v_D) \Pi} \right] (\varepsilon_i - \varepsilon_0) - \ln \frac{\rho_{M_0}}{\rho_{M_{кр}}} = 0 \quad (1.6)$$

Как было отмечено, поврежденность материала, а следовательно и величина предельной деформации, зависит от механической схемы деформации. Графическая картина зависимости дефектности (плотности) от степени деформации при разных значениях показателя напряженного состояния Π приведена на рисунке 1.4 а [29].

При схемах объемного сжатия число дефектов уменьшается и плотность повышается. При схемах объемного растяжения дефектность увеличивается, и плотность уменьшается ("разрыхление" структуры). На изменение плотности влияет степень предварительной деформации, определяющая число возможных мест разрушения. Чем выше степень, тем сильнее падает плотность при переходе от "мягких" к "жестким" схемам деформации (рисунке 1.4 б).

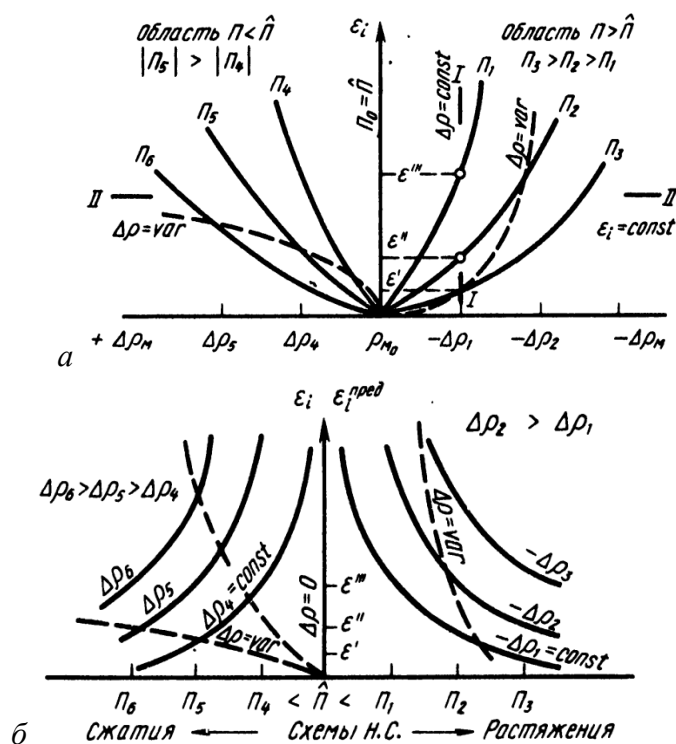


Рисунок 1.4 – Зависимость плотности ρ_M от степени деформации ϵ_i в разных диапазонах напряженного состояния:
 а – I-I - $\epsilon_i^{пред} = \varphi_2(\Pi)$ при условии одинакового ($\Delta\rho_M = const$ – сплошные линии) и одинакового ($\Delta\rho_M = var$ – штриховые) изменения плотности к моменту разрушения;
 б – II-II - $\rho_M = \varphi_3(\Pi)$ - при разных степенях предварительной деформации

При анализе возможности применения уравнений (1.3 и 1.4) для оценки поврежденности деформированного материала многопереходным нагружением, следует отметить, что они не определяют накопление повреждаемости в условиях многопереходной обработки, когда на переходах применяются различные механические схемы деформации и началу каждого перехода соответствует своя поврежденность.

По отношению к уравнению В.А. Скуднова, инженерные зависимости накопления повреждаемости В.Л. Колмогорова и белорусской школы ученых учитывают многопереходность обработки. Характеристикой повреждаемости,

согласно феноменологической модели разрушения В.Л. Колмогорова, является показатель запаса пластичности [43]

$$\Psi = \int_0^t B(\tau) \frac{H(\tau)}{\Gamma_{\text{пр}}(\sigma_*, \dots)} d\tau \leq 1, \quad (1.7)$$

где $B(\tau)$ – степень деформации сдвига за промежуток времени $d\tau$; $\Gamma_{\text{пр}}$ – зависимость предельной пластичности при данных термомеханических параметрах процесса нагружения от показателя напряженного состояния $\sigma_* = \sigma_0/T$ (σ_0 – гидростатическое давление, T – интенсивность сдвигающих напряжений); $H(\tau)$ – интенсивность скоростей деформации сдвига.

Для условий сложного нагружения, в соответствии с моделью белорусской школы ученых, повреждаемость Π определяется выражением

$$\Pi = \sum_{i=1}^m \Pi_i = \sum_{i=1}^m \int_0^{\Gamma_i} n_i \Gamma^{\alpha_i} dF \leq 1, \quad (1.8)$$

где m – число этапов деформирования с разными термомеханическими параметрами; Π_i – повреждаемости этапов деформирования; Γ – степень деформации сдвига, накопленная в данном объеме металла к текущему моменту деформирования; α – некоторая константа материала, зависящая от термомеханических параметров нагружения; n_i – нормирующий множитель.

При многопереходной деформации повреждаемость на этапах суммируется и описывается кривой 1 (рисунок 1.5 б) [41]. Кривая строится на основании зависимостей повреждаемости при монотонном деформировании (кривые 1, 2, 3 на рисунке 1.5 а) и разных схемах напряженного состояния, соответствующих условию $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$. Накопление повреждаемости, описываемое кривой 2 на рисунке 1.5 б, соответствует предельной пластичности при тех же условиях нагружения.

Принято считать, что при деформации с полным упрочнением плотность обычно уменьшается. Однако, исследования П.В. Бриджмена по сжатию отожженной высокоуглеродистой стали, нержавеющей стали 18-8, меди и холоднотянутой латуни показали остаточное увеличение плотности деформируемых материалов [59,60]. Данный эффект П.В. Бриджмен связывал с

закрытием микротрещин в процессе пластической деформации, зависящий от структурных особенностей материала.

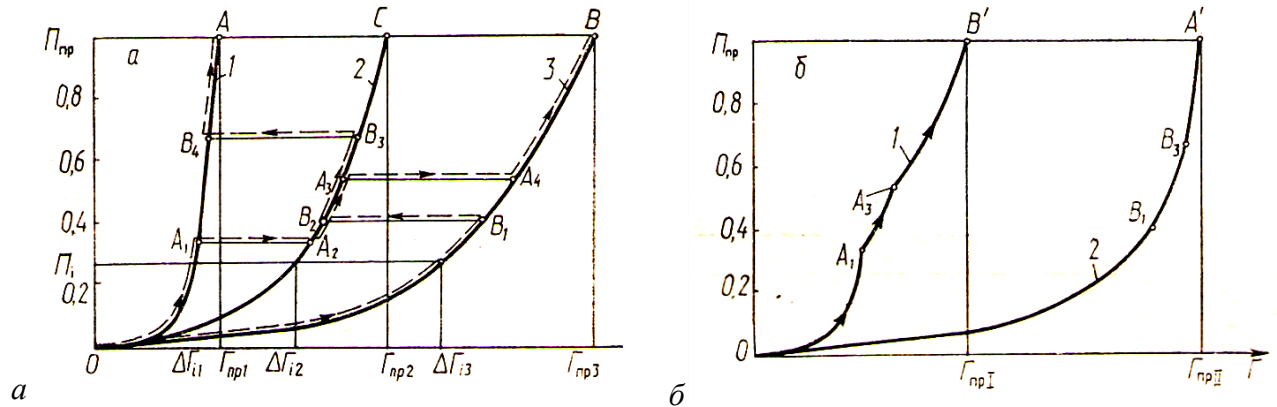


Рисунок 1.5 – Рост функции повреждаемости при монотонном деформировании (а) и сложном нагружении (б)

Анализ приведенных зависимостей, применительно к многоэтапному пластическому деформированию, позволил отметить следующее:

- характеристики повреждаемости В.Л. Колмогорова и белорусской школы ученых (1.10-1.12) характеризуются монотонным ростом и не отражают возможность уменьшения дефектов в условиях напряжений сжатия;
- уравнение В.А. Скуднова (1.14) не определяет накопление повреждаемости в условиях многопереходной обработки, при которой на переходах изменяется механическая схема деформации и началу каждого перехода может соответствовать или увеличение или уменьшение поврежденности.

Выявленные неопределенности свидетельствуют об актуальности изучения структурных изменений и формирования дефектности материалов при многопереходной деформации с различными схемами напряженного состояния на переходах и уточнения математического описания накопления итоговой повреждаемости при различных температурно-скоростных условиях обработки.

1.1.3 Технологическое состояние

Технологическое состояние определяется параметрами материала (масштабным фактором), величиной остаточных напряжений на уровне

макроструктуры в силу неоднородности деформированного состояния в объеме деформируемого тела и состоянием окружающей среды.

Масштабный фактор

Изменение механических свойств материалов в зависимости от поперечного сечения или длины образца (детали) получило название масштабного эффекта или масштабного фактора. Сведения о зависимости предела выносливости от масштабного фактора приведены в работах различных ученых [1,61-70]. В случае динамической прочности с увеличением размеров предел выносливости уменьшается. Было показано, что при циклическом изгибе и кручении пределы выносливости снижаются на (30÷50) % с увеличением диаметра до 200 мм. Считается, что основными причинами, вызывающими снижение пределов выносливости с увеличением размеров детали, являются: ухудшение качества металла отливки или поковки (металлургический фактор); влияние термической и механической обработки при изготовлении деталей (технологический фактор); увеличение вероятности появления (статический фактор).

Существует три концепции, объясняющие влияние масштабного эффекта на усталость материалов. Основное влияние масштабного эффекта связывают с наличием градиента напряжений. При простой нагрузке в случае одинакового поверхностного напряжения градиент тем больше, чем меньше толщина или диаметр образца. Вторая концепция связана с неоднородностью напряженного состояния зерен, имеющих различные ориентации и очертания зерен в силу наличия различных фаз, включений, дефектов и т.п. Третья концепция определяет влияние металлургических и технологических факторов. Металлургические факторы связаны с качеством металла отливки или поковки, технологические – с влиянием термической и механической обработки.

Состояние поверхностного слоя

Поверхностные дефекты (продольные, поперечные, точечные) на прутках и проволоке, независимо от их расположения и вида, представляют собой

небольшие выточки с малым радиусом закругления при вершине (средний радиус равен 0,0085 мм), и глубиной не более 0,2 мм. В стандартных технических условиях оговаривается лишь глубина поверхностных дефектов. При деформации выточки являются концентратором напряжений. Исследования влияния дефектов на пластичность материала показали, что допустимая глубина поверхностного дефекта на прокате и проволоке не является критичной и не сопровождается возникновением трещины при деформировании заготовки [68].

В условиях циклической долговечности состояние приповерхностного слоя заготовки имеет значение, так как, усталостное разрушение начинается с поверхности металлических материалов [71-74]. Было отмечено, что при циклическом нагружении в поверхностных слоях материала процессы, связанные с собиранием вакансий и зарождением усталостных трещин, идут с опережением и вся структурная повреждаемость концентрируется у поверхности. Этим представлениям соответствует обнаруженная в приповерхностном слое наибольшая плотность дислокаций и других повреждений при усталостном испытании материалов. При этом наиболее интенсивная пластическая деформация при усталости протекает в приповерхностных слоях глубиной порядка размера зерна. Поведение и состояние этого слоя определяет долговечность до зарождения усталостных трещин и определяет уровень предела выносливости, а также уровень порогового коэффициента интенсивности напряжений, необходимых для начала развития усталостной трещины. На циклическую прочность влияет также изменение характера поверхностных микронеровностей, в том числе и после технологической деформации [74]. Дополнительно, на пластическое поведение металла может оказать окружающая среда и вызвать растворение поверхностных слоев деформируемого тела, коррозию этих слоев.

Остаточные макронапряжения

При пластическом деформировании материалов однородной деформации практически не бывает. В связи с этим отдельные слои и элементы пластически деформируемого тела стремятся к различному изменению размеров, которые не

могут изменить свои размеры самостоятельно без влияния на соседние слои. В результате в теле возникают взаимно уравнивающие силы, обуславливающие внутренние дополнительные «остаточные» напряжения, которые остаются после снятия нагрузки. Это положение о неравномерности или неоднородности деформации в теории пластического деформирования трактуется как "...накопление дополнительных напряжений, искажающих основную схему напряженного состояния". Учитывая, что неоднородность напряженного состояния существует в любом процессе пластического деформирования, Губкиным С.И. было сформулировано положение: «при любом пластическом формоизменении формы в слоях и элементах тела, стремящихся к большому изменению размеров, возникают дополнительные напряжения, знак которых отвечает уменьшению размеров, а в слоях и элементах тела, стремящихся к меньшему изменению размеров, возникают дополнительные напряжения, которые отвечают увеличению размеров» [33,34]. Дополнительные напряжения, уравнивающие отдельные слои деформируемого тела, определяются как остаточные макронапряжения и приводят к снижению пластичности материала, появлению макротрещин, поводки и короблению изделия. Для пластического много переходного деформирования материалов возникновение остаточных макронапряжений имеют технологические особенности.

1.2 Условия пластического деформирования и их влияние на изменение структуры и формирование механических свойств

1.2.1 Структурные изменения при холодной деформации.

Деформационное упрочнение

Основным механизмом холодной деформации является сдвиг, осуществляемый последовательным дислокационным скольжением и двойникованием. С повышением степени деформации плотность дислокаций

возрастает путем аннигиляции, уменьшается длина их пробега за счет уменьшения размера зерен, увеличивается взаимодействие дислокаций между собой и с разного рода барьеров в виде границ зерен, включений и т.п. Как следствие, движение дислокаций имеет постоянно возрастающее затруднение, что ведет к увеличению сопротивления пластическому деформированию и повышению прочности материала.

Взаимосвязь между деформационным упрочнением материала, плотностью дислокаций и стадийностью их развития просматривается на кривых упрочнения, полученных при статическом растяжении. Впервые в 1935 г. стадийность деформационного упрочнения была обнаружена у монокристаллов NaCl А.В. Степановым [75]. В дальнейшем стадийность кривых упрочнения была исследована у ГЦК и ОЦК металлов (рисунок 1.6).

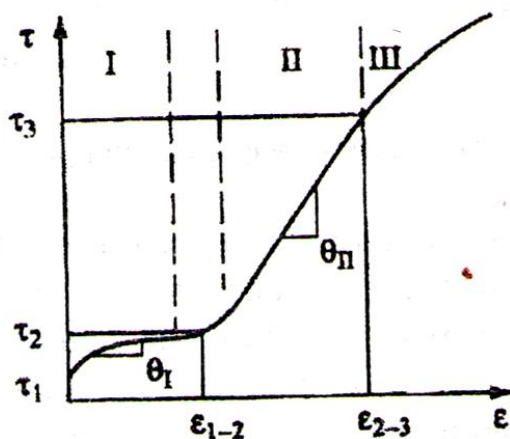


Рисунок 1.6 – Типичная кривая «напряжение – деформация» для монокристаллов ГЦК-металлов: I – стадия легкого скольжения; II – стадия линейного упрочнения; III – стадия параболического упрочнения; θ – коэффициент упрочнения

У монокристаллов ГЦК металлов на кривой упрочнения (рисунок 1.6) выделяют три стадии: I – стадия легкого скольжения; II – стадия линейного упрочнения; III – стадия параболического упрочнения [77]. Каждой стадии соответствует определенное изменение структуры и ряда механических и физических свойств. Подробный анализ стадийности пластической деформации монокристаллов приведен в работах В.С. Ивановой [76] и Б.И. Смирнова [77].

Схема деформационного упрочнения поликристаллических материалов имеет более сложный характер и также имеет стадийность. При изучении

стадийности также учитываются процессы накопления повреждений. Работы И.А. Одингга [78,79], В.В. Владимирова [23], В.В. Рыбина [15] и др. ученых показали, что эволюция структуры при пластическом деформировании с самого начала сопровождается развитием ее повреждаемости. Между тем повреждение – сложный многостадийный процесс, зависящий как от характера внешнего воздействия, так и от исходного структурного состояния материала и изменения его во времени. В настоящее время принято, что не зависимо от вида нагружения – усталость, ползучесть и т.п., весь процесс накопления деформации и разрушения подразделяется на два основных периода: период зарождения и период распространения трещин [77,80,81]. Основные стадии накопления повреждений представлены на кривой упрочнения, полученной при статическом растяжении (рисунок 1.7) [78].

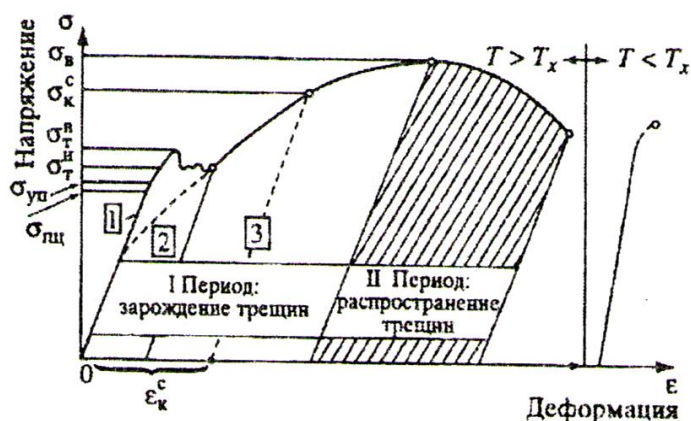


Рисунок 1.7 – Периоды и стадии пластической деформации при статическом растяжении поликристаллических металлов с ОЦК решеткой

Периоду зарождения трещин (до начала образования шейки) соответствуют стадии микротекучести, текучести и деформационного упрочнения. Первый этап характеризуется увеличением плотности однородно распределенных дислокаций, которая меняется от исходных значений 10^6 см^2 до значений 10^8 см^2 . На втором этапе происходит развитие локальных возмущений в виде жгутов, клубков, скоплений, кластеров, мультиполей и т.д. Плотность дислокаций на втором этапе меняется в диапазоне 10^8 - 10^{10} см^2 . На третьем этапе формируется слабо

разориентированная ячеистая структура. Данная принципиальная особенность характеризует переход материала на стадию развитой пластической деформации.

Своеобразие структурообразования на стадии развитой пластической деформации впервые в 70-х годах было изложено в работах В.И. Трефилова с сотрудниками [10-14]. Было обнаружено, что для развитой пластической деформации, характерно образование нового вида дислокационной структуры – сильно разориентированных ячеек. В дальнейшем в монографии В.В. Рыбина [15] были изложены закономерности и зависимости развитой пластической деформации. В качестве специфической особенности структурообразования было обозначено явление фрагментации пластически деформируемого кристалла, возникающего при всех используемых на практике режимах нагружения. Было доказано, что явление фрагментации происходит вне зависимости от исходной структуры и способа его деформирования, при этом фрагментированная структура постепенно вытесняет старую дислокационную структуру. На величину деформации, начиная с которой идет фрагментация, влияют упруго-напряженное состояние, температура, исходная структура, тип кристаллической решетки, энергия дефекта упаковки. Развитие и дополнение представлений о развитой пластической деформации было изложено в трудах В.Е. Панина [16]. Введение новых представлений о сильно разориентированных структурах деформационного происхождения позволило объяснить экспериментальные данные, в частности по деформационному упрочнению с позиции выбора субзерна в качестве структурного параметра.

Холодное деформирование может проводиться с полным и неполным упрочнением. Первый вариант характеризуется наиболее интенсивным накоплением структурных повреждений, которые в очень большой степени влияют на изменение механических свойств. Значительно повышаются предел пропорциональности, предел текучести, предел прочности и твердость при вдавливании. Это происходит за счет искажения кристаллической решетки, благодаря чему затрудняется скольжение и повышается сопротивление деформации. При деформировании с неполным упрочнением происходит

значительное снятие внутренних напряжений путем возврата без кристаллографических изменений в металле. Этот процесс при сравнительно малых скоростях деформации наблюдается в областях температур $(0,3 \div 0,5) T_{пл}$.

1.2.2 Структурные изменения в условиях теплой и горячей деформации. Возврат и рекристаллизация

По мере повышения температуры деформации процессы разупрочнения в материале имеют следующую последовательность: возврат (отдых, полигонизация), рекристаллизация [82-92].

При возврате, при температурах выше $(0,2 \div 0,3) T_{пл}$, возможно перераспределение дислокаций. В результате переползания краевых дислокаций, возникают более устойчивые их конфигурации, когда границы у возникающих субзерен или полигонов оказываются среднеугловыми. Полигонизация (возврат II рода), как процесс характеризуется началом изменения структуры деформированного материала. За счет перераспределения дислокаций, происходит образование областей кристаллита, свободных от дислокаций и взаимно отделенных дислокационными границами.

При температурах выше $0,4 T_{пл}$ в материалах происходит процесс рекристаллизации, которая выражается в образовании и росте новых зерен с неискаженной решеткой по границам или внутри старых зерен той же фазы. Процесс осуществляется образованием, движением, или образованием и движением высокоугловых границ. Различают первичную, собирательную и вторичную рекристаллизации. Первичная рекристаллизация связана с образованием высокоугловых границ зерен и их миграцией их в деформированной матрице до определенного момента, когда основная часть деформированного материала окажется рекристаллизованной. Собирательная рекристаллизация следует непосредственно за окончанием первичной и представляет собой процесс миграции высокоугловых границ зерен и замены мелких зерен более крупными. Она характеризуется одинаковым значением

средних размеров зерен в силу одинаковой скорости миграции их границ. Вторичная рекристаллизация, так же как и собирательная, совершается в материале после завершения первичной рекристаллизации. Ее отличие от собирательной заключается в том, что при вторичной рекристаллизации имеются зерна – «центры рекристаллизации», которые способны к интенсивному росту, тогда как основная масса зерен практически не растет [91].

При горячей деформации в материалах одновременно протекают процессы упрочнения и разупрочнения. Упрочнение вызывается увеличением плотности дислокаций под влиянием внешнего нагружения. Разупрочнение происходит за счет снижения дефектности в силу развития диффузионных процессов и, как следствие, характеризуется уменьшением плотности дислокаций и их перераспределением с образованием более стабильных конфигураций в виде малоугловых субграниц и высокоугловых границ зерен.

Схема изменения структуры и свойств металла при возврате и рекристаллизации приведена на рисунке 1.8 [90].

В 60-х годах определение особенностей структурообразования материалов на стадии развитой пластической деформации, в виде явления фрагментации, позволило уточнить структуру большеугловых межзеренных границ. Трудями В.В. Рыбина, С.С. Горелика, В.Ю. Новикова, А.Н. Орлова, В.Н. Перевезенцева, В.Н. Чувильдеева [15-20] и других ученых, исследования структуры границ зерен и кинетики из развития в различных условиях деформирования получили развитие, и в настоящее время представляется как раздел физики кристаллических тел. Современное понимание строения границ зерен и связанных с ними процессов рекристаллизации включают следующие положения. Межзеренные границы представляются как область решетчатых и зернограницных дислокаций, которые определяют макроскопические свойства поликристаллического материала. Подвижность границ зависит от плотности в них дефектов и процесса выделения и роста частиц 2-й фазы.

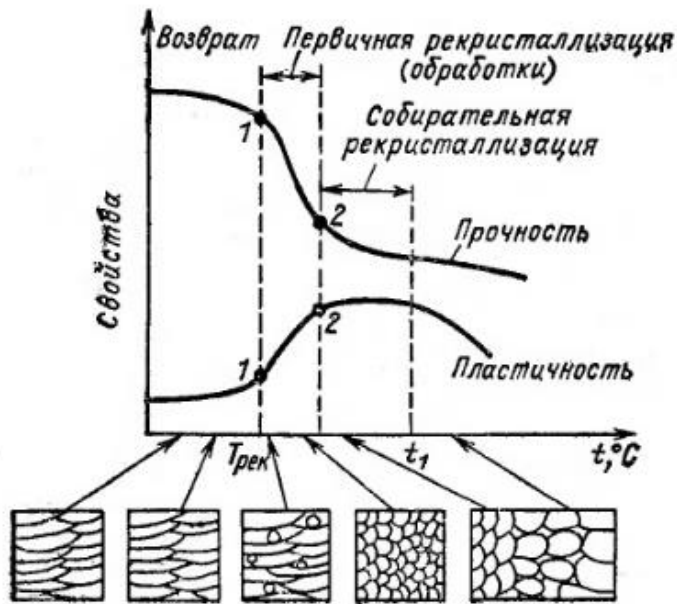


Рисунок 1.8 – Схема изменения структуры и свойств металла при возврате и рекристаллизации

1.2.3 Структурные изменения в условиях сложного нагружения

Формирование механических свойств деформированных металлических сплавов в условиях сложного нагружения имеет особенности, которые характеризуются изменением вида нагружения в процессе формоизменения материала с большими степенями деформации.

В условиях пластического деформирования вид нагружения материала определяется механической схемой деформации. Механические схемы деформации структурированы по Губкину С.И. [33,34] в виде 23-х сочетаний схем главных напряжений и главных деформаций, приведенных на рисунке 1.9 [93].

Сложность нагружения деформирования металлических сплавов, как особенность внешнего воздействия, характеризуется изменением механической схемы деформации как в течении протекания одной операции, так и на переходах многоэтапного технологического процесса.

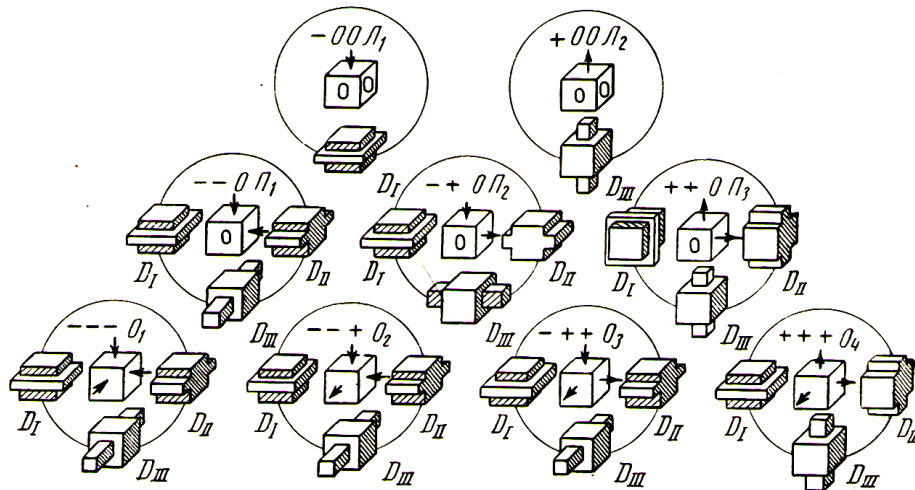


Рисунок. 1.9 – Сочетание схем напряженного состояния со схемами деформации

Вторая особенность сложного нагружения связана с оценкой больших степеней деформации в условиях многоэтапного нагружения. В технологических расчетах, как правило, показателем степени деформации заготовки является максимальная степень деформации в какой-либо характерной зоне. При этом применяют различные формулы и выражения, основанные на различных практических подходах. К примеру, при расчете общей степени деформации последовательных однородных операций свободнойковки (величины укова) ее значение равно произведению степеней деформации (уковов) на отдельных операциях.

Причиной использования технологических показателей являлась техническая невозможность применения характеристики В.В. Илюшина, в которой степень деформации определяется выражением: " степень деформации рассматриваемой материальной частицы называется арифметическая сумма интенсивностей последовательных малых деформаций, на которые можно было разделить весь процесс конечного формоизменения этой частицы; в случае монотонного протекания процесса деформации степень деформации равна интенсивности главных логарифмических деформации". При этом было отмечено, что интенсивность является скалярной величиной и единственной сопоставимой характеристикой формоизменения, позволяющая определить, затрачиваемую при этом работу и механические свойства деформируемого тела [39].

Следует отметить, что математическое выражение, согласно которого общая степень деформации за весь технологический процесс определяется как арифметическая сумма степеней деформации отдельных операций, значения которых численно равны интенсивности главных деформаций, используется в расчетах программных комплексов, основанных на методе конечных элементов.

Механические схемы деформации, реализуемые на этапах обработки, определяются кинематикой процесса, конструкцией инструмента и геометрией деформируемой заготовки.

В процессах пластического деформирования материала в условиях многоэтапного и сложного нагружения имеется большое число задач по формированию механических свойств получаемых заготовок и деталей, решение которых имеет большое практическое значение. В качестве примеров можно привести:

- для холодной многооперационной высадки стандартных крепежных изделий в условиях массового производства не определена возможность повышения за счет наклепа прочности малоуглеродистых сталей до класса 8-8;
- для многопереходнойковки крупных поковок не определены условия деформирования получения однородной зеренной структуры, обеспечивающей стабильность показателя ударной вязкости материала по объему изделий;
- в листовой штамповке отсутствуют температурно-скоростные зависимости предельной пластичности тонколистовых материалов в условиях «жестких» схем нагружения, что не позволяет оптимизировать технологию производства цилиндрических изделий и гофрированных панелей современных летательных аппаратов, в частности из титановых сплавов;
- для горячего деформирования листового и объемного материала, на примере раскатки полосовой заготовки на клин и многооперационной штамповки гофрированной панели, не определена основная структурно-механическая характеристика материала, влияющая на сопротивление усталости;
- для горячей объемной штамповки в открытых штампах не определена возможность деформирования малопластичных материалов, в частности чугуна,

хотя фланцевые арматурные чугунные изделия имеют преимущество перед стальными изделиями по эксплуатационным характеристикам.

Наличие нерешенных практических задач формирования механических свойств деформированных металлических сплавов в условиях сложного нагружения, подтверждает актуальность темы исследования. Проблема ее решения заключается в отсутствии данных о закономерностях изменения структуры и дефектности деформированных металлических сплавов в условиях сложного нагружения, которые определяют формирование механических свойств.

1.3 Методология оценки формирования механических свойств в условиях сложного нагружения

1.3.1 Методы структурно-механических исследований

Проведенный аналитический обзор показал, что к настоящему времени, не смотря на большое количество научных исследований, отсутствуют данные о структурных изменениях в условиях сложного нагружения и их влиянии на формирование механических свойств. Преобладающее число исследований выполнялось в условиях стандартизованных испытаний с использованием сжатия, растяжения, кручения, а также технологических испытаний с постоянной механической схемой деформации.

В качестве причин использования испытаний с монотонным нагружением можно привести следующие объяснения.

Исторически первые исследования пластического деформирования касались определения условий перехода материала из упругого состояния в пластическое состояние. Для их проведения в 1886 г. Х. Треска использовал эксперименты на одноосное деформирование. В дальнейшем полученные результаты были использованы Б. Сен-Венаном для вывода основных уравнений теории пластичности. С тех времен стандартизованные испытания с использованием

сжатия, растяжения, кручения стали основными при структурно-механических исследованиях.

Применение испытаний с постоянной механической схемой деформации имеет положительную сторону, так как деформируемый образец во всем объеме имеет равномерную деформацию, что позволяет оценивать изменение механических и структурных характеристик деформированных материалов в зависимости от истинной степени деформации. С другой стороны, в стандартизованных испытаниях степень деформации имеет небольшое значение и полученные зависимости, в частности кривые упрочнения и диаграммы рекристаллизации, трудно использовать для оценки технологических процессов пластического деформирования с большими степенями деформации.

В целом это доказывает несостоятельность применения методологии исследований деформированных материалов с использованием стандартизованных испытаний для условий сложного и многопереходного нагружения.

В отношении физического (натурного) моделирования процессов пластического моделирования следует отметить работы Ф. Кика в конце XIX века, который заложил его теоретические основы. Начиная с середины 30-х годов XX века работы по моделированию реальных процессов пластического деформирования были выполнены С.И. Губкиным, И.М. Павловым, А.И. Целиковым и другими отечественными учеными [33-44]. Однако практически все исследования пластического деформирования металлических сплавов касались оценки их напряженно-деформированного состояния.

При исследовании деформированных металлических сплавов в реальных технологических условиях следует отметить одно существенно затруднение, которое касается неравномерности деформации в объеме деформируемого тела. На каждом этапе обработки, наряду с преобладающей механической схемой деформации, практически всегда существуют отличные схемы деформирования. Их результатом является наличия зон трудно и пластично деформируемого

металла, имеющих сложную изменяющуюся форму в процессе технологической операции.

Начало исследований изменения структуры и дефектности в процессах большого пластического деформирования можно отнести к работам В.И. Трефилова с сотрудниками, которые получили развитие в трудах В.В. Рыбина, В.В. Панина [10-16]. Исследования проводились на материале, деформированного в условиях продольной прокатки за несколько проходов. При этом определение изменений структуры и механических свойств металлических сплавов на этапах деформирования проводилось без учета накопленной степени деформации и ее неравномерности.

1.3.2 Программное и методическое обеспечение структурно-механических исследований

Для проведения исследований структурных изменений деформированных металлических сплавов в условиях много переходного и сложного нагружения и описания зависимостей формирования механических свойств требуется специальное программное и методическое обеспечение.

Программное обеспечение

Разработка программного обеспечения неразрывно связана с совершенствованием металлографического анализа по направлению количественного обсчета структурных параметров деформированных материалов. В настоящее время в металловедении происходит интенсивное развитие техники экспериментальных исследований микроструктуры металлических материалов с использованием программных средств.

При анализе разработанных программных средств работы с цифровыми фотографиями микроструктур на международном уровне следует отметить их различный уровень автоматизации и функциональных возможностей, универсальность работы с микроскопами разного вида и денежную стоимость [94-

98]. Следует отметить, что их основным назначением является определение величины зерна и его разнотельности.

В качестве первого аналога можно привести программное средство DG Analyzer 1.5, которое обладает низким уровнем автоматизации. На первом этапе загружается изображение микрофотографии. Далее выделяются границы зерен методом бинаризации. На заключительном этапе задается масштаб изображения по выделенному отрезку для проведения расчета количества и размеров зерна с бинарного изображения микроструктуры.

Программное обеспечение компании Motic China Group Co работает с изображения, поступающего с USB-камеры Motic. После загрузки изображения выполняются функции анализа и измерения. Недостатком программного средства, помимо того что оно работает только с микроскопами фирмы Motic, является малое количество функций для редактирования изображения и отсутствие возможности сохранения результатов их анализа.

К автоматизированному профессиональному варианту программного средства относится программа ZEISS ZEN core. Данное программное обеспечение выполняет замеры размера зерна в соответствии с действующими международными стандартами с использованием четырех различных методов. С помощью *контурного метода* определяются размеры зерен с легко распознаваемыми границами. *Метод сечений* основан на применении различных шаблонов к изображению для распознавания и анализа размер зерна: использования круга по методу Хиллиарда, или параллельные линии для метода линейного пересечения Неуп. По *методу сравнения* проводится сопоставление изображения исследуемой микроструктуры с эталонными микроструктурами из стандартов. Наибольшими функциональными возможностями обладает *метод Intellesis*. Выполняемый анализ использует алгоритмы машинного обучения и предварительно обученных моделей. Существенным недостатком данного программного средства является большая стоимость, так как оно поставляется в комплекте с микроскопами ZEISS.

Проведенный анализ разработанных программных средств микроструктурного анализа материалов обозначил недостаток, касающийся их привязки к микроскопам определенных фирм, и как следствие, значительной стоимости.

При анализе отечественных программных средств количественной оценке структурных параметров, следует отметить, что они разрабатываются в виде программ для ЭВМ. Программы, как правило, состоят из двух блоков. Первый блок обеспечивает мониторинг микроструктуры, включающий количественные ее измерения и обсчет. Для этого производится бинаризация цифровых фотографий микроструктуры, в результате ее элементы имеют вид паркетной структуры, то есть разделяются на объекты: зерна и фон. Вторые блоки обеспечивают технологические расчеты и графические построения в зависимости от специфики поставленных задач.

В данной работе, исходя из выше обозначенных задач по разработке методического обеспечения, были поставлены задачи по разработке программ для ЭВМ по определению величины зерна для количественной оценки холоднодеформированного состояния материалов и процесса рекристаллизации горячедеформированных материалов. В качестве общего требования к разрабатываемым программным средствам следует отнести возможность их использования на цифровых микроскопах любого вида и выполнения количественного обсчета фотографий микроструктуры при увеличении в интервале от 100 до 1000 крат.

Методическое обеспечение оценки деформационного упрочнения

До настоящего времени преобладающее число исследований структурных изменений и дефектности проводится на материалах, деформированных с применением стандартизованных испытаний на растяжение, осадку и кручение. В двух первых испытаниях материал подвергается одноосному нагружению, в третьем – материал деформируется путем сдвига. Кривые упрочнения строятся при условии постоянства схемы нагружения. При растяжении используется

период деформации до начала локализации, при испытаниях на сжатие осадка проводится на образцах с цилиндрическими выточками, заполненными твердой смазкой. Построенные кривые упрочнения, с позиции структурных изменений, заканчиваются началом перехода на стадию развитой пластической деформации, характеризующейся образованием фрагментированной структуры.

Технологические возможности стандартизованных испытаний и построенные кривые упрочнения не в полной мере отражают условия деформирования материала в реальных технологических процессах, имеющих сложное многооперационное нагружение и степени деформации, превышающие 100 %. Наиболее объективную оценку деформационному упрочнению в таких условиях обеспечивают обобщенные кривые упрочнения в координатах «интенсивность напряжения – степень деформации». Используемая деформационная характеристика является скалярной величиной. Ее значение рассчитывается как арифметическая сумма степеней деформации отдельных операций, значения которых, в случае монотонного протекания процесса деформации, численно равны интенсивности главных деформаций. Интенсивность напряжений определяет работу при формоизменении элементарного объема в условиях сложного напряженного состояния. В научно-технической литературе приведено значительное число методик построения обобщенных кривых упрочнения. Однако, они не получили должного развития в силу сложности их построения. Это не позволило, в полной мере, проведения структурно-механических исследований холоднодеформированных материалов в условиях многопереходного нагружения. В настоящее время потребность в применении обобщенных кривых упрочнения возросла, так как использование программных комплексов, основанных на методе конечных элементов, для определения при моделировании напряженно-деформированного состояния материала требует их введения в операционную систему. В силу их отсутствия применяются зависимости, основанные на упрощении, которое было предложено в 80-х годах В.В. Крохой: «кривые упрочнения при степени деформации

$\varepsilon > 1,0 \div 1,25$ имеют характер, приближающийся к прямолинейному», т.е. кривые упрочнения, полученные при стандартизованных испытаниях на растяжение или сжатие, произвольно дополняются прямолинейным участком [99].

Анализ исследований структурных превращений и накопления повреждений материалов при объемном многопереходном холодном деформировании показал их немногочисленность. Не разработана технологически удобная методика построения обобщенных кривых деформационного упрочнения в координатах «интенсивность напряжения - степень деформации». Не определена взаимосвязь структурных изменений с процессом деформационного упрочнения в сопоставлении с участками обобщенной кривой упрочнения. Отсутствует математическое описание формирования дефектности пластически деформированного материала в условиях многопереходного нагружения.

Методическое обеспечение оценки процесса рекристаллизации

Начало изучения процесса рекристаллизации можно отнести к середине 20-х годов прошлого столетия [38].

Одной из первых явилась работа У. Ганеманна и К. Люкке по построению диаграмм рекристаллизации для мягкого железа (0,06% С) и среднеуглеродистой стали (0,49% С). Испытания включили осадку цилиндрических образцов под копром в интервале температур (600÷1200) °С. По результатам исследования были построены диаграммы рекристаллизации, в которых обозначены понятия порога рекристаллизации и интервала критических степеней деформации, в которых рост зерна протекает наиболее интенсивно. Практически в то же время, У. Ганеманном совместно с В. Тафелем и Р. Шнейдером, было проведено исследование процесса рекристаллизации котельного железа (0,03% С) при прокатке. В исследовании определялось влияние исходной величины зерна на величину зерна материала после прокатки при различных температурах и степенях деформации. Величина зерна определялась в середине толщины прокатанного листа. Полученные данные сравнивались с данными построенной диаграммы рекристаллизации из аналогичного материала, исходя из равенства

относительных степеней обжатия при прокатке и при осадке образцов (рисунок 1.10) [38]. По результатам проеденных исследований было сделано заключение, что исходная величина зерна не оказывает влияния на процесс рекристаллизации, а окончательный размер зерна определяется степенью деформации и температурой последнего ее прохода.

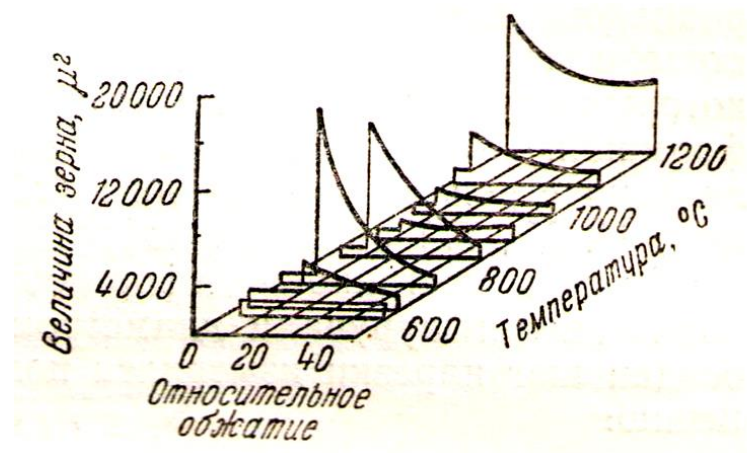


Рисунок 1.10 – Рекристаллизация котельного железа, содержащего 0,03% С (по Н.И. Корнееву)

Аналогичные исследования по оценке влияния величины исходного зерна на процесс рекристаллизации выполнил М.В. Растягаев на примере осадки образцов из конструкционной стали (0,39 %С). При этом, полученные результаты не согласовались с результатами работы У. Ганеманна, В. Тафеля и Р. Шнейдера.

В последующие годы основное направление в изучении процесса рекристаллизации было отведено построению диаграмм рекристаллизации, которые были разработаны для большинства конструкционных сталей и сплавов. Следует отметить работы Н.И. Корнеева совместно с Г.М. Мороховец [38], И.А. Рогельберга, Е.С. Шпиценецкого [100] и других ученых. В настоящее время работы данного направления продолжают применительно к жаропрочным и нержавеющей сталям и сплавам. Практическое значение имеют диаграммы рекристаллизации 3-го рода, на которых наносится величина зерна к концу первичной рекристаллизации, а также на разных стадиях последующей рекристаллизации [101,102]. При анализе применяемых методов построения диаграмм рекристаллизации следует отметить их недостатки. Во-первых, это касается большого количества испытаний и металлографических замеров. Осадка образцов проводится в диапазоне температур от 750 до 1200 $^{\circ}\text{C}$ через 50 $^{\circ}$, при

деформациях: 3, 5, 7, 10, 15, 20, 25, 30, 40, 50 и 80%. Во-вторых, в качестве фактической степени деформации, используется относительная степень осадки образца по высоте. Для использования диаграмм рекристаллизации в реальных технологических процессах, необходимо в качестве истинной или фактической степени деформации использовать показатель ее интенсивности. Следует также учитывать, что диаграммы рекристаллизации в их общепринятом виде дают ограниченную информацию о рекристаллизованной структуре и не отражают многие существенные ее особенности, в частности характера разнотерности. Выше изложенные недостатки свидетельствуют о целесообразности построения зависимостей средней величины зерна от интенсивности и температуры горячей деформации и разработки способа их построения с минимальным числом испытаний.

При рассмотрении используемых методов и методик исследования кинетики процесса рекристаллизации применительно к дробному горячему деформированию следует отметить их ограниченность.

Во-первых, это относится к определению структурных параметров деформированного материала в усредненных показателях деформации. В качестве примера можно привести результаты исследования В.В. Рыбина по определению структурных изменений в горячекатаной нержавеющей стали X18H10T за пять проходов [15]. Анализ формирования слабо выраженной ячеистой структуры, возникновение участков фрагментированной структуры с образованием границ фрагментов и плотные дислокационные образования проводился на материале с обжатием величиной 10% за проход. При исследовании не учитывалась неравномерность деформированного состояния по толщине прокатываемой заготовки, и размеры фрагментов не оценивались в зависимости от истинной степени деформации. Второй пример относится к изготовлению внутри корпусных изделий из аустенитной стали X18H10T [103] с применением операции раскатки заготовки на оправке, которая отличается наибольшей сложностью напряженно-деформированного состояния в объеме деформированного состояния. Методика оценки формирования зеренной структуры материала и

получаемых механических свойств изделий также была основана на применении усредненных показателей деформированного состояния. Вторая ограниченность относится к оценке процесса изменения структуры диаграммами рекристаллизации 2-го и 3-го рода. Их построение проводится в показателе относительной степени деформации, что не отражает объективное их применение в реальных технологических процессах, имеющих сложное деформированное состояние материала. Кроме того, при разработке технологических процессов с дробными деформациями и наличием подогревов, в дополнении к диаграммам рекристаллизации 3-го рода, необходимы сведения о зависимости величины зерна от итоговой (накопленной) степени деформации и последующих подогревов (собирательная рекристаллизация), и влияния величины зерна материала предыдущего перехода на величину последующего.

Высокотемпературное двухосное растяжение тонколистовых металлических сплавов методом выпучивания мембран

В технологических операциях листового деформирования реализуются механические схемы деформации, которые хорошо изучены и широко представлены в работах отечественных и зарубежных ученых. Наиболее сложные схемы относятся к формообразующим операциям вытяжки и формовки, посредством которых изготавливаются полые и рельефные листовые заготовки.

При вытяжке, которая происходит путем свертки листовой заготовки, в ее участках по ходу процесса реализуются изменяющиеся механические схемы деформации. Во фланце напряженное состояние соответствует плоской разноименной схеме, имеющей растягивающие напряжения в радиальном направлении и сжимающие в тангенциальном направлении. Схема деформированного состояния материала фланца соответствует сдвигу: удлинение происходит в радиальном направлении, укорочение – в тангенциальном направлении. В вертикальной стенке материал подвергается линейному растяжению с удлинением вдоль оси стенки и укорочением в тангенциальном направлении. В донной части схема напряженного состояния соответствует

двухосному растяжению, материал имеет удлинение в радиальных направлениях с уменьшением толщины.

Формовка предназначена для выполнения рельефа в листовой заготовке. В отличие от вытяжки, формообразование осуществляется за счет утонения материала, а схема его напряженного состояния близка к схеме двухосного растяжения [104].

Технологический опыт отечественного и зарубежного изготовления листовых гофрированных панелей позволяет выделить определенные виды технологических процессов в зависимости от марки обрабатываемого материала.

Высокопрочные нержавеющие сплавы типа ЭИ-878, ВНС-2, СН-3 штампуются в холодном состоянии на форм-блоках эластичной средой на гидравлических прессах и с нагревом в металлических штампах на листоштамповочных молотах; титановые сплавы – с нагревом на специализированном оборудовании и установках.

Не смотря на достаточный производственный опыт изготовление изделий указанного класса из трудно деформируемых сплавов, имеются проблемы, которые не позволяют в полной мере оптимизировать производство. Это касается отсутствия температурно-скоростных зависимостей предельной пластичности, в частности для титановых сплавов, в интервале температур $(20 \div 900) ^\circ\text{C}$, скоростей деформации $(10^{-1} \div 10^{-3}) \text{ c}^{-1}$ и жестких схем напряженного состояния $\Pi = 1 \div 2$ [104,105].

Для оценки пластичности материала при двухосном растяжении в большей степени подходит гидравлический метод испытаний, при котором образец в виде круглой заготовки диаметром 250 мм зажимается по контуру, и вытягивается под действием одностороннего гидростатического давления в круглую матрицу до разрыва [104]. На поверхности образца для исключения проскальзывания выполняются плавные кольцевые зиги для его плотного защемления (рисунок 1.11).

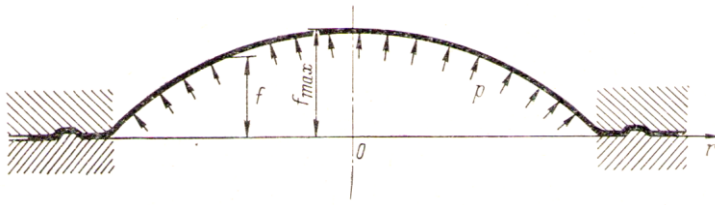


Рисунок 1.11 – Схема гидростатического выдавливания мембраны

Данное технологическое испытание не пригодно для высоких температур, а его замена одноосным растяжением образцов с выточками, не обеспечивает постоянство напряженного состояния во время испытания.

Известны различные способы испытания листового металла на двухосное растяжение при повышенных и высоких температурах

В конце 60-х годов прошлого столетия был предложен способ, в котором образец испытывается по схеме изгиба круглой пластинки, жестко закрепленной по контуру, равномерно распределенной нагрузкой с помощью нагружающего устройства. В качестве рабочего тела применяется гидропластмасса, обладающая высокой вязкостью и достаточной перетекаемостью. Одним из существенных недостатков способа являлось использование в качестве рабочего тела, передающего давление, жидкой гидропластмассы, что ограничивает температурные условия деформирования [106].

Известно испытание, в котором листовой образец размещается в матрице штампа и разогревается электроконтактным способом, а в качестве рабочего тела используется сыпучий, неэлектропроводный материал. Наряду с достоинствами: малой трудоемкостью, простотой испытания и максимально возможным диапазоном температурных испытаний – способ имеет недостатки. Давление, передаваемое на образец рабочим телом, не соответствует одностороннему равномерному давлению, которое создает жидкость при гидростатическом выдавливании.

Наиболее технологичным является способ с применением устройства в виде автономного узла, который состоит из матрицы с рабочим отверстием; втулки, между которыми размещаются образец – диафрагма и чашеобразная мембрана с рабочей средой. При испытании на мембрану воздействует вкладыш, которая

через сыпучую рабочую среду выдавливает диафрагму в рабочее отверстие матрицы [107]. К недостаткам способа относится несоответствие давления, передаваемое на образец рабочим телом, давлению при гидростатическом выдавливании, а также недостаточно высокие температуры испытаний, которые не превысили 500 °С. Это не позволило проведению испытаний титановых сплавов, которые требуют температурные условия деформирования в интервале (500÷900) °С.

Из изложенного следует, что проблема разработки конструкции устройства для испытания тонколистового материала методом выпучивания мембран в интервале высоких температур является актуальной задачей методического обеспечения.

Выводы по главе

Анализ современного состояния исследований по изменению структуры и дефектности деформированных материалов в условиях сложного, в том числе многопереходного нагружения, и повышение на их основе механических свойств показал:

1. Использование концепции проведения испытаний с использованием стандартизованных операций сжатия, растяжения, кручения, а также технологических испытаниях с неизменной механической схемой деформации, не позволяют установить закономерности изменения структуры и дефектности деформированных материалов в условиях многопереходного и сложного нагружения.
2. В машиностроении имеются важные практические задачи повышения различных механических свойств деформированных материалов в наиболее используемых видах обработки:
 - увеличение за счет наклепа статической прочности материалов в условиях многопереходной холодной пластической обработки;

- повышение стабильности показателя ударной вязкости материала в объеме изделий в условиях горячей дробной деформации;
- определение значений предельной пластичности тонколистовых материалов в условиях «жестких» схем нагружения с целью оптимизации технологии производства изделий, в частности из титановых сплавов;
- повышение усталостной прочности горячедеформированных материалов;
- определение механических условий предельной пластичности материалов в условиях объемного нагружения в открытых штампах с целью оптимизации технологии производства изделий, в частности из чугуна.

3. Повышение механических свойств деформируемых материалов требуют разработки концепции, основанной на установлении закономерностей изменения структуры и дефектности с использованием технологических испытаний, имеющих сложное (немонотонное) нагружение, и построение зависимостей его влияния на требуемые показатели механические свойства.

4. Сформулированная концепция методологии исследований должна быть основана на методе их поэтапной оценки, который предусматривает отслеживание положения исследуемых объемов материала на переходах обработки с определением накопленной степени деформации и разработанного методического обеспечения.

5. В соответствии с поставленными целевыми задачами развитие методического обеспечения включило разработку: методики построения обобщенных кривых деформационного упрочнения, способа построения зависимостей рекристаллизации материала в зависимости от накопленной степени деформации, способа прогнозирования сопротивления усталости горячедеформированных материалов, конструкции высокотемпературного испытания тонколистовых материалов на двухосное растяжение методом выдавливания мембран для определения их предельной пластичности. Также следует отметить задачу по разработке алгоритма и программного обеспечения выполнения исследований структурно-механических характеристик деформированных материалов.

6. Недостаточное информационное обеспечение в виде разработки инженерных решений по оценке и прогнозированию упрочнения и рекристаллизации материалов при многопереходных холодных и дробных горячих объемных деформациях, предельной пластичности при деформациях листового материала с жесткими схемами нагружения, сопротивления усталости горячедеформированного материала.

7. Отсутствие конструкторско-технологических решений (КТР) холодной высадки крепежных изделий из малоуглеродистых и борсодержащих сталей,ковки поковок из сталей аустенитного и ферритно-мартенситного классов, горячей вытяжки деталей типа "баллон" и формовки гофрированных панелей из листовых титановых сплавов.

ГЛАВА 2 НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ КОНЦЕПЦИЯ СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СЛОЖНОГО НАГРУЖЕНИЯ

2.1 Структура научно-технологической концепции

Результаты аналитического обзора определили проблему темы исследования, которая сформулирована как отсутствие данных о закономерностях изменения структуры и дефектности деформированных металлических сплавов в условиях сложного нагружения, которые определяют формирование механических свойств.

При анализе разработанности темы исследования определены причины немногочисленности структурных исследований и отсутствия закономерностей изменения структурного состояния материалов в условиях сложного нагружения. Была выявлена несостоятельность методологии исследований деформированных материалов с использованием стандартизованных испытаний, применяемой для условий простого (монотонного) нагружения, что определило для условий сложного нагружения необходимость разработки новой концепции проведения исследований для установления закономерностей структурных изменения, которые определяют формирование механических свойств.

Для условий сложного нагружения структура разработанной научно-технологической концепции формирования механических свойств деформируемых металлических сплавов включила положения:

- деформирование металлических сплавов в условиях сложного, в том числе многопереходного нагружения, с применением технологических испытаний;

- применение методологии, основанной на методе поэтапной оценки изменения структурного состояния и формировании механических свойств с учетом накопленной степени деформации;
- разработку методического обеспечения для построения зависимостей структурно-механических свойств от степени деформации в условиях сложного нагружения;
- разработку программного обеспечения для поэтапного обсчета структурно-механических характеристик деформированных металлических сплавов (рисунок 2.1).



Рисунок 2.1 – Научно-технологическая концепция поэтапного формирования механических свойств деформированных металлических сплавов в условиях сложного нагружения

Следует отметить особенности проведения технологических испытаний в условиях сложного нагружения, в которых структурно-механические характеристики выделенных зон деформированного материала определяются с применением поэтапного метода исследований и оценкой накопленной степени деформации. В настоящее время отслеживание положения исследуемых объемов материала на переходах обработки с оценкой деформации в показатели интенсивности успешно решается с применением программных комплексов, основанных на методе конечных элементов.

Концепция проведения исследований в условиях сложного нагружения требует оценки изменения механических свойств в зависимости от накопленной степени деформации в соответствии с поставленными практическими задачами. Оценка может быть выполнена на основе разработанного программного и методического обеспечения.

Для холодной обработки требуется применение обобщенных кривых деформационного упрочнения, для горячей – зависимостей рекристаллизации от накопленной степени деформации, определяемой как сумма интенсивностей деформации на каждом переходе. Для этого нужны методики их построения, которые недостаточно разработаны или отсутствуют.

Для оценки пластичности в условиях сложного нагружения необходимы зависимости предельной деформации от показателя напряженного состояния. Для оценки предельной пластичности листового материала, в первую очередь требуются температурно-скоростные зависимости предельной деформации для условий «жесткого» нагружения в интервале от одноосного до двухосного растяжения. Для объемного деформирования малопластичных материалов требуются значения предельной деформации в зависимости от «смягчения» нагружения с отрицательными значениями показателя напряженного состояния.

Для оценки сопротивления усталости горячедеформированных материалов, в первую очередь требуется выявления основной структурно-механической характеристики, контролирующей данное механическое свойство. Для этого необходимы исследования, которые могли бы сравнить зависимость предела

усталости горячедеформированного материала от показателей упрочнения и изменения структурных параметров.

Разработка методического обеспечения неразрывно связана с совершенствованием металлографического анализа по направлению количественного обсчета структурных параметров деформированных материалов. В настоящее время в металловедении происходит интенсивное развитие техники экспериментальных исследований микроструктуры металлических материалов с использованием программных средств. При анализе международных программных средств работы с цифровыми фотографиями микроструктур следует отметить их различный уровень функциональных возможностей, универсальность работы с микроскопами разного вида и денежную стоимость [94-98].

2.2 Программа и методология исследований

Программа исследований разработана на основании научно-технологической концепции формирования механических свойств деформированных материалов в условиях сложного нагружения, применительно к наиболее важным практическим задачам:

- повышение за счет наклепа статической прочности материалов в условиях многопереходной холодной пластической обработки;
- обеспечение стабильности показателя ударной вязкости материала в объеме изделий в условиях горячей дробной деформации;
- определение значений предельной пластичности тонколистовых материалов в условиях «жестких» схем нагружения с целью оптимизации технологии изготовления изделий, в частности из титановых сплавов;
- повышения усталостной прочности горячедеформированных материалов;

– определение значение предельной пластичности материалов в условиях объемного нагружения в открытых штампах с целью оптимизации технологии производства изделий, в частности из чугуна.

Основой разработанной концепции явилось применение методологии исследований, основанной на методе поэтапной оценки изменения структурного состояния и формировании механических свойств с учетом накопленной степени деформации.

Содержание методического обеспечения определилось задачами по формированию механических свойств материалов. Оно включило разработку: методики построения обобщенных кривых деформационного упрочнения, способа построения зависимостей рекристаллизации материала в зависимости от накопленной степени деформации, способа прогнозирования сопротивление усталости горячедеформированных материалов, конструкции высокотемпературного испытания тонколистовых материалов на двухосное растяжение методом выдавливания мембран для определения их предельной пластичности.

Разработанная концепция предусматривает применение стандартных и специализированных программных средств. При методе поэтапной оценки для отслеживания положения исследуемых объемов деформируемого материала на переходах обработки и определения их деформированного состояния наиболее оптимальным является применение программных комплексов, основанных на методе конечных элементов. Для разработки методического обеспечения необходимы программные средства, обеспечивающие количественный обсчет фотографий микроструктуры при увеличении в интервале от 100 до 1000 крат. Для их решения были поставлены задачи разработки программ для ЭВМ по определению величины зерна для количественной оценки холоднодеформированного состояния и для оценки рекристаллизации горячедеформированных сталей и сплавов.

В соответствии с предложенной концепцией разработана программа работы, которая включила этапы:

1. Разработка методического обеспечения исследования структурно-механических характеристик материалов, которое включило:

- программы для ЭВМ по определению величины зерна для количественной оценки холоднодеформированного состояния и процесса рекристаллизации горячедеформированных материалов, обеспечивающие количественный обсчет фотографий микроструктуры при увеличении в интервале от 100 до 1000 крат;
- методика построения обобщенных кривых деформационного упрочнения в координатах «интенсивность напряжения - степень деформации»;
- способ построения зависимостей рекристаллизации в координатах «средняя величина (площадь) зерна – интенсивность деформации – температура»;
- конструкция устройства высокотемпературного испытания тонколистовых металлических сплавов на двухосное растяжение методом выпучивания мембран.

2. Исследование изменений структуры и дефектности деформированных материалов и их влияния на механические свойства в различных условиях многопереходного и сложного нагружения с применением поэтапного метода исследований, включившего отслеживание положения исследуемых объемов материала на этапах обработки и оценку их деформированного состояния с применением программного комплекса DEFORM-3D и экспериментальных методов:

- холодное объемное многопереходное деформирование сталей ферритно-перлитного класса;
- горячая дробная объемная деформация стали аустенитного класса;
- горячая раскатка на клин полосовой заготовки рессорной стали;
- двухосное растяжение методом выпучивания мембран тонколистовых титановых сплавов в условиях теплого и горячего деформирования;
- горячая и холодная многооперационная формовка коррозионностойких листовых сплавов;
- горячее объемное деформирование чугуна с шаровидным графитом и ферритовой матрицей.

3. Определение закономерностей изменения структуры и дефектности в конструкционных материалах и их влияния на механические свойства:

- на статическую прочность сталей ферритно-перлитного класса при холодном объемном многооперационном деформировании;
- на ударную вязкость стали аустенитного класса при горячей дробной объемной деформации;
- на предельную пластичность тонколистовых титановых сплавов при двухосном растяжении методом выпучивания мембран в условиях теплового и горячего деформирования;
- на динамическую прочность коррозионностойких листовых сплавов при горячей формовке и полосовой заготовки рессорной стали при горячей раскатке на клин.

4. Разработка рекомендаций по оптимизации режимов объемной и листовой пластической деформации конструкционных материалов, используемых на предприятиях автомобильной и авиационной промышленности, на основании выявленных закономерностей изменения структуры и дефектности.

Моделирование технологических испытаний для определения положения исследуемых зон материала на этапах деформирования и накопленной степени деформации проводилось с использованием программного комплекса DEFORM.

Для изучения кинетики структурных изменений были использованы методы оптической и электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа [108-111] и измерения плотности материала [112]. Макро- и микроструктурные исследования проводились на оптических микроскопах AXIO Imager.Alm ($\times 200$) МБС-10($\times 32$), МИМ-7 с применением разработанных специализированных программ для ЭВМ [113-115]. Изучение изломов разрушения в работе проводились методами макро- и микрофрактографии на оптическом микроскопе МБС-10($\times 32$) и растровых электронных микроскопах РЭМ 2000 и SAMSUNG SEM 515 с применением цифрового фотографирования [116,117]. Рентгеноструктурный анализ проводился на установке ДРОН-2 с измерением релаксации напряжений. Измерения плотности материалов проводились гидростатическим взвешиванием на аналитических весах ДВ-200.

Механические испытания включили стандартные испытания на одноосное растяжение (ГОСТ 1497), сжатие (ГОСТ 25.503-97) измерение твердости по Роквеллу (ГОСТ 9013), Викерсу и микротвердости (ГОСТ 9456) [118,119]. Для реализации двухосного растяжения листового материала методом выпучивания мембран в интервале температур $(20\div 900)^\circ\text{C}$ и скоростей деформации $(10^{-1}\div 10^{-3})\text{c}^{-1}$ разработаны конструкция устройства и методика испытания (п. 6.1).

Стендовые циклические испытания включили испытания на усталость, которые проводились на плоских образцах (ГОСТ 25.502-73) при комнатной температуре на механической испытательной установке методом консольного изгиба с симметричным циклом нагружения с частотой 1500 цикл/мин и электромагнитной установке ЭМУ-5.

2.3 Технологические испытания и материалы исследования

Согласно разработанной концепции в работе были использованы технологические испытания с условиями деформирования действующих технологических процессов. Перечень технологических испытаний охватывает основные виды пластического деформирования: ковку, прокатку, листовую вытяжку, холодную и горячую многооперационную листовую формовку, горячую объемную штамповку в открытых штампах.

В соответствии с разработанной концепцией и поставленными задачами выбраны технологические испытания, определены виды деформированных заготовок и определены схемы изготовления из них образцов для структурных исследований и механических испытаний:

- холодное объемное многопереходное деформирование, в виде действующих процессов холодной высадки гаечных и стержневых крепежных изделий, и переходы обработки;

- горячее объемное дробное деформирование материала и переходы ковки ступенчатой заготовки;
- двухосное растяжение тонколистовых материалов в условиях теплого и горячего деформирования и деформированные образцы в виде выпученных мембран;
- горячая прокатка на клин полосовой заготовки и заготовка с клиновым профилем;
- горячее деформирование в штампе открытой конструкции и объемная штампованная поковка.

Выбор исследуемых металлических сплавов обусловлен следующими причинами [121]:

- широкое применение материалов в деталях машин и механизмов;
- возможность экстраполяции полученных результатов на аналогичные марки сталей данного класса и сравнение с аналогичными зарубежными марками сталей;
- недостаточность сведений о технологических и эксплуатационных характеристиках материалов;
- наличие структуры, благоприятной для металлографического анализа и количественной оценки параметров структуры.

По результатам выбора испытаний и исследуемых материалов было определено содержание исследований:

- холодное объемное многопереходное деформирование сталей ферритно-перлитного класса для установления закономерностей деформационного упрочнения;
- горячее объемное дробное деформирование стали аустенитного класса для оценки кинетики стадий рекристаллизации;
- двухосное растяжение методом выпучивания мембран тонколистовых титановых сплавов в условиях теплого и горячего деформирования для установления закономерностей накопления повреждений в зависимости от жесткости напряженного состояния;

- горячая прокатка на клин полосовой заготовки рессорной стали, горячая и холодная многопереходная формовка коррозионностойких листовых сплавов для выявления структурно-механической характеристики горячедеформированного материала, определяющей его сопротивление усталости;
- горячее объемное деформирование в открытых штампах чугуна с шаровидным графитом и установление зависимости его пластичности от показателя напряженного состояния.

2.3.1 Холодное объемное многопереходное деформирование сталей ферритно-перлитного класса

Исследования проводились на сталях 10 и 20Г2Р, химический состав которых приведен в таблице 2.1, механические свойства – в таблице 2.2 [122].

Таблица 2.1 – Химический состав сталей 10 и 20 (ГОСТ 1050), 20Г2Р и 30Г1Р (ГОСТ 4543)

Марка стали	Основные компоненты в процентах							
	Fe	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr
10	Основа	0,07-0,14	до 0,07	0,25-0,5	до 0,3	до 0,04	до 0,035	до 0,15
20	Основа	0,17-0,24	0,17-0,37	0,35-0,65	до 0,3	до 0,04	до 0,035	до 0,25
20Г2Р	Основа	0,18-0,26	0,17-0,37	1,3-1,6	до 0,25	до 0,035	до 0,035	до 0,25
30Г1Р	Основа	0,27-0,33	0,17-0,35	0,9-1,3		до 0,04	до 0,035	до 0,25

Продолжение табл.2.1

Марка стали	Основные компоненты в процентах		
	Cu	B	Сумма прочих примесей
10	до 0,3	–	–
20	до 0,3	–	–
20Г2Р	до 0,3	0,001-0,005	–
30Г1Р	до 0,3	0,001-0,005	–

Таблица 2.2 – Механические свойства сталей 10 и 20 (ГОСТ 1050), 20Г2Р и 30Г1Р (ГОСТ 4543)

Марка стали	Термообработка	σ_T , МПа	σ_B , МПа	ψ , %	НВ
10	отжиг	245	340	82	–
20	отжиг	300	449	73	–
20Г2Р	отжиг	300	480	70	143
30Г1Р	отжиг	320	520	65	156

Исходное состояние материала заготовки (проволоки): горячекатаная сталь 10 без предварительной деформации (величина зернистого перлита – 6 баллов, ферритного зерна 8 баллов); сталь 20Г2Р со степенью предварительной деформации 20%, полученной волочением (величина зернистого перлита – 6 баллов, ферритного зерна – 8 баллов).

В изделиях [123,124] были выбраны исследуемые зоны: в гайке (рисунок 2.2) - поверхность под резьбу (1,2), опорные поверхности (3,4), внешняя поверхность (5); в болте (рисунок 2.3) - торцевая поверхность (1), контактная поверхность (2,4), центральная зона (3), переходная поверхность от головки к стержню (5).

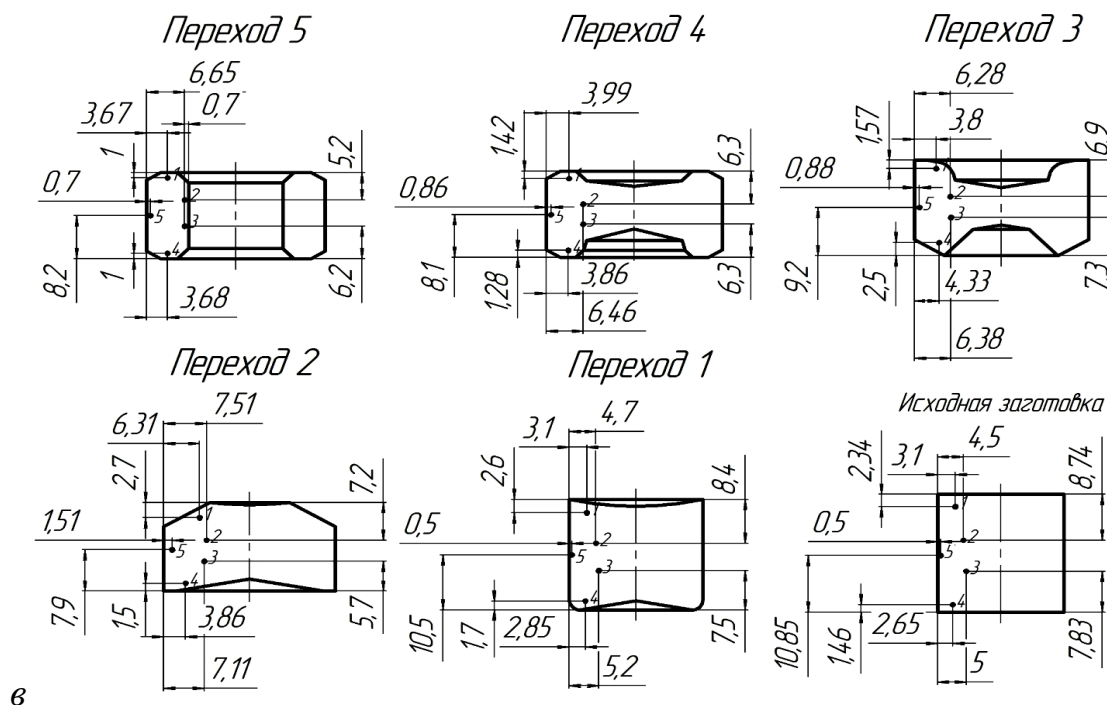


Рисунок 2.2 – Переходы деформирования: 1 – осадка заготовки; 2 - осадка с подформовкой; 3 - формовка предварительная, 4 - формовка окончательная; 5 – пробивка отверстия; (цифры – координаты исследуемых зон на продольных шлифах заготовок)

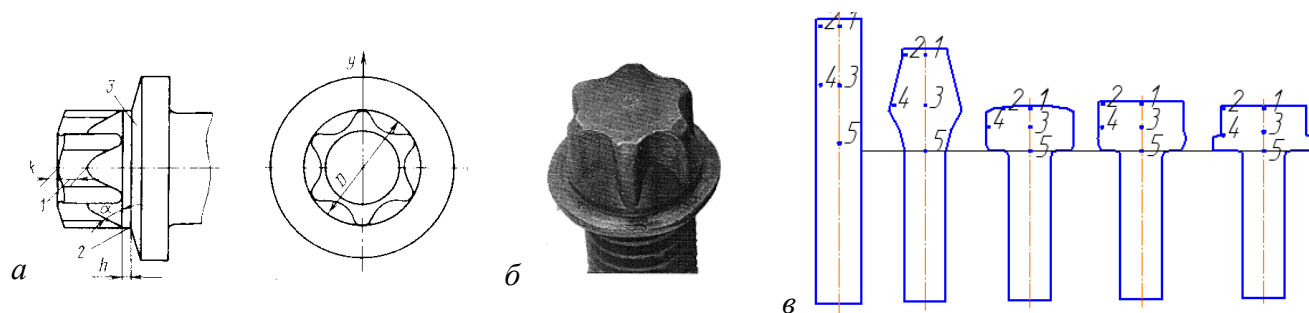


Рисунок 2.3 – Фланцевый болт М8-6g с головкой типа "TORX" из стали 20Г2Р: *а* – эскиз головки; *б* – фото головки; *в* – переходы высадки, цифры (1,2,3,4,5) – номера исследуемых зон

Положение исследуемых объемов и степень деформации на переходах деформирования гайки М18 (рисунок 2.2) и фланцевого болта М8 (рисунок 2.3 *в*) определялось методом математического моделирования с применением программного комплекса DEFORM-3D [125-129]. Твердотельные модели переходов деформирования приведены в Приложении 1 на рисунке 1.

Структурно-механические исследования и определение плотности материала проводились на образцах, для изготовления которых заготовки переходов деформирования разрезались вдоль продольной оси. Схема резки заготовок переходов шестигранной гайки М18 приведена на рисунке 2.4.



Рисунок 2.4 – Фотография (*а*) и схема резки заготовок переходов деформирования (*б*) из стали 10

Левая часть заготовок использовалась при изготовлении шлифов для микроструктурного анализа и замеров микротвердости исследуемых зон. Правая часть резалась послойно на образцы толщиной 1÷1.2 мм проволоочной электроэрозионной резкой для определения плотности методом гидростатического взвешивания.

2.3.2 Горячее объемное дробное деформирование стали аустенитного класса

Исследование проводилось на стали аустенитного класса 12X18H10T для оценки кинетики роста зерен в условиях многопереходной горячей обработки на разных стадиях процесса рекристаллизации в зависимости от накопленной деформации и времени межпереходных подогревов [130]. Химический состав и механические свойства материала приведены в таблицах 2.3 и 2.4 [112]. Выбор стали обусловлен большой применяемостью для ответственных изделий машиностроения и однофазной аустенитной структурой, благоприятной для металлографического анализа.

Таблица 2.3 – Химический состав стали 12X18H10T (ГОСТ 5632)

Основные компоненты в процентах								
Cr	Ni	Ti	Mn	Si	C	S(не более)	P(не более)	Fe
17,0÷20,0	8,0÷11,0	1,0	< 2,0	< 0,8	< 0,12	0,03	0,035	остальное

Таблица 2.4 – Механические свойства стали 12X18H10T (ГОСТ 5632)

σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	a_k Дж/см ²
236	530	38	–	286

Исследования проводились на материале ступеней заготовки, которая изготавливалась на молоте из горячекатаного проката диаметром 60 мм и длиной 300 мм за четыре перехода (рисунок 2.5).

Каждую ступень формировали в интервале температур (950÷1150) °С последовательными обжатиями с двух сторон с промежуточной кантовкой на 90° и подогревами между переходами при температуре 1150 °С. В соответствии с рекомендациями ВИАМ время первого подогрева составило 15 мин., второго – 10 мин., третьего – 7 мин. Переходы изготовления приведены на рисунке 2.5.

Для оценки микроструктуры материала непосредственно после деформирования по окончании протяжки каждой ступени от заготовки отрубалась ее концевая часть, которая охлаждалась в воде.

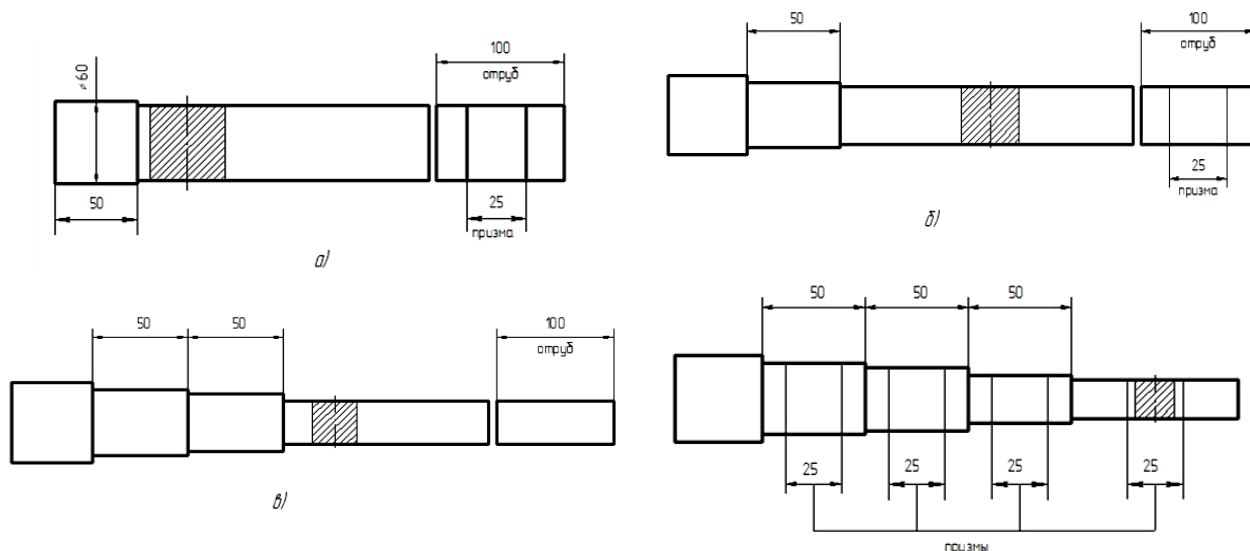


Рисунок 2.5 – Переходы деформирования заготовки с указанием положения вырезки призм для образцов: *a* – 1 переход (сечение 43×50 мм, $y_1 = 1,31$); *б* – 2 переход (36×36 мм, $y_2 = 1,66$, $y_{2\text{ общ}} = 2,08$); *в* – 3 переход (32×34 мм, $y_3 = 1,19$, $y_{3\text{ общ}} = 2,59$); *г* – 4 переход (сечение 22×24 мм, $y_4 = 1,12$, $y_{4\text{ общ}} = 5,3$)

Температуру во время деформирования контролировали с помощью инфракрасного пирометра "Микрон MSOP. Методика работы включила деформационный анализ и структурно-механические исследования материала каждой ступени заготовки.

Усредненные показатели деформации материала ступеней заготовки на переходах оценивались показателем укова y_i по выражению

$$y_i = F_i / F_{i+1}, \quad (2.1)$$

где F_i , F_{i+1} – площади поперечных сечений заготовки до и после обжатия, мм².

Суммарный уков $y_{\text{общ}}^i$ (накопленная деформации) по ходу изготовления ступеней заготовки рассчитывался по формуле

$$y_{\text{общ}}^i = F_0 / F_k = y_1 \cdot y_2 \cdot \dots \cdot y_i, \quad (2.2)$$

где F_0 , F_k – площади поперечных сечений исходной заготовки и соответствующей ступени, мм²; y_i – показатель укова на обжатой ступени заготовки.

Размеры поперечных сечений ступеней заготовки и рассчитанные показатели их деформаций приведены в подрисуночной надписи рисунка 2.5.

Деформированное состояние материала в объеме ступеней заготовки в показателе интенсивности деформации определялось методом математического моделирования [131] (Приложение 2, рисунок 1).

Линии одинаковой интенсивности деформации ε_i в поперечных сечениях первых трех ступеней заготовки приведены на рисунке 2.6. Четвертая ступень с уковом $y_1 = 5,3$ имеет в поперечном сечении однородное деформированное состояние с интенсивностью деформации в интервале $\varepsilon_i = 2,0 \div 2,5$.

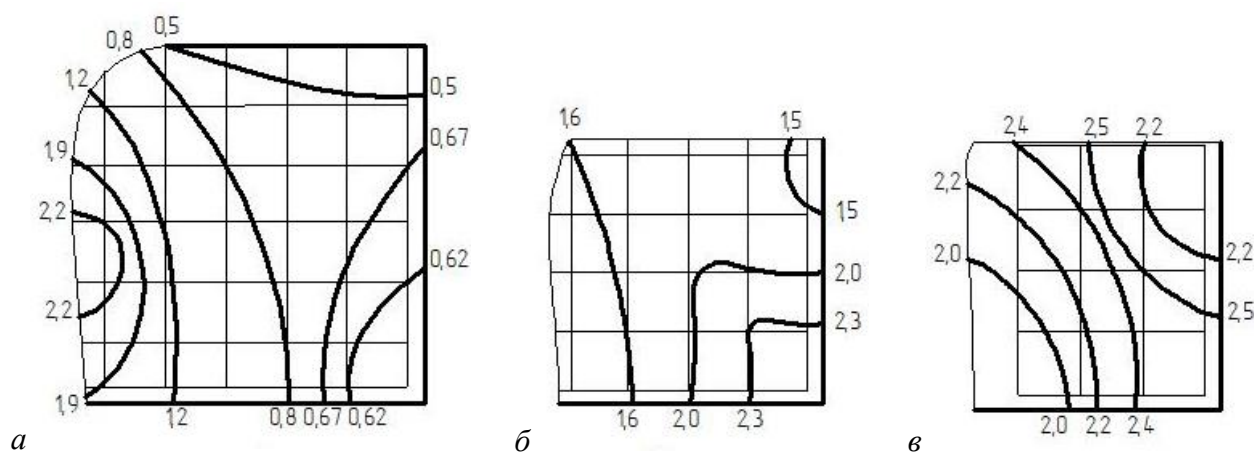


Рисунок 2.6 – Зоны деформации в 1/4 части поперечных сечений ступеней заготовки: *а* – 1-я ступень; *б* – 2-я ступень; *в* – 3-я ступень (цифры – значения интенсивности деформации)

Металлографические исследования и измерение твердости проводились на образцах, вырезанных из средних зон (призмы длиной 25 мм) отрубленных частей каждого перехода деформирования (рисунок 2.5, *а – в*) и ступеней изготовленной заготовки (рисунок 2.5, *г*) по направления, приведенным на рисунке 2.7. Призма разрезалась по ширине и высоте на четыре части. Из двух верхних частей изготавливались образцы для испытания на ударную вязкость. На поперечных и продольных поверхностях нижних образцов выполняли шлифы для микроструктурных исследований и замеров микротвердости.

Металлографический анализ микроструктур выполняли на микроскопе KEYENCE VHX-1000 на продольных шлифах образцов, так как основной деформацией материала заготовки является удлинение вдоль продольной оси. Выбор зон исследования в поперечном направлении 3 (рисунок 2.7) основан на определении наибольшего различия деформированного состояния материала в

поперечных сечениях ступеней заготовки, определенного математическим моделированием.

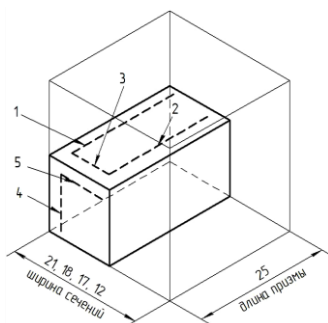


Рисунок 2.7 – Направления структурно-механических исследований на продольном (1, 2 и 3) и поперечном (4 и 5) шлифах: ширина ступеней заготовки – 21 мм (первой), 18 мм (второй), 17 мм (третьей), 12 мм (четвертой)

Исследовали периферийную и центральную зоны, положения которых соответствуют центру крайних ячеек координатной сетки размером 4×4 мм по поперечной оси сечений ступеней заготовки (рисунок 2.6). Для обработки цифровых фотографий микроструктур использовали разработанную для ЭВМ программу, которая подсчитывает число зерен на 1 мм², их среднюю величину и среднюю площадь [112]. Твердость измеряли на поперечных шлифах образцов с шагом 2 мм по направлениям 4 и 5 (рисунок 2.7).

2.3.3 Двухосное растяжение методом выпучивания мембран тонколистовых титановых сплавов в условиях теплого и горячего деформирования

Исследование проводилось на титановых сплавах ОТ4-1 и ВТ6С для установления закономерностей накопления повреждений в зависимости от жесткости напряженного состояния. Химический состав материалов приведен в таблице 2.5, механические характеристики в таблицах 2.6 и 2.7 [112,132].

Таблица 2.5 – Химический состав сплава титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6С (ОСТ 1.90013-73)

Марка сплава	Основные компоненты в процентах							
	Ti	Al	Mn	V	C	Fe	Si	Zr
ОТ4-1	Основа	1,0÷2,5	0,7÷2,0	–	0,10	0,30	0,15	0,30
ВТ-6С	Основа	–	1,0÷2,5	3,5÷5,0	0,10	0,30	0,15	0,30

Продолжение табл.2.5

Марка сплава	Основные компоненты в процентах			
	O ₂	N ₂	H ₂	Сумма прочих примесей
OT4-1	0,15	0,05	0,012	0,30
BT-6C	0,20	0,05	0,012	0,30

Таблица 2.6 – Механические свойства и показатели штампуемости титанового сплава OT4-1 в зависимости от температуры (ОСТ 1.90218-76)

Температура °С	20	500	600	700
Предел прочности σ_b , МПа	600÷750	350	250	120
Относительное удлинение δ , %	19-30	22	50	98
Максимальная степень вытяжки	1,5		2,0	
Максимальная степень отбортовки	1,3		1,6	
Максимальная степень выдавки	0,06÷0,1		0,2÷0,25	

Таблица 2.7 – Механические свойства и показатели штампуемости титанового сплава BT6C в зависимости от температуры и толщины заготовки

Параметр	Температура °С					
	20			700	800	890÷910
	толщина заготовки, мм			скорость деформации		
	от 1 до 2	св. 2 по 3	св. 3 до 4	$\dot{\epsilon} = 10^{-1} \div 10^{-3} \text{ с}^{-1}$		
Предел прочности σ_b , МПа по ОСТ 1.90218 типичные	–	850÷1000 910÷950	–	200	60	0,7÷7,5
Относительное удлинение δ , % по ОСТ 1.90218 типичные	–	не менее 10 12	–	50	70	400
Максимальная степень вытяжки	1,15	1,2	1,2	1,4	1,6	вытяжка не производится
Максимальная степень отбортовки	1,2	1,2	1,2	1,4	1,7	отбортовка не производится
Максимальная степень выдавки	выдавка не производится		0,2	0,2	0,4	ограничивается утонением

Выбор материалов обусловлен большой применяемостью для ответственных изделий машиностроения, в частности летательных аппаратов, а также отсутствием сведений о технологических возможностях материалов в условиях жесткого напряженного состояния при высоких температурах.

Объектом исследования являлся материал листовых образцов, которые были деформированы в интервале температур $(20\div 900)$ °С и скоростей деформации $(10^{-1}\div 10^{-3})$ с⁻¹ при двухосном и одноосном растяжении, которые применяются при деформировании титановых сплавов [132-134].

Расчет истинных скоростей деформации проводился по выражению

$$\dot{\epsilon} = \frac{\ln \delta}{t}, \quad (2.3)$$

где δ - истинная степень деформации; t – время деформации, с.

Для выбранных скоростей испытаний (скорости движения траверсы установки): $V_1 = 8$ мм/мин; $V_2 = 120$ мм/мин; $V_3 = 500$ мм/мин – скорости деформации составили значения: $\dot{\epsilon}_1 = 3,4 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹; $\dot{\epsilon}_2 = 4,5 \cdot 10^{-2}$ с⁻¹; $\dot{\epsilon}_3 = 9,6 \cdot 10^{-2}$ с⁻¹.

Степень деформации рассчитывалась для одноосного растяжения по выражению 2.4, а для двухосного растяжения – по выражению 2.5.

$$\delta = \epsilon_1 = \ln \frac{F_0}{F_k} = \ln \frac{1}{1 - \psi}, \quad (2.4)$$

где F_0 (F_k) - исходная (конечная) площадь поперечного сечения образца, мм²;

ψ – относительное сужение образца при разрыве, $\psi = \frac{F_0 - F_k}{F_0}$.

$$\delta = \epsilon^{\text{пред}} = \ln \frac{a_0}{a_k}, \quad (2.5)$$

где a_0 (a_k) – исходная (конечная) толщины материала, мм.

Испытания на одноосное растяжение (ГОСТ 9651) проводились на универсальной машине системы Амслера, испытания на двухосное растяжение – в устройстве, разработанная конструкция которого приведена в п. 6.1. По результатам испытаний строились кривые упрочнения в координатах «истинное напряжение – истинная деформация» и температурно-скоростные зависимости предельной пластичности.

2.3.4 Горячая прокатка на клин полосовой заготовки рессорно-пружинной стали

В качестве объекта исследования выбрана рессорно-пружинная сталь 50ХГФА заготовки с клиновым профилем (рисунок 2.8), прокатанной из полосы с размером поперечного сечения 12 мм × 75 мм и длиной 800 мм при температуре 1200 °С в течении 4-х секунд [135-137]. Химический состав материала приведен в таблице 2.8, механические характеристики указаны в таблице 2.9 [112].

Таблица 2.8 – Химический состав стали 50ХГФА (ГОСТ 14959)

Материал	Основные компоненты в процентах					
	\tilde{N}	Si	Mn	Cr	P	S
50ХГФА	0,48 ÷ 0,55	0,17 ÷ 0,37	0,80 ÷ 1,00	0,95 ÷ 1,20	не более 0,035	

Таблица 2.9 – Механические свойства рессорно-пружинных сталей (ГОСТ 14959)

Материал	σ_s , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ , %	δ , %
50 ХГФА	1300	1200	35	6
50ХГФ	1270	1080	35	8
55С2	1270	1175	30	6

Исследование проводилось для выявления структурно-механической характеристики материала, определяющей сопротивление усталости. Для испытаний из прокатанной заготовки (рисунок 2.8 а) вырезались участки длиной 100 мм и 10 мм со степенями обжатия 4%, 23% и 40%.

Длинные заготовки (100 мм) послойно разрезались методом проволочной электроэрозионной резки на пластины толщиной ~ 2 мм (рисунок 2.8 в). Из каждой пластины изготавливались по два срединных и два краевых образца. Один срединный и один краевой образец испытывались на одноосное растяжение (ГОСТ 1497). Другие два образца испытывались на циклическую долговечность методом на электромагнитной установке ЭМУ-5 при комнатной температуре (ГОСТ 25.502-73) с фраттографическим анализом изломов. В поперечных и

продольных сечениях коротких заготовок (10 мм) в соответствии с координатной сеткой (рисунок 2.8 б) проводились замеры твердости по методу Роквелла (ГОСТ 9015) и определение величины зерна с применением программы для ЭВМ [114], а также рентгеноструктурный анализ для определения размеров блоков мозаики и величины микронапряжений.

Определение деформированного состояния материала по толщине полосы в исследуемых зонах со степенями обжатия 2,5%, 28,4% и 42,4% проводилось методом ввинченных шурупов, который основан на обсчете размеров их резьбы после деформации.

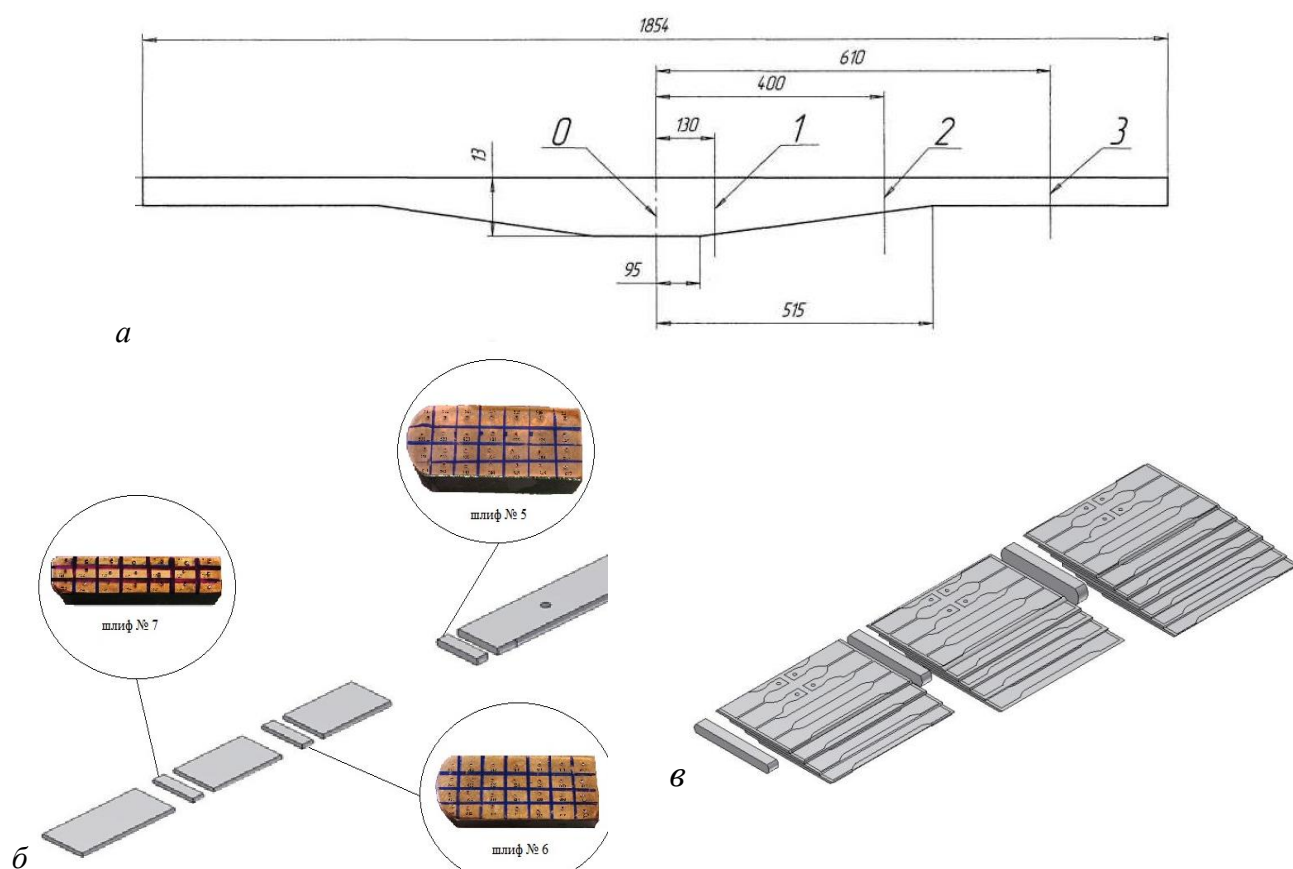


Рисунок 2.8 – Эскиз прокатанной заготовки с клиновым профилем (а); схема резки участков заготовки со степенями обжатия: 1 - 4%, 2 - 23%, 3 - 40% - на зоны (б) и пластины (в)

Схемы установки титановых шурупов в исходной заготовке и продольный профиль их деформированной резьбы, полученный способом проволочной электроэрозионной резки, приведены в Приложение 4 на рисунках 3 и 4. Замеры

величины шага и диаметра резьбы деформированного винта по толщине полосы приведены в Приложение 5, таблица 1.

Деформация слоев прокатанной заготовки по ее длине со сторон прокатки и неподвижной плиты (рисунок 2.9) определялась методом линий Холленберга [138-140]. Схема нанесения рисок на боковую поверхность полосы и проведения замеров их отклонения от вертикального положения приведены на рисунке 3 в Приложение 5. Результаты замеров приведены в таблицах 2 и 3 Приложения 5.

Картины распределения эквивалентных напряжений и деформаций в продольных сечениях раскатанной заготовки в исследуемых зонах со степенями обжатия 2,5%, 28,4% и 42,4% определялись методом математического моделирования с применением программного комплекса DEFORM-3D [139]. (Приложение 5, рисунки 1 и 2).



Рисунок 2.9 – Зависимость степени деформации (относительного удлинения δ) слоев раскатанной заготовки по ее длине:
1 – со стороны прокатки; 2 – со стороны неподвижной плиты

2.3.5 Холодная и горячая многопереходная формовка листовой стали аустенитного класса

Исследование проводилось на деформированной стали аустенитного класса 12Х17Г9АН4 для выявления структурно-механической характеристики материала, определяющей сопротивление усталости. Химический состав и

механические характеристики стали 12Х17Г9АН4 приведены в таблицах 2.10 и 2.11 [112].

Таблица 2.10 – Химический состав стали 12Х17Г9АН4 (ГОСТ 5632)

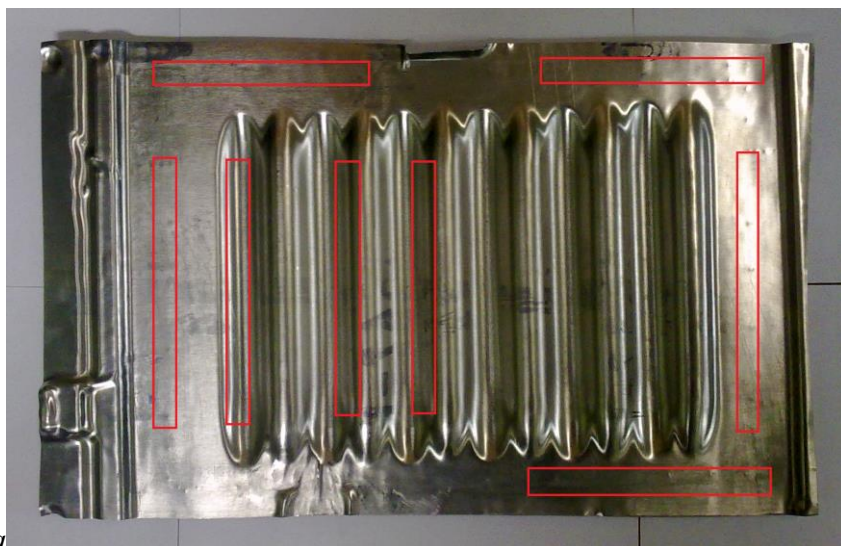
Марка стали	Основные компоненты в процентах							
	C	Mn	Cr	Ni	Si	S	P	N
2Х17Г9АН4	≤0,12	8,0÷10,5	16÷18	3,5÷4,5	≤0,8	0,02	0.035	0,15÷0,25

Таблица 2.11 – Механические характеристики сплава стали 12Х17Г9АН4 (ГОСТ 5632)

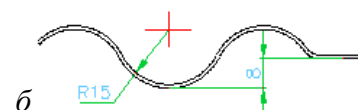
Марка стали	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
2Х17Г9АН4	800	515	42	54

В качестве объекта исследования выбран материал формованных панелей, изготовленных из листовых заготовок толщиной 1,0 мм по двум вариантам: с нагревом на молоте в металлическом штампе за несколько операций и без нагрева на прессе на форм-блоке эластичной средой за одну операцию (Приложение 5, рисунок 1) [141,142]. Исследуемая панель с размерами 500 мм×320 мм, имеет рифты с синусоидальным профилем в поперечном сечении (рисунок 2.10 б).

Механические испытания включили испытания на статическую прочность (ГОСТ 1497) и сопротивление усталости материала зоны рифтов и для сравнения недеформированного материала. В панелях по длине рифтов вырезались полосы по вершинам и впадинам рифтов, положения которых показаны на рисунке 2.10 а.



а



б

Рисунок 2.10 –

Гофрированная панель:

а - места вырезки образцов;

б - форма и размеры поперечного сечения рифта

Одна половина полос использовалась для изготовления образцов для испытания на статическую прочность, другая – на сопротивление усталости.

Расчет компонентов деформированного состояния проводился по методу сеток, согласно которого на исходную заготовку толщиной s_0 наносилась с помощью рисок делительная сетка с квадратной ячейкой $2 \text{ мм} \times 2 \text{ мм}$ (рисунок 2.11) [143].



Рисунок 2.11 – Делительная сетка на гофрированной панели с указанием зон измерений

Замеры размеров сетки после деформации производились через замеры отпечатков на тонкой ленте на микроскопе. Главные компоненты определялись по формулам

$$\varepsilon_1 = \ln \frac{a}{d_0}; \quad \varepsilon_2 = \ln \frac{b}{d_0}; \quad \varepsilon_3 = -(\varepsilon_1 + \varepsilon_2) = \ln \frac{ab}{d_0^2} \quad (2.5)$$

где d_0 – диаметр квадратной ячейки до деформации; a и b – размеры главных осей эллипса, вписанного в деформированную ячейку в виде параллелограмма, мм.

Интенсивность ε_i и толщина материала s после деформации определялись по выражениям

$$\varepsilon_i = \sqrt{\varepsilon_1^2 + \frac{1}{3}(\varepsilon_1 + 2\varepsilon_2)^2}; \quad s = \frac{s_0}{(1+\varepsilon_1)(1+\varepsilon_2)} \quad (2.6)$$

В поперечном сечении каждого из трех рифтов интенсивность деформации ε_i и толщина материала s определялась по 26 ячейкам, расположение центров которых приведено в таблице 2.12. В поперечном сечении каждого из трех рифтов интенсивность деформации ε_i и толщина материала s определялась по 26 ячейкам, расположение центров которых приведено в таблице 2.12.

Таблица 2.12 – Расположение центров ячеек в поперечном сечении рифтов

Впадина	Боковая поверхность	Вершина	Боковая поверхность	Впадина
1, 2, 3, 4	5,6,7,8,9,10	11,12,13,14,15,16	17,18,19,20,21,22	23,24,25,26

На основании рассчитанных значений толщины материала s и интенсивности деформации ε_i материала поперечных сечений рифтов панелей (Приложение 5, таблицы 1 и 2) построены зависимости их изменения при деформировании на молоте (Приложение 5, рисунки 2 – 7) и прессе (Приложение 5, рисунки 8 – 13).

Результаты деформационного анализа свидетельствуют о неравномерности распределения деформации по толщине заготовки в поперечном сечении рифта в панелях, изготовленных по обеим технологиям. При этом, при штамповке на прессе, материал, расположенный на вершине рифта имеет меньшее утонение, а по боковым поверхностям большее, по сравнению со штамповкой на молоте. Кроме того, при штамповке на прессе имеет место более равномерное утонение металла по всему поперечному сечению рифта. Причиной этого является отличие схем деформирования (Приложение 6, рисунок 1). При штамповке на прессе отсутствует защемление заготовки по ее периметру и равномерное нагружение ее поверхности, в отличие от резких концентрированных контактных нагрузок при молотовой штамповке. Данная особенность в качестве примера иллюстрируется изменением толщины материала s в поперечном сечении рифта №1 панелей, штампованных на молоте (рисунок 2.12) и прессе (рисунок 2.13).

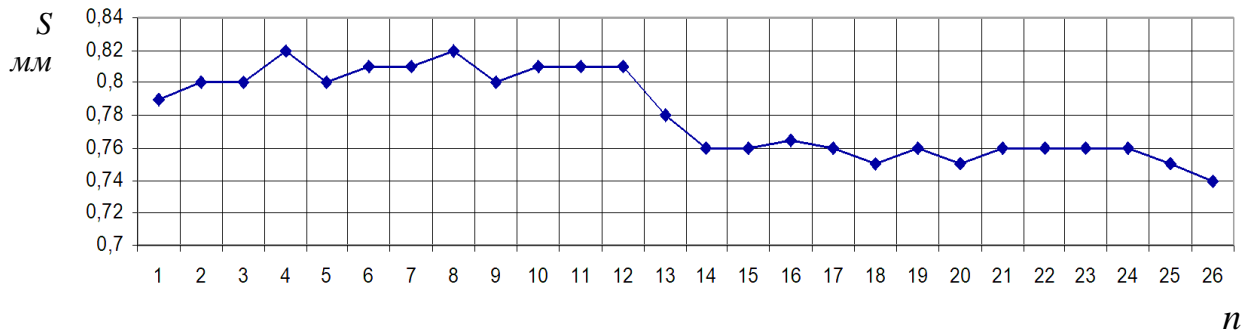


Рисунок 2.12 – Изменения толщины материала s в поперечном сечении рифта №1 панели, штампованной на молоте (n – № замера от бокового обреза панели)

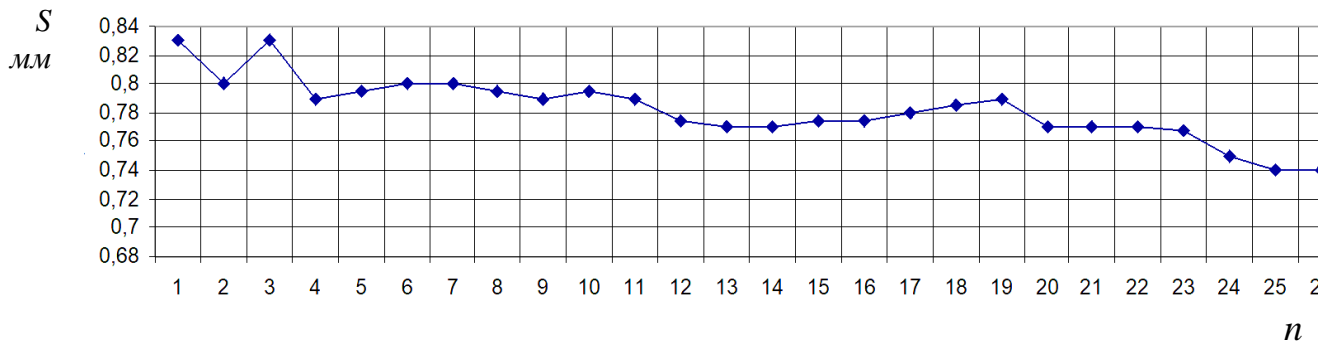


Рисунок 2.13 – Изменения толщины материала s в поперечном сечении рифта №1 панели, штампованной на прессе (n – № замера от бокового обреза панели)

Испытания на усталость проводились при комнатной температуре на плоских образцах (ГОСТ 25.502-73) при симметричном цикле консольного изгиба с частотой 1500 цикл/мин на двух позиционной испытательной установке. Форма образцов и размеры приведены в Приложении 5, рисунок 14.

Величина приложенного напряжения σ_a , МПа нагружения определялась по выражению

$$\sigma_a = M_{\text{изг}}/W = 6Pl/b_1 h^2 = 6P(L - a)/b_1 h^2 \quad (2.8)$$

где $M_{\text{изг}}$ – изгибающий момент в опасном сечении, $M_{\text{изг}} = Pl = P(L - a)$, Н·мм;

W – осевой момент сопротивления в опасном сечении образца, $W = \frac{b_1 \cdot h^2}{6}$, мм³;

P – приложенная нагрузка, Н; l – плечо приложенной нагрузки, мм; b, h – ширина и толщина образца, мм; b_1 – ширина образца в опасном сечении, мм.

Величина приложенной нагрузки P определялась в зависимости от амплитуды изгиба образца A по тарировочному графику (Приложение 5, рисунок 15).

2.3.6 Горячее объемное деформирование чугуна с шаровидным графитом в перлитной матрице в открытом штампе

В качестве объекта исследования выбран чугун с шаровидным графитом в перлитной матрице с характеристиками (ГОСТ 7293-85) [144-146]:

- химический состав: 3,3 % С, 2,15 % Si, 0,5 % Mn, 0,5 % Ni, 0,007 % Mg;
- механические характеристики: твердость (170÷180) НВ, что соответствует пределу прочности $\sigma_b = (490\div 530)$ МПа;
- допустимая степень деформации при горячей осадке $\varepsilon_h = 12\%$.

Как конструкционный материал чугун применяется для изготовления различных деталей. По сравнению со сталями чугун имеет ряд преимуществ: хорошо работает на трение, износостоек, гасит вибрацию. Однако уступает по прочности из-за невысокого уровня вязкости и сопротивления разрушению, что обусловлено, с одной стороны, наличием частиц графита, с другой стороны – дефектами структуры литого металла [147-150].

Механические свойства чугуна зависят от формы графита [144]. Анализ деформируемости чугунов с различной формой графита показал, что по мере приближения графитовых включений к сферической форме пластичность чугуна существенно возрастают. Сфероидальная форма графита не оказывает сильного надрезающего воздействия на металлическую основу, вследствие чего вокруг сфероидов графита в меньшей степени возникает концентрация напряжений. Для сравнения, величина относительного удлинения при испытаниях на растяжение у чугуна с пластинчатым графитом составляет (0,2÷0,5)%, а с шаровидным графитом – (10÷12)%. Чугун с шаровидным графитом имеет высокое отношение условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ к временному сопротивлению при растяжении σ_b , составляющее 0,6÷0,7, что позволяет его использовать как конструкционный материал наряду со сталью (у стали 0,5÷0,6) [146].

Для уточнения показателей пластичности чугуна, используемого для деформирования, были проведены испытания на горячую осадку обточенных образцов цилиндрической формы диаметром 30 мм и высотой 60 мм из

используемой партии материала. Образцы нагревались в печи до температуры (1025÷1050) °С и деформировались осадкой на прессе со степенями деформации 10, 15 и 20%. Во избежание контакта с холодными бойками осадка велась между подогретыми плитами. Полученные результаты показали, что чугун, используемый для испытаний, обладает пластичностью со степенью деформации при горячей осадке $\varepsilon_h = 20\%$. Также было отмечено, что охлаждение деформированного материала необходимо проводить в печи со скоростью 100 °С в час [151,152].

В качестве технологического испытания выбран процесс горячей объемной штамповки поковки круглой формы детали фланец (рисунок 2.14 *a*) в открытом штампе на кривошипном горячештамповочном прессе [153]. При изготовлении поковок была выбрана технологическая схема деформирования штучной заготовки круглой формы в торец без применения операции осадки.

Проведение исследования включила этапы:

- математическое моделирование штамповки поковки с применением программного комплекса DEFORM на прессовом оборудовании с целью выбора оптимальных размеров исходной заготовки;
- деформационный и микроструктурный анализ материала поковки.

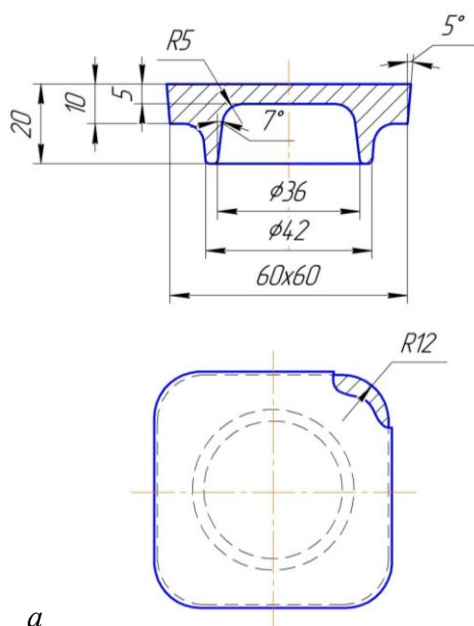


Рисунок 2.14 – Эскиз (*a*) и фотография (*б*) поковки детали фланец

Математическое моделирование проводилось с применением программного комплекса DEFORM. Определения оптимальных размеров исходной заготовки проводилось исходя из возможности создания в ней при деформировании условий всестороннего неравномерного сжатия. По результатам моделирования выбраны размеры заготовки: высота 30 мм и диаметр 56 мм, что меньше на 4 мм внутреннего размера фланцевого участка гравюры.

Штамповка проводилась на кривошипном горячештамповочном прессе силой 10Кн. Нагрев обточенных заготовок осуществлялся в электрической печи при температуре $(1025 \div 1050)$ °С в течение часа. Эскиз (а) и фотография (б) поковки приведены на рисунке 3. На поверхности поковки отсутствуют поверхностные дефекты в виде трещин, что свидетельствует о правильности определения размеров исходной заготовки. После штамповки поковки охлаждались в печи с температурой садки 900 °С и ее снижением 100 °С в час.

Микроструктурный анализ проводился на образцах, которые вырезались из поковки (рисунок 2.14 б). Для этого изделие разделялось на четыре части, одну из которых разрезали послойно на восемь образцов толщиной $2,2 \div 2,8$ мм (рисунок 2.15), на плоскостных и торцевых поверхностях которых выполнялись шлифы.



Рисунок 2.15 – Фотография разрезанных слоев четвертой части поковки

Напряженно-деформированное состояние материала в штампованной поковке определялось в восьми слоях в зонах P1, P2, ... P8 по направлению от центра (таблица 2.13). Для 3-го слоя картина деформированного состояния приведена на рисунке 2.16.

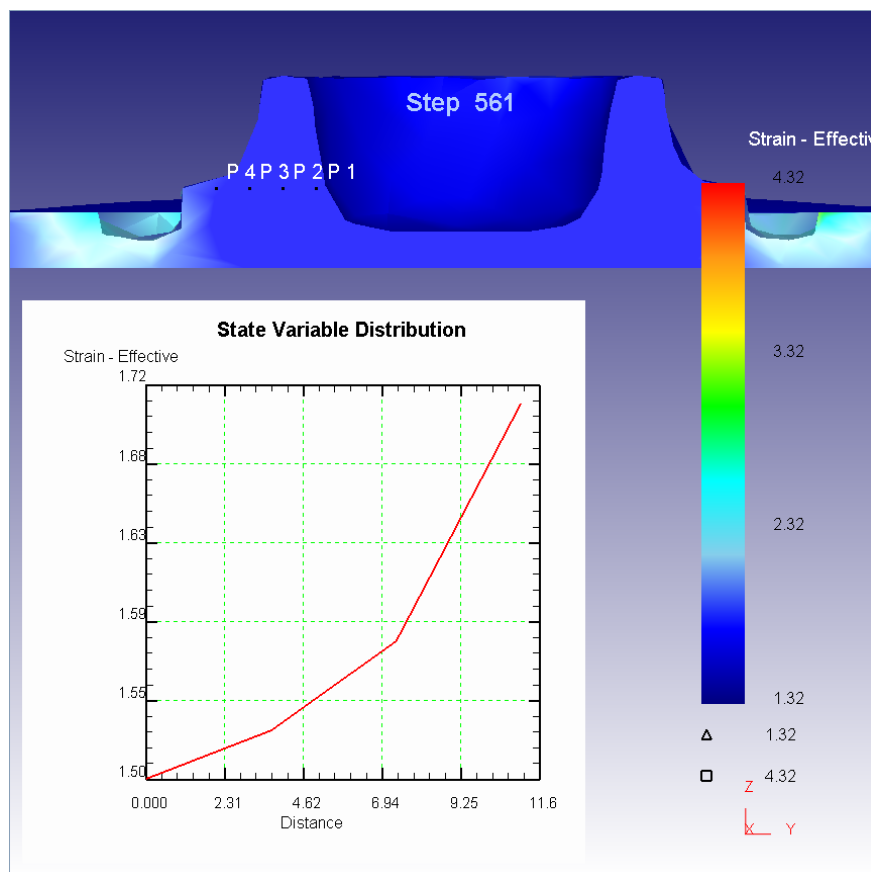


Рисунок 2.16 – Картина деформированного состояния 3-го слоя изделия (а), зависимость интенсивности деформации ε_i в зонах исследования P1, P2, ...P4 по направлению от центра (б)

Таблица 2.13 – Значения интенсивности деформаций и напряжений в исследуемых зонах

№ образца	№ зоны	Интенсивность напряжения σ_i МПа	Интенсивность деформации ε_i
1	P1	110,3	1,606
	P2	103,56	1,57
	P3	96,8	1,54
	P4	98,8	1,612
	P5	108,6	1,828
2	P1	112,4	1,614
	P2	109,4	1,578
	P3	97,7	1,53
	P4	97	1,59
	P5	109,1	1,828
3	P1	98,2	1,52
	P2	95,3	1,5452
	P3	95,55	1,6236
	P4	94,9	1,866

Продолжении таблицы 2.13

№ образца	№ зоны	Интенсивность напряжения σ_i МПа	Интенсивность деформации ε_i
4	P1	98,2	1,52
	P2	95,3	1,5452
	P3	95,55	1,6236
	P4	94,9	1,866
5	P1	93,52	1,5
	P1	92,96	1,534
	P1	91,6	1,586
6	P1	89,2	1,48
	P1	92,47	1,514
	P1	92,86	1,546
7	P1	85,6	1,47
	P1	90,54	1,504
	P1	94,62	1,528
8	P1	90,6	1,51
	P1	94,54	1,524
	P1	98,38	1,538

Выводы по главе

1. Определена технологическая концепция повышения механических свойств деформированных материалов в условиях многопереходного и сложного нагружения, основанная на установлении закономерностей изменения структуры и дефектности в заданных условиях обработки и построении зависимостей, определяющих их взаимосвязь с требуемыми показателями механических свойств.
2. Разработана методология оценки параметров структурного и деформированного состояния и механических характеристик деформированных материалов в условиях многопереходного и сложного нагружения, основанная на

методе их поэтапной оценке и разработанного методического обеспечения для решения поставленных практических задач.

3. Выбраны технологические испытания, исследуемые деформируемые материалы и схемы изготовления из них образцов для структурных исследований и механических испытаний в соответствии с поставленными практическими задачами:

- холодное объемное многопереходное деформирования сталей ферритно-перлитного класса; установление закономерностей деформационного упрочнения на основании изменения структурного состояния и дефектности материала;
- горячая дробная деформация стали аустенитного класса; повышение стабильности показателя ударной вязкости материала путем исследования кинетики стадий рекристаллизации;
- двухосное растяжение методом выпучивания мембран тонколистовых титановых сплавов в условиях теплого и горячего деформирования; определение предельной пластичности материала на основании установления закономерностей накопления повреждений в зависимости от жесткости напряженного состояния;
- горячая раскатка на клин полосовой заготовки рессорной стали и многооперационная формовка листовой стали аустенитного класса; выявление структурно-механической характеристики горячедеформированного материала, определяющей его сопротивление усталости;
- горячее объемное деформирование чугуна с шаровидным графитом и ферритовой матрицей; определение пластичности материала в зависимости от жесткости напряженного состояния.

ГЛАВА 3 РАЗРАБОТКА ПРОГРАММНОГО И МЕТОДИЧЕСКОГО ОБЕСПЕЧЕНИЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

3.1 Программы ЭВМ для определения величины зерна и его разнозернистости

Разработка методического обеспечения, которое включило методику построения обобщенных кривых деформационного упрочнения и способ построения зависимостей рекристаллизации материала в показателе интенсивности деформации, потребовала применение программных средств количественного обсчета структурных параметров деформированных материалов, в частности величины зерна и его разнозернистости.

Проведенный анализ разработанных и применяемых программных средств микроструктурного анализа материалов (п.1.7) обозначил их общий недостаток, касающийся их привязки к микроскопам определенных фирм, и как следствие, значительной стоимости. Выявленное несовершенство устраняется, если программные средства разрабатываются в виде программ ЭВМ с возможностью использования на цифровых микроскопах любого вида. Такое направление разработки программных средств было выбрано в данной работе.

Первые две программы для ЭВМ были разработаны в середине десятых годов с использованием программного обеспечения NI Vision в среде LabVIEW [113,114]. В программах, кроме блока по определению величины зерна имелся второй блок для выполнения математических расчетов и графических построений. Для измерения и обсчета величины зерна производилась бинаризация цифровых фотографий микроструктуры, что аналогично их подготовки в программном средстве DG Analyzer 1.5. По результатам применения разработанных программ, особенно для мелкозернистых материалов, была

выявлена необходимость количественного обсчета микроструктуры при любом увеличении в интервале от 100 до 1000 крат.

С учетом устранения выявленного недостатка и повышения уровня автоматизации обсчета микроструктуры была разработана следующая программа для ЭВМ [115]. При выборе языка программирования учитывались факторы: целевая платформа; гибкость языка; время исполнения проекта; автоматизация процесса; поддержка и сообщество. Были проанализированы языки программирования Python, Java и C ++ , достоинства и недостатки которых в баллах, приведены в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Характеристики языков программирования

	Скорость обработки	Читабельность	Простота	GUI Графич. интерфейс	Графика (2D)	Графика (3D)	Кросс-Платформенность	Спец процессор
C ++	8	6	3	4	6	8	7	7
Java	6	7	6	7	7	6	10	0
Python	2	5	10	8	10	1	10	0

К недостатку языка программирования Python следует отнести низкую скорость обработки данных. Язык программирования Java имеет ограничение и подходит только для некоммерческого использования. В силу того, что одним из главных требований к выбору языка программирования является скорость обработки входных данных, для разработки программы для ЭВМ был выбран язык C++. Функциональные возможности языка обеспечивают эффективное машинно-ориентированное программирование, а также программирование на высоком уровне абстракции. Кроме того, в него могут интегрироваться данные, разработанные в языках программирования Python и Java. Алгоритм разработанной программы, в виде блок-схемы, приведен на рисунке 3.1.

На первом этапе происходит загрузка обрабатываемого изображения из открывшегося окна (Блок выбора изображения) и проверка его соответствия требованиям программы (Блок ошибки). На старте обработки подключаются внутренние и внешние модули Gimg программы, происходит считывание размеров изображения и создание RGB матрицы с цветами каждого пикселя

изображения (Блок подключения модулей и считывания размеров изображения). Далее происходит вывод на экран первичной информации о площади, примерном количестве зерен; высоте и длине изображения, и дальнейшая обработка изображения с выводом его на экран (Блок выделение кластеров). Завершающими этапами является проведение поиска зерен на изображении и их подсчет (Блок поиска и расчета зерен), построения гистограммы распределения по размеру зерна и вывод графика результатов на экран (Блок построение гистограммы и вывод графика результатов на экран).

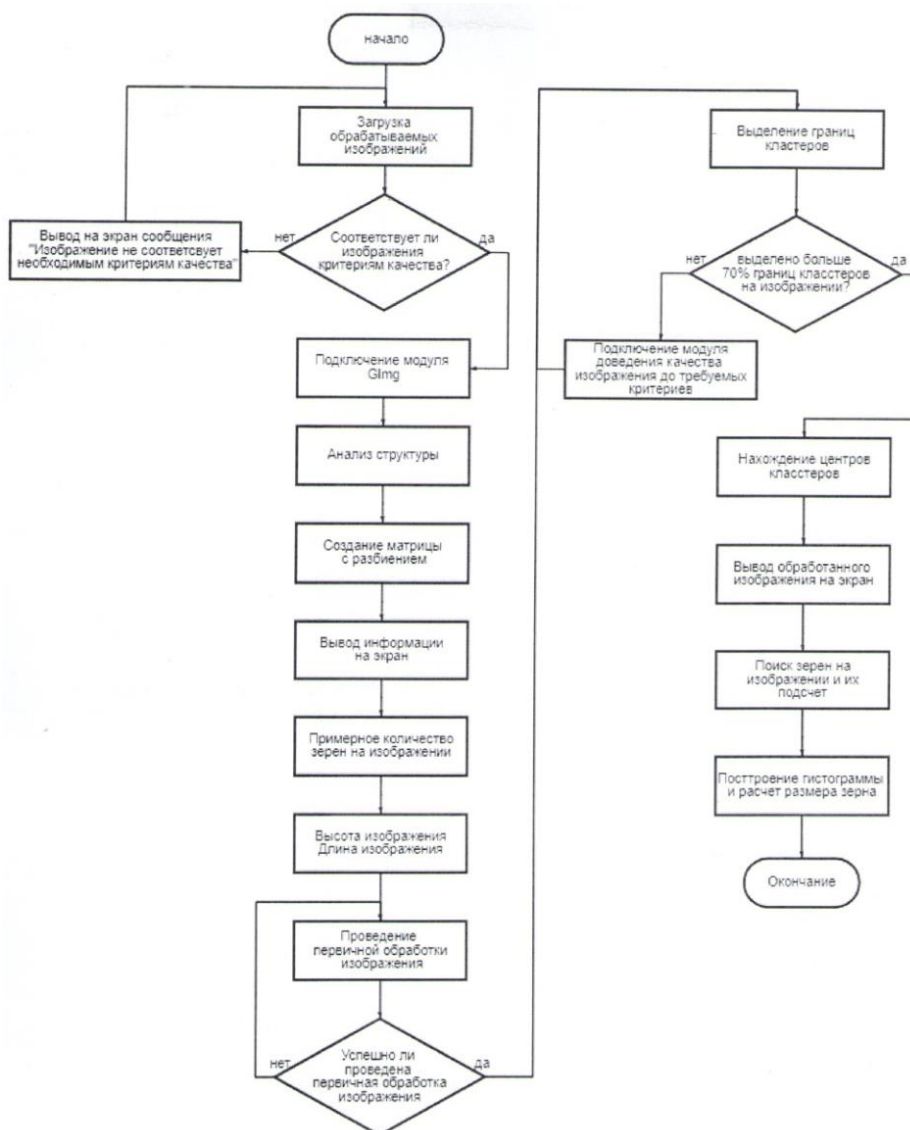


Рисунок 3.1 – Блок-схема программы для ЭВМ с использованием языка программирования C++

Интерфейс программы содержит три окна. Первое окно программы (рисунок 3.2) содержит поле для выбора изображения, выбранную микроструктуру для предварительного просмотра и кнопку запуска расчета.

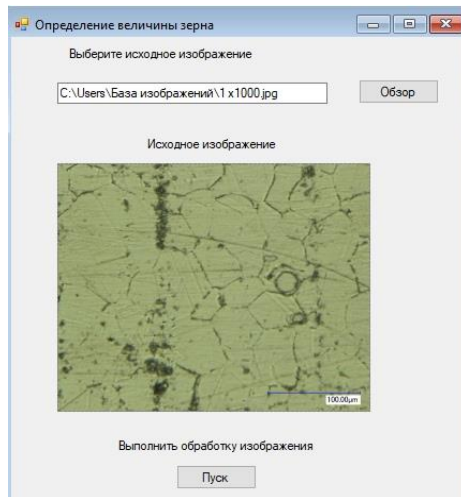


Рисунок 3.2 – Главное окно программы

Второе окно (рисунок 3.3) содержит обработанное изображение материала с выделенными зернами, а также рассчитанные величины: количество зерен, средняя площадь, средний периметр и средний диаметр зерна.

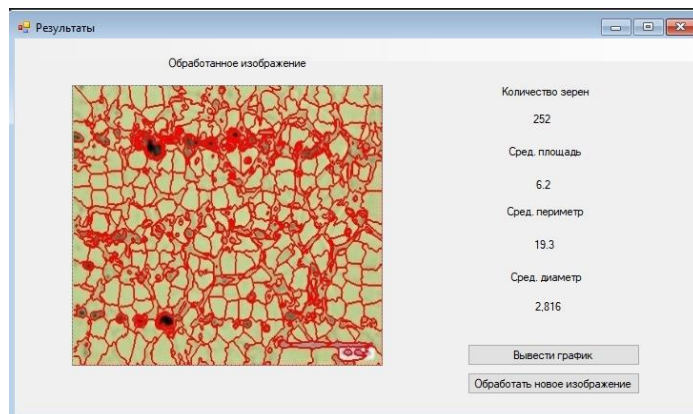


Рисунок 3.3 – Окно результатов работы программы

График распределения по размерам зерен выводится в третьем окне (рисунок 3.4).

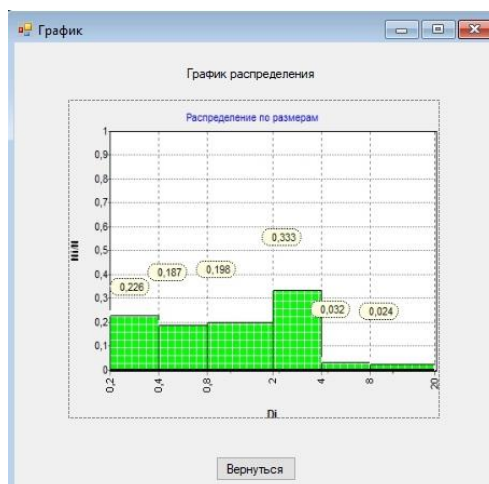


Рисунок 3.4 – График распределения по размерам зерен

3.2 Методика построения обобщенных кривых деформационного упрочнения

Разработанная методика построения обобщенных кривых деформационного упрочнения основана на совмещении двух зависимостей степень деформации – твердость и интенсивность напряжений – твердость [39].

Зависимость степень деформации – твердость строится с использованием технологического испытания в условиях холодного многопереходного объемного деформирования. В качестве технологических испытаний возможно использование процессов действующего производства. Положение исследуемых зон материала на переходах обработки и степень их деформации определяются с применением программных комплексов, основанных на методе конечных элементов.

Зависимость интенсивность напряжений – твердость является аналитической, основана на функциональной зависимости между твердостью и интенсивностью напряжений, установленной Г.Д. Делем [154].

Методика построения обобщенных кривых деформационного упрочнения включила этапы [129,155-159]:

1. Проведение технологического испытания холодного многопереходного объемного деформирования и изготовление заготовок переходов обработки.
2. Математическое моделирование технологического испытания, определение положения выделенных исследуемых зон материала и степени их деформации на переходах обработки.
3. Выполнение шлифов на продольных сечениях заготовок переходов обработки.
5. Измерение твердости металла в обозначенных зонах на шлифах переходов.
6. Построение зависимости степень деформации – твердость.
7. Испытание исходного материала на одноосное растяжение, определение механических свойств и твердости материала в конце устойчивой стадии растяжения.

8. Построение зависимости интенсивность напряжений – твердость.

9. Построение обобщенной кривой деформационного упрочнения интенсивность напряжения – степень деформации.

Апробация разработанной методики проведена на примере построения кривых упрочнения малоуглеродистых и борсодержащих сталей 10, 20, 20Г2Р и 30Г1Р.

Для построения обобщенной кривой упрочнения стали 20 использованы переходы высадки гайки М10 (рисунок 3.5). Выбраны следующие исследуемые зоны: поверхность под резьбу (2,3), опорные поверхности (1,4), внешняя поверхность (5). Координаты их положения на продольных сечениях переходов определены математическим моделированием процесса деформирования с использованием программного комплекса DEFORM-3D (Приложение 1, рисунок 2).

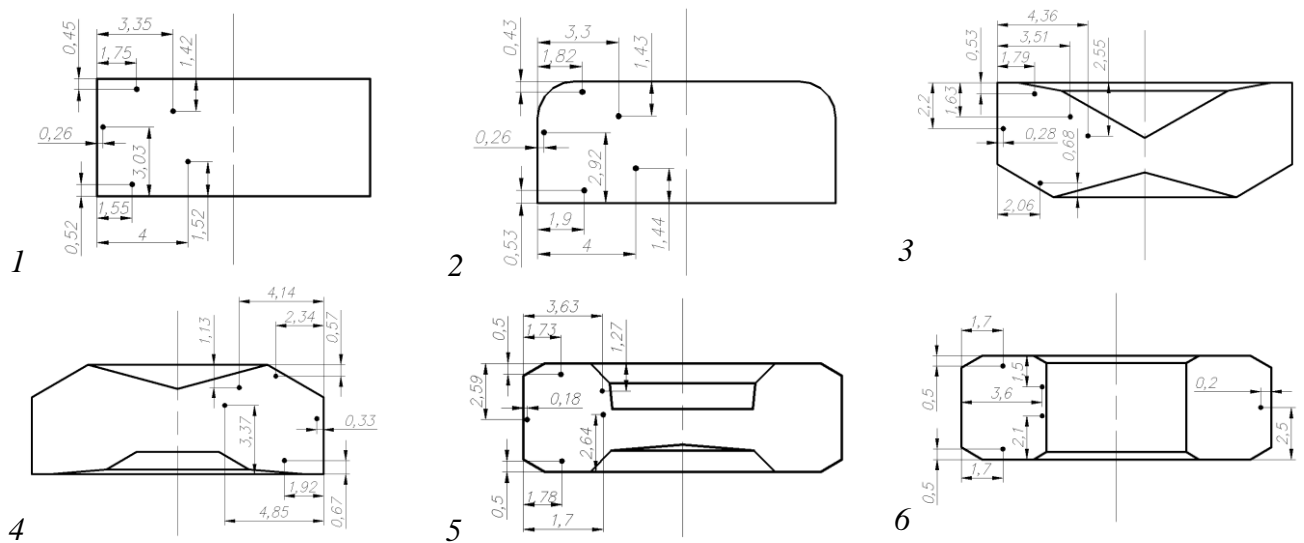


Рисунок 3.5 – Переходы высадки гайки М10 из стали 20: 1 – исходная заготовка; 2 – осадка; 3- осадка с подформовкой; 4 - формовка предварительная, 5- формовка окончательная; 6 – пробивка отверстия (цифры – координаты исследуемых зон на продольных шлифах)

При построении зависимости степень деформации – твердость на шлифах продольных сечений в исследуемых зонах проводились замеры микротвердости (ГОСТ 9450). Замеры проводились с использованием микротвердомера ПМТ-3 с

нагрузкой 0,981 Н, по результатам пяти наколов рассчитывались средние значения микротвердости. Построенная зависимость степень деформации – твердость приведена на рисунке 3.6.

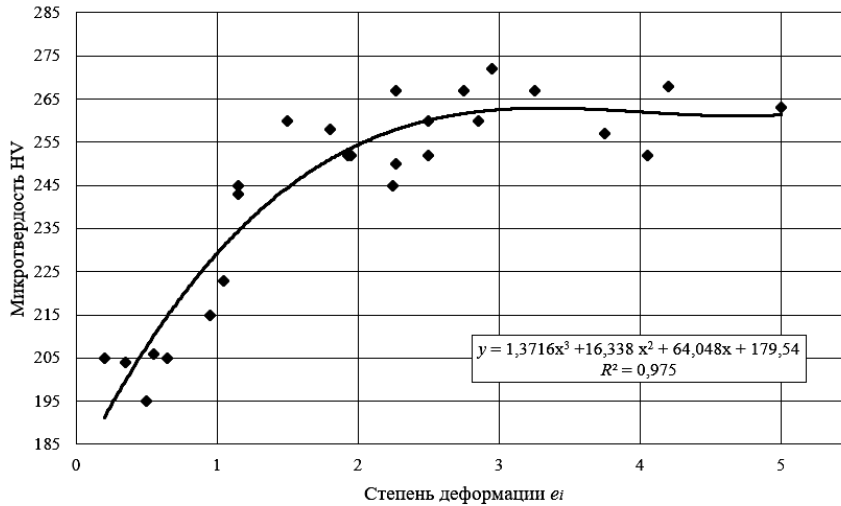


Рисунок 3.6 – Зависимость степень деформации – твердость стали 20 (формула – математическое выражение зависимости, R – достоверность аппроксимации)

Для построения зависимости интенсивность напряжений – твердость было использовано уравнение Д.П. Беклемищева [39], выведенное для углеродистых сталей

$$\sigma_i = \sigma_T + \left[0,9 \frac{\sigma_T}{\sigma_y} (H + H_y) \pm 1 \right]^3, \quad (3.1)$$

где σ_T – напряжение текучести, Н/мм²; σ_y – напряжение при предельно устойчивой деформации, Н/мм²; H_y – твердость при предельно устойчивой деформации, Н/мм²; H – твердость деформированного материала, Н/мм².

Используемые в уравнении показатели механических свойств σ_T , σ_y , H_y стали 20 определялись при испытании на одноосное растяжение, при этом напряжение σ_y и твердость H_y соответствует концу участка устойчивой стадии растяжения образца. Твердость деформированного материала H определялась в исследуемых зонах переходов высадки. Построенная зависимость интенсивность напряжений – твердость приведена на рисунок 3.7.

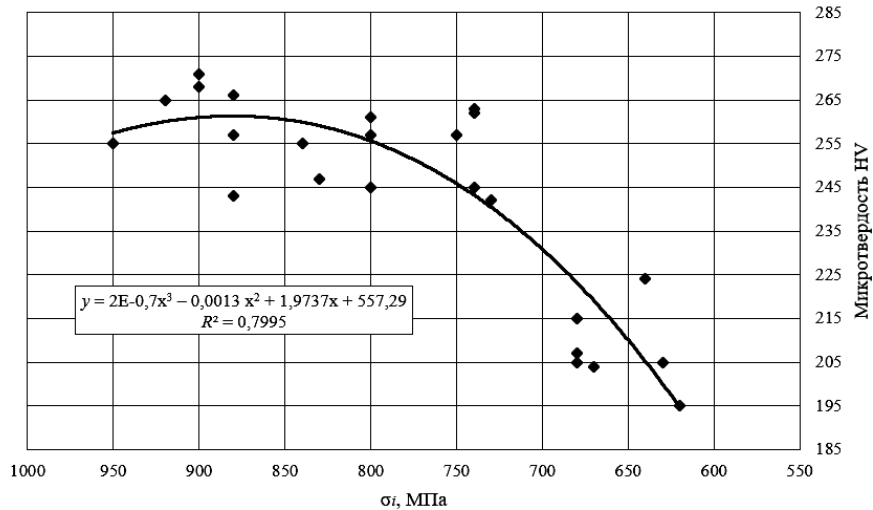


Рисунок 3.7 – Зависимость интенсивность напряжений – твердость стали 20 (формула – математическое выражение зависимости, R – достоверность аппроксимации)

Обобщенная кривая деформационного упрочнения, построенная путем совмещения зависимостей степень деформации – твердость и интенсивность напряжений – твердость приведена на рисунке 3.8. Ее начальный участок может быть дополнен кривой упрочнения, построенной по результатам испытания материала на одноосное растяжение [99].

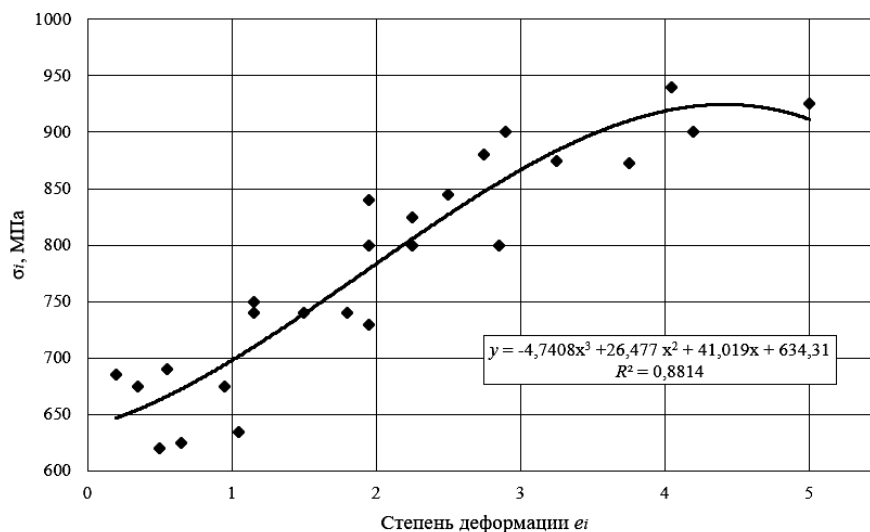


Рисунок 3.8 – Обобщенная кривая деформационного упрочнения стали 20 (формула – математическое выражение зависимости, R – достоверность аппроксимации)

Возможность дополнения объясняется тем, что для стадии равномерного растяжения значение напряжения течения σ_s равно интенсивности напряжений σ_i , а степень деформации $e_i = \ln(F_0/F)$ численно равна интенсивности главных логарифмических деформаций e_i .

В процессе разработки методики, при построении зависимости степень деформации – твердость, была проанализирована возможность определения степени деформации с использованием метода микроструктурных измерений. Для этого была разработана программа для ЭВМ [113], в которой второй блок рассчитывает главные компоненты деформации, вид и интенсивность деформации. Расчеты основаны на положении механики сплошной среды А.А. Ильюшина [160], в котором в качестве микроструктурного объема структуры, рассматриваемого как сплошное тело, выбирается сфера радиусом, пересекающим $8,5 \div 10$ зерен. Для этого, на фотографиях для каждой исследуемой точки, как из центра окружности, проводится автоматизированное построение отрезков через постоянное число градусов (рисунок 3.9 *а*). В базу измерений входят значения длин отрезков ρ пересекающих установленное число деформированных зерен. При расчетах компонентов деформированного состояния полученные значения ρ сравниваются с длиной отрезка ρ_0 , пересекающего такое же число зерен недеформированной структуры.

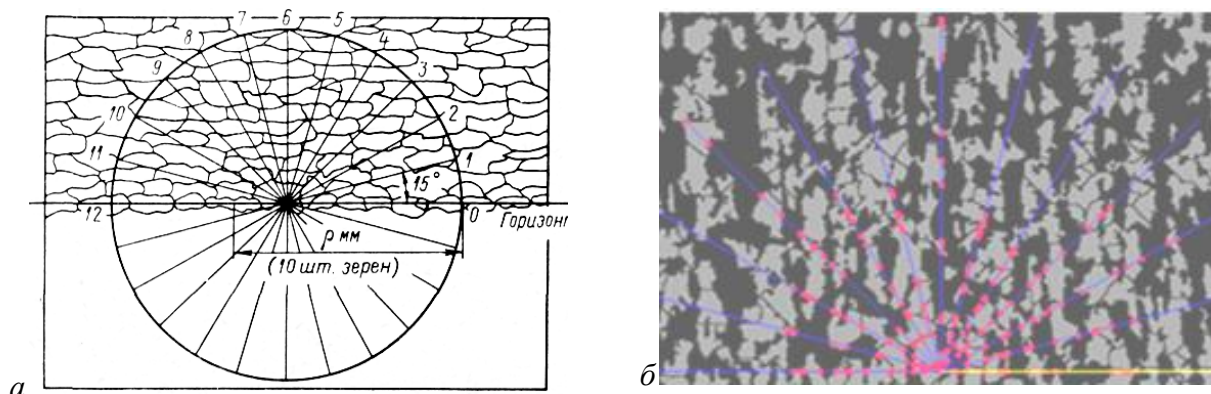


Рисунок 3.9 – Измерение размера зерна микроструктуры: *а* – с помощью сетки – транспаранта с угловым шагом 15° ; *б* – бинаризованное изображение микроструктуры

Интерфейс разработанной программы показан на рисунке 3.10. При разработке программы был проанализирован вариант, в котором расчет пластических деформаций проводится без построения сетки – транспаранта [146]. Сравнение значений интенсивности деформации определенных по двум вариантам обсчета, показали расхождение в пределах 10%. Сопоставимость определялась коэффициентом корреляции Пирсона r (Приложение 1, таблица 1),

рассчитанным по значениям среднего арифметического и среднеквадратического отклонений, и коэффициенту вариации.

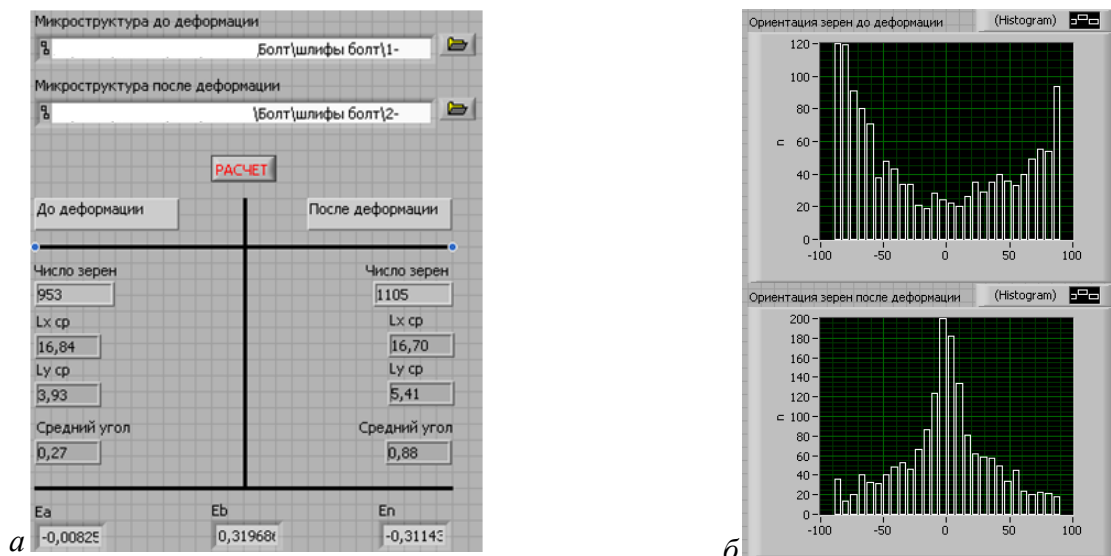


Рисунок 3.10 – Интерфейс программы оценки холоднодеформированного состояния материала:
a – значения компонентов деформации; *б* – гистограмма ориентации зерен

При разработке программы был проанализирован вариант, в котором расчет пластических деформаций проводится без построения сетки – транспаранта [147]. Сравнение значений интенсивности деформации определенных по двум вариантам обсчета, показали расхождение в пределах 10%. Сопоставимость определялась коэффициентом корреляции Пирсона r (Приложение 1, таблица 1), рассчитанным по значениям среднего арифметического и среднеквадратического отклонений, и коэффициенту вариации.

С применением разработанной программы для ЭВМ [113] были обчислены микроструктуры исследуемых зон переходов (Приложение 1, рисунки 4-6). Микроструктуры перехода окончательной формовки приведены на рисунке 3.11.

Сравнение значений степени деформации исследуемых зон, определенных методами математического моделирования и микроструктурных замеров, показало их различие (Приложение 1, таблица 2). Наибольшее несовпадение, более чем в полтора раза, имела первая зона с наибольшей степенью деформации. Такое же несоответствие в оценке степени деформации было получено при построении обобщенных кривых сталей 10, 20Г2Р и 30Г1Р с различной

подготовкой структуры исходного материала. На основании полученных результатов было сделано заключение о некорректности применения метода микроструктурных замеров для определения степени деформации в условиях многопереходной холодной обработки.

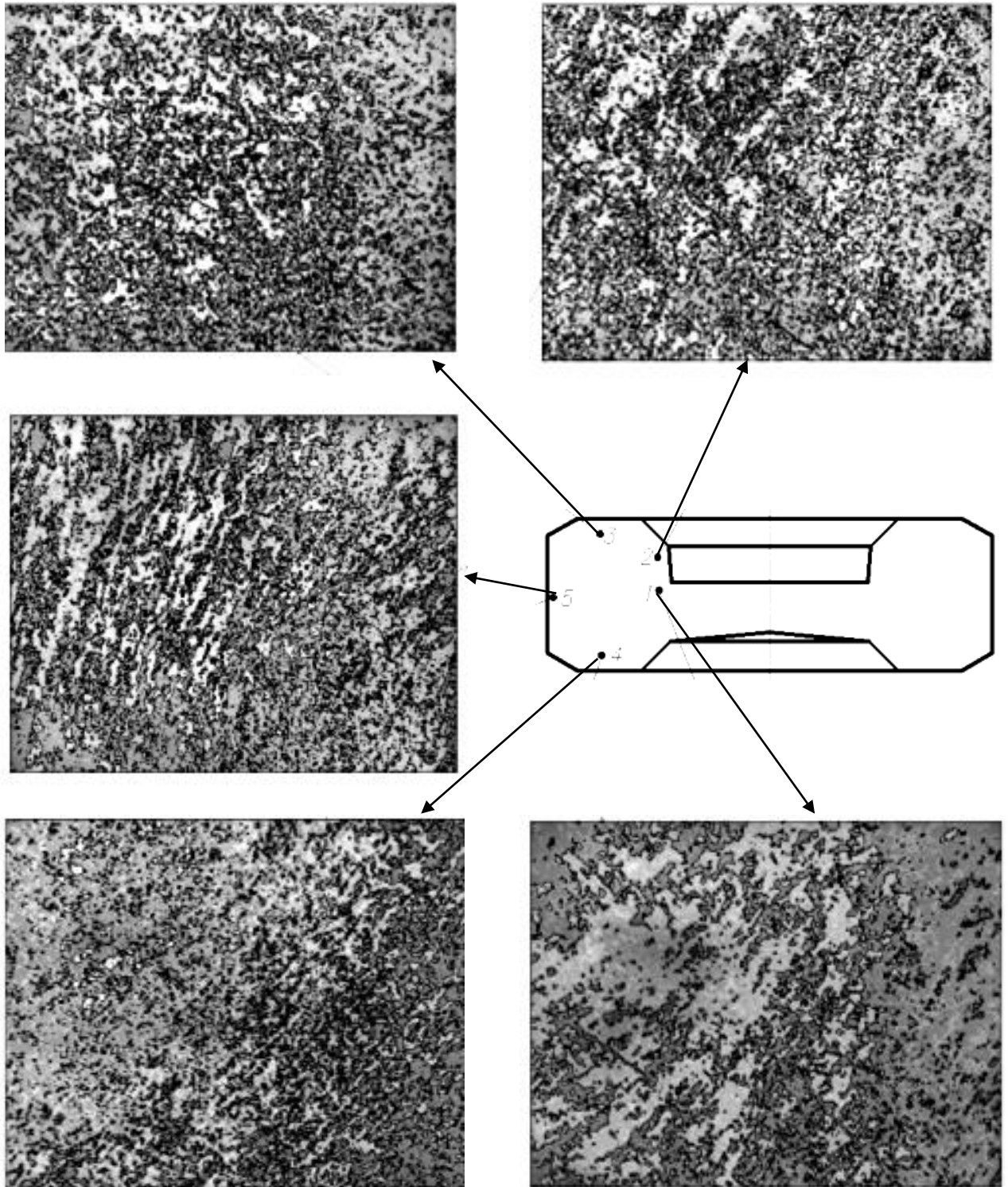


Рисунок 3.11 – Микроструктура стали 20 перехода окончательной формовки ($\times 200$)

На основании разработанной методики были построены обобщенные кривые деформационного упрочнения сталей 10, 20Г2Р, 30Г1Р.

3.3 Способ построения зависимостей средней величины зерна от температуры и интенсивности деформации

В настоящее время для оценки процесса рекристаллизации материала после горячей деформации строятся диаграммы рекристаллизации второго рода, показывающие зависимость средней величины зерна от степени и температуры деформации при данной скорости. Для условий заключительной термической обработки после деформации выполняют построение диаграмм рекристаллизации третьего рода, в которых, для каждой температуры приводятся две кривые: одна – для величины зерна после деформации, другая – для величины зерна после термической обработки (отжига) [101,102]. Как было отмечено в п.1.5 диаграммы данного вида не позволяют оценить процесс рекристаллизации материала в условиях сложного деформированного состояния, а способ их построения характеризуется большой трудоемкостью.

В известных способах построения диаграмм рекристаллизации, начиная с 20-х годов прошлого столетия (работы В. Тафеля, У. Ганеманна и Р. Шнейдера) применяется метод осадки цилиндрических образцов. Испытания проводятся в диапазоне температур от 600 до 1200 °С через 50 °С, при относительных степенях деформации 3, 5, 7, 10, 15, 20, 25, 30, 40, 50 и 80%. Величина зерна материала осаженных образцов определяется на шлифах продольных сечений по месту пересечения их диагоналей металлографическим методом (метод Гейна). В 30-е годы метод В. Тафеля, У. Ганеманна и Р. Шнейдера был усовершенствован Иг.М. Павловым. Истинные диаграммы строились по фактическим размерам зерен, расположенных по вертикальной оси продольного сечения осаженного образца и сопоставляемых со степенью деформации, которая определялась по изменению

шага резьбы винченных шурупов. В последующих способах построения, с целью повышения равномерности деформации в осаженных образцах, и как следствие точности оценки степени деформации по месту пересечения диагоналей, осадку проводили с использованием конических опор (метод Зибеля и Помпа) и образцов с торцевыми выточками, которые заполнялись твердой смазкой [38]. Следует отметить метод Н.И. Корнеева, согласно которого в четвертой части продольного сечения осаженного образца по всей площади выявлялась максимальная величина зерна, которая на диаграмме соотносилась с относительным уменьшением высоты образца. Во всех описанных способах построения диаграмм рекристаллизации величина зерна соотносится со степенью деформации, которая определяется как относительная степень обжатия всего образца или, по способу Иг.М. Павлова, с относительной деформацией части длины образца, соответствующей шагу резьбы деформированных винченных шурупов [93].

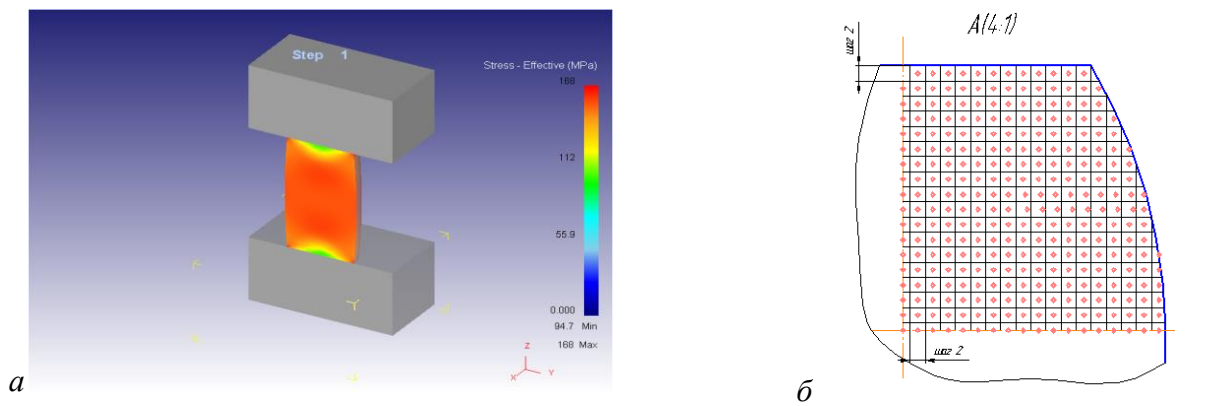
Наряду с неоспоримым удобством способов построения диаграмм, в виде определенного места измерения величины зерна в продольном сечении осаженного образца, их применение имеет ряд ограничений, прежде всего из-за невозможности использования применяемого показателя – относительной степени деформации для оценки сложного деформированного состояния, имеющего место при формоизменении материала в реальных производственных процессах. Данная проблема устраняется в случае использования интенсивности деформации в качестве показателя деформированного состояния, который не зависит от механической схемы деформации.

В разработанном способе [161] построение зависимостей средней величины зерна от интенсивности и температуры горячей деформации без отжига и с отжигом после деформации производится с использованием всей поверхности продольного сечения осаженного образца, по которому он режется на две половины. Одна половина используется для построения зависимости без отжига, другая – с отжигом после деформации. При каждой температуре производятся два испытания со степенями обжатия $(10\div 13)\%$ и $(45\div 50)\%$.

Неравномерность деформации материала осажённых образцов позволяет на их продольных сечениях получить набор значений степени деформации в интервале практически от 0 до 85%.

Интенсивность деформации материала в продольных сечениях образцов определяется математическим моделированием, основанным на методе конечных элементов, с привязкой к центрам ячеек координатной сетки (рисунок 3.12), в которых металлографическим методом определяется средняя величина зерна.

Относительная степень деформации 15 %



Относительная степень деформации 50 %

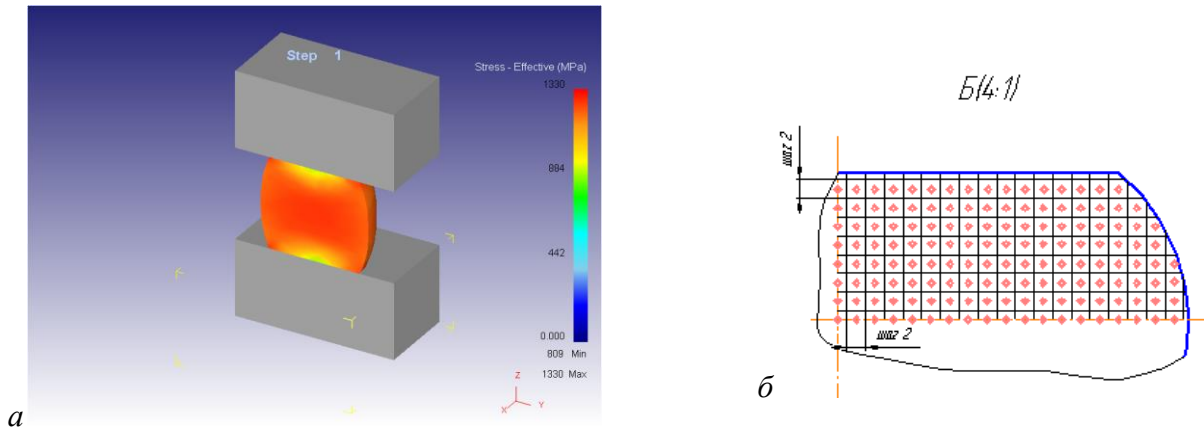


Рисунок 3.12 – Осадка заготовки под плоскими плитами: *a* – картина деформированного состояния; *б* – координатная сетка для определения размера зерна

По сопоставлению полученных значений интенсивности деформации и средней величины зерна строятся зависимости рекристаллизации.

Распределение интенсивности деформации в продольных плоскостях осажённых образцов зависит от диаметра d_0 и относительной длины образца $a_0 = h_0/d_0$ (h_0 – высота образца), которая определяет его устойчивость при осадке и имеет значение $a_0 = 1,4 \dots 2,2$. Диаметр образцов d_0 выбирается из интервала 45...50 мм.

Для наибольшей относительной длины ($a_0 = 2,2$) значения интенсивности деформации ε_i осажённых образцов ($d_0 = 45$ мм, $h_0 = 100$ мм) со степенями обжатия $\varepsilon_h = 12,5\%$ и $\varepsilon_h = 45\%$ приведены в Приложение 7, таблицы 1 и 2. На их основании построены поля интенсивности деформации в $1/4$ части продольного сечения осажённых образцов (рисунок 3.13).

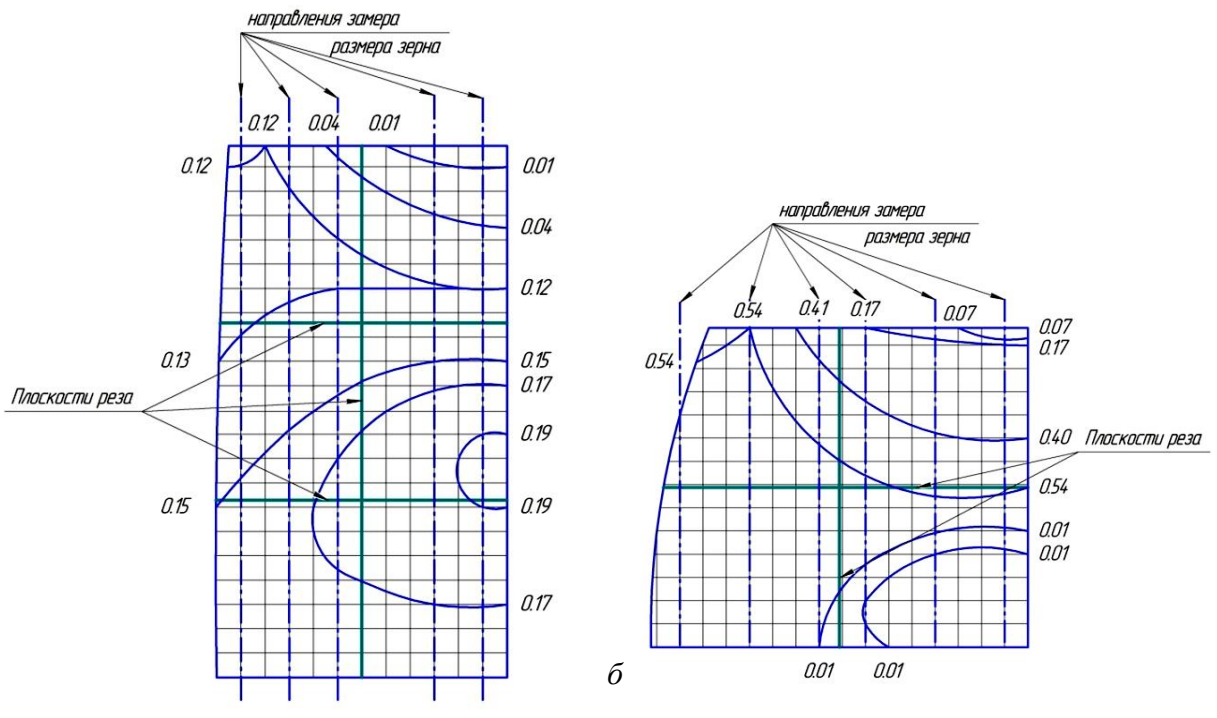


Рисунок 3.13 – Поля деформаций в $1/4$ части продольного сечения осажённых образцов со степенями обжатия ε_h : а – 12,5%, б – 45% (цифры - интенсивность деформации ε_i)

Для наименьшей относительной длины ($a_0 = 1,4$) значения интенсивности деформации ε_i в продольных сечениях осажённых образцов ($d_0 = 45$ мм, $h_0 = 100$ мм) со степенями обжатия $\varepsilon_h = 10\%$ и $\varepsilon_h = 50\%$ приведены в Приложении 7, таблицы 3 и 4. Построенные поля интенсивности деформации в $1/4$ части продольного сечения осажённых образцов приведены на рисунке 3.14.

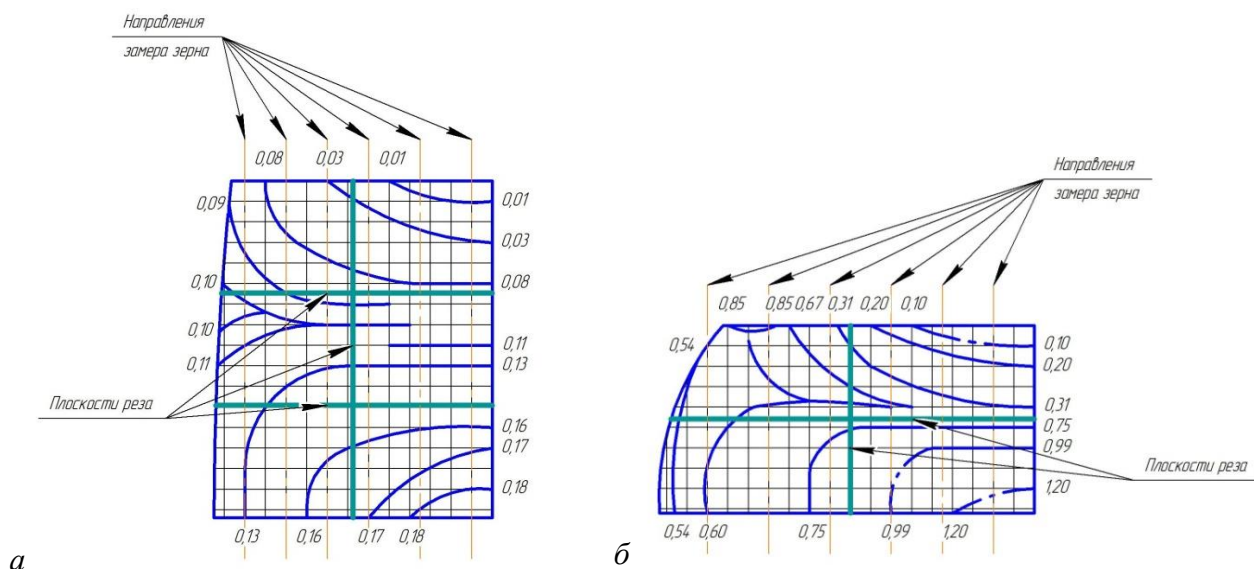


Рисунок 3.14 – Поля интенсивностей деформации в 1/4 части продольного сечения осажённых образцов со степенями обжатия ε_h : а – 12,5%, б – 45%

Апробирование разработанного способа было проведено на мартенситно-ферритной стали 14X17H2 [162]. При испытаниях использовались цилиндрические образцы (диаметр $d_0 = 45$ мм, высота $h_0 = 100$ мм, $a_0 = 2,2$) из горячекатаного проката, которые осаживались на гидравлическом прессе со скоростью деформации $\dot{\varepsilon} = 0,2 \text{ с}^{-1}$. Нагрев образцов проводился в камерной электрической печи при температурах 900, 1000, 1100 и 1150 °C $\pm 10^0$ со скоростью $3 \frac{\text{мин}}{\text{мм}}$. При каждой температуре проводилась осадка двух образцов со степенями деформации: $\varepsilon_h^1 = 12,5\%$ и $\varepsilon_h^2 = 45\%$ с остыванием на воздухе. Достоверность моделирования была подтверждена соответствием размеров осажённых образцов и математических моделей.

Значения интенсивности деформации ε_i в продольных сечениях образцов, осажённых со степенями деформации $\varepsilon_h^1 = 12,5 \%$ и $\varepsilon_h^2 = 45 \%$ с привязкой к центрам ячеек координатной сетки размером 2,0 мм \times 2,0 мм, приведены в Приложение 7, таблицы 1 и 2. При $\varepsilon_h^1 = 12,5\%$ 1/4 часть продольного сечения осажённого образца разбита на 78 ячеек (12 горизонтальных и 22 вертикальных рядов), при $\varepsilon_h^2 = 45\%$ – на 78 ячеек (17 горизонтальных и 15 вертикальных рядов).

Величина зерна определялась металлографическим методом на шлифах образцов, вырезанных из осаженных заготовок. Для этого последние разрезались по высоте на две равные половины, которые в свою очередь вдоль продольной оси разделялись на четыре части способом проволоочной электроэрозионной резки. Схема резки одной четвертой части на образцы для шлифов приведена на рисунке 3.15.

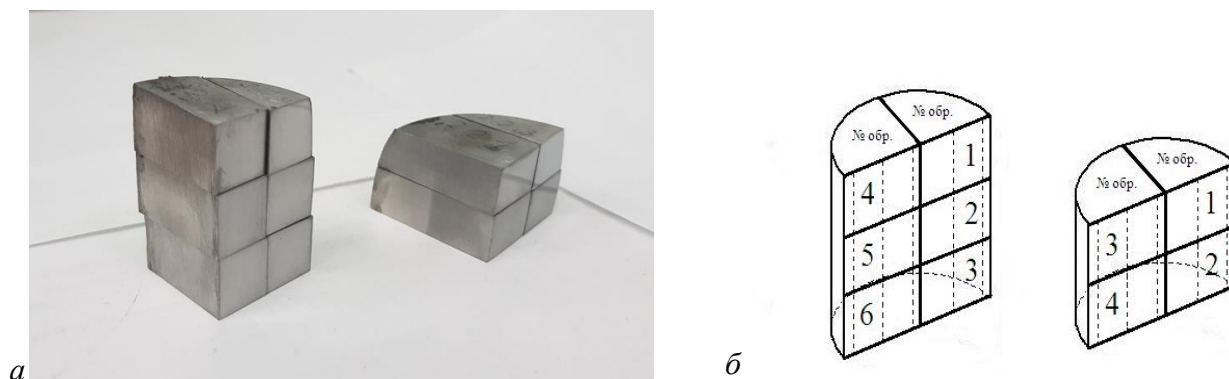


Рисунок 3.15 – Фотография (а) и схема резки (б) одной четвертой части осаженных цилиндрических образцов со степенями обжатия 10% и 50% на образцы для шлифов

Металлографический анализ выполнялся с применением разработанной программы для ЭВМ [114]. Первый блок программы выполняет мониторинг микроструктуры с цифровых фотографий с увеличением $\times 200$ с использованием принципа бинаризации и включает: измерения, определение количества зерен, их среднюю величину (площадь) на исследуемой поверхности шлифа в ячейках с координатной сеткой размером 2,0 мм \times 2,0 мм. Второй блок программы выполняет графическое построение зависимости величины зерна от интенсивности деформации при конкретных температурах.

В таблицах 1 и 2, Приложение 7, в порядке возрастания интенсивности деформации выбраны 32 ячейки. В соответствии с их расположением, на шлифах продольных сечений осаженных образцов металлографическим методом с применением разработанной программы для ЭВМ определялись значения средней площади зерна S . Для температуры 1100 °С их значения приведены в таблице 3.2.

Таблица 3.2 – Зависимость средней площади зерна S , мкм^2 стали 14X17H2 от интенсивности деформации ϵ_i , в порядке возрастания при температуре 1100°C

ϵ_i ,	0.013	0.041	0.077	0,111	0.119	0,133	0.143	0.156
$S \cdot 10^2 \text{ мкм}^2$	53	53	70	66	75	82	72	107
ϵ_i ,	0.159	0,160	0,163	0.164	0.173	0.187	0,189	0,236
$S \cdot 10^2 \text{ мкм}^2$	110	115	95	120	180	167	155	62
ϵ_i ,	0.294	0.386	0,462	0.492	0.532	0.557	0.590	<u>0.602</u>
$S \cdot 10^2 \text{ мкм}^2$	79	93	91	50-64	103	165	92	85
ϵ_i ,	0.607	0.622	0,640	0.665	0,695	0.709	0,732	0.736
$S \cdot 10^2 \text{ мкм}^2$	79	70	70	66	64	72	68	166

На основании сопоставления полученных данных построена зависимость средней площади зерна от интенсивности деформации при температуре 1100°C , которая представлена на рисунок 3.16.

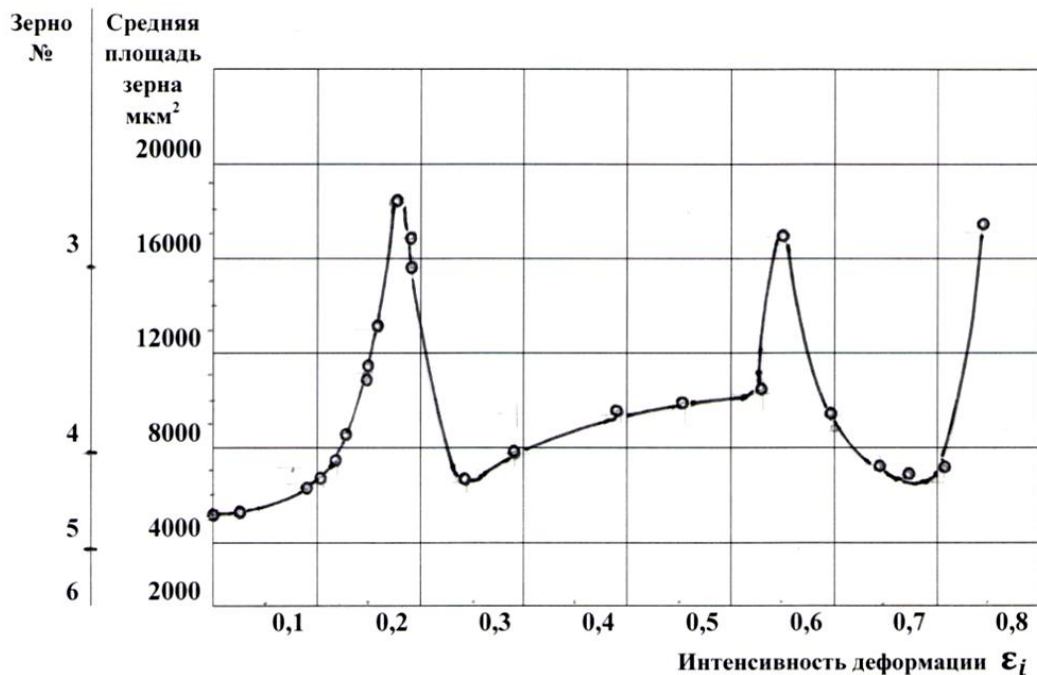


Рисунок 3.16 – Зависимость средней площади зерна стали 14X17H2 от интенсивности деформации при температуре 1100°C

Построенная зависимость имеет вид немонотонной кривой и характеризуется наличием трех максимумов. Следует отметить, что при

температуре деформирования $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ скачкообразное увеличение размера зерна не наблюдалось, деформированная микроструктура сохраняла равноосные однородные зерна величиной $\sim 70\text{ мкм}$ при всех степенях деформации.

Наличие нескольких максимумов на диаграммах рекристаллизации характерно для высоколегированных материалов, представляющие пересыщенные твердые растворы. Первый максимум соответствует области малых критических значений степени деформации и присутствует на диаграммах рекристаллизации большинства материалов. Считается, что этот максимум может быть вызван появлением малого числа первых центров рекристаллизации, а также ростом слабо деформированных исходных зерен за счет сильно деформированных. Для стали 14X17H2 он проявился в интервале значений интенсивности деформации $\varepsilon_i = 0,15 \div 0,25$ с увеличением размера зерна до значения $(130 \div 135)\text{ мкм}$ (рисунок 3.17 б).

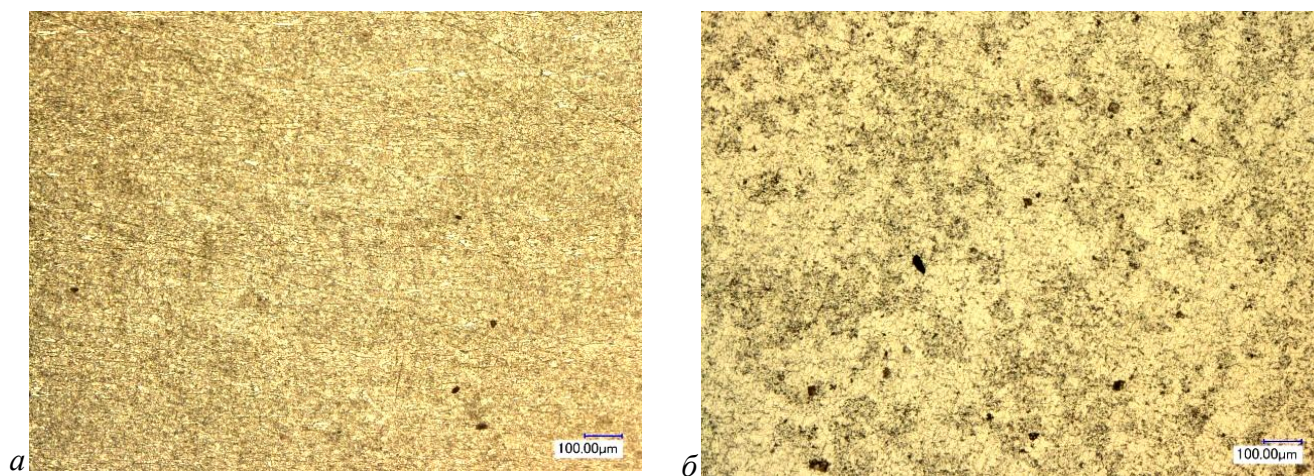


Рисунок 3.17 – Микроструктура стали 14X17H2 при $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ при интенсивности деформации ε_i : а – 0; б – 0,2 ($\times 200$)

Второй максимум находится в области средних степеней деформации в интервале от 20 до 50 %. Для стали 14X17H2 он проявился при интенсивности деформации $\varepsilon_i = 0,53 \div 0,56$. Возникновение второго максимума зависит от фазового состава материала, температурного уровня и характера распада твердых растворов, растворения и коагуляции дисперсных фаз (нитридов, карбидов, окислов, интерметаллидов). По мнению С.С. Горелика, «наблюдаемое на

диаграммах рекристаллизации скачкообразное увеличение зерна, начиная с определенной температуры нагрева, всегда является результатом начала интенсивного растворения дисперсных фаз и может служить подтверждением этого растворения. Считается, что второй максимум возникает в стареющих сплавах в интервале температур и концентраций дисперсных фаз, в котором происходит процессы роста первично рекристаллизованных зерен, распада твердого раствора и растворения дисперсных частиц» [17].

Третий максимум соответствует области высоких степеней деформации и возникает при наличии перед рекристаллизацией четкой текстуры деформации. Для стали 14X17H2 он проявился при интенсивности деформации $\epsilon_i > 0,72$. В то же время, для температуры 1150 °С, как и для температуры 1000 °С характерно отсутствие максимумов на зависимостях рекристаллизации.

Анализируя особенности разработанного способа, можно отметить, что способ позволяет выполнять построение зависимостей величины зерна после последующих подогревов, так как, поверхности шлифов деформированных и термообработанных, в силу одной поверхности реза, имеют одинаковое распределение интенсивности деформации.

Выводы по главе

Разработано методическое обеспечение структурно-механических исследований, включившее:

- методику построения обобщенных кривых упрочнения и способ оценки деформационного упрочнения на их основе;
- способ построения зависимостей средней величины зерна от интенсивности и температуры горячей деформации;
- программы для ЭВМ для количественной оценки структуры и механических свойств деформированного материала в условиях многопереходного и сложного нагружения:

Программа для ЭВМ по определению величины зерна для количественной оценки холоднодеформированного состояния сталей и сплавов. Свидетельство государственной регистрации № 2914613502 от 27.03.14 г.

Программа для ЭВМ по определению величины зерна для оценки рекристаллизации горячедеформированных сталей и сплавов. Свидетельство государственной регистрации № 2015611190 от 26.01.15 г.

Программное обеспечение анализа структурно-механических характеристик металлических материалов при многоэтапном пластическом деформировании. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2021614913 от 31.03.21 г.

ГЛАВА 4 СТРУКТУРНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СЛОЖНОГО НАГРУЖЕНИЯ

4.1 Холодное объемное многопереходное деформирование малоуглеродистой стали 10 и борсодержащей стали 20Г2Р

В исследуемых зонах переходов деформирования стали 10 (рисунки 4.1 – 4.4) и стали 20Г2Р (рисунки 4.5 – 4.8) проводились деформационный и микроструктурный анализы, замеры микротвердости и плотности материала.

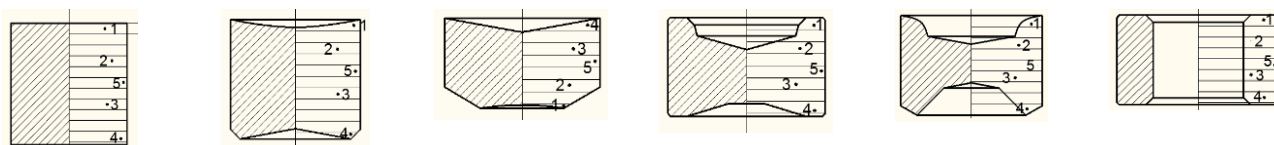


Рисунок 4.1 – Переходы деформирования гайки М18 из стали 10
(цифры номера исследуемых зон)

С применением разработанной программы для ЭВМ [113] определены средняя площадь зерна и компоненты деформированного состояния материала: главные деформации $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$; коэффициент Лоде ν_D ; интенсивность деформации ε_i . Накопленная степень деформации e_i в исследуемых зонах подсчитывалась арифметическим суммированием интенсивностей деформаций ε_i на переходах деформирования. Полученные данные совместно с замерами микротвердости HV и плотности ρ_M стали 10 исследуемых зон переходов деформирования приведены в таблице 4.1 [163].

Микроструктура стали 10 исходной заготовки приведена на рисунке 4.2.

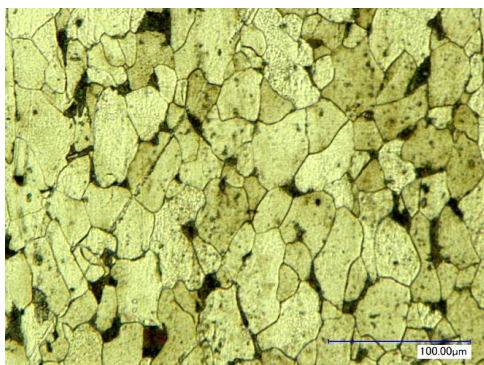


Рисунок 4.2 – Микроструктура стали 10
исходной заготовки

Таблица 4.1 – Данные деформационных, структурно-механических характеристик и плотности стали 10 исследуемых зон заготовок переходов деформирования

Переходы деформирования	Зона	ε_1	ε_2	ε_3	ν_D	ε_i	Площадь зерна мм ²	HV	ρ_M , г/см ³
1-й переход Осадка заготовки	1	0,38	-0,18	-0,2	-0,95	0,38	0,119	138	7,62
	2	0,67	-0,12	-0,56	-0,28	0,72	0,105	142	7,85
	3	0,87	-0,02	-0,85	-0,03	0,99	0,143	155	7,85
	4	0,52	-0,16	-0,35	-0,57	0,53	0,056	179	7,62
	5	0,33	0,02	-0,35	0,11	0,39	0,165	126	7,86
2-й переход Осадка с подформовкой	1	0,44	-0,03	-0,42	-0,09	0,50	0,081	156	7,60
	2	0,43	-0,13	-0,3	-0,53	0,44	0,118	171	7,84
	3	0,23	-0,11	-0,35	-0,59	0,36	0,060	179	7,81
	4	0,47	-0,2	-0,26	-0,84	0,47	0,066	190	7,62
	5	0,55	0,08	-0,47	-0,23	0,59	0,119	136	7,82
3-й переход Формовка предварительная	1	0,64	0	-0,64	0	0,74	0,052	189	7,8
	2	0,28	0,18	-0,46	0,71	0,46	0,077	195	7,82
	3	0,19	0,08	-0,28	0,53	0,28	0,085	181	7,82
	4	0,24	0,13	-0,36	0,63	0,37	0,081	204	7,80
	5	0,49	0,42	-0,91	0,90	0,91	0,069	183	7,83
4-й переход Формовка окончательная	1	0,91	0,29	-1,2	0,41	1,25	0,052	195	7,81
	2	0,12	-0,06	-0,07	-0,91	0,12	0,058	207	7,82
	3	0,17	0,07	-0,24	0,53	0,24	0,112	191	7,62
	4	0,01	0	-0,02	0,28	0,02	0,064	215	7,81
	5	0,24	-0,05	-0,19	-0,37	0,26	0,171	205	7,83

Микроструктуры стали 10 в исследуемых зонах 1-го перехода деформирования приведены на рисунке 4.3. По сравнению с исходной изменились

микроструктуры 2-й и 3-й зоны. Зерна сплюснулись по отношению к продольной оси заготовки, их средняя площадь уменьшилась.

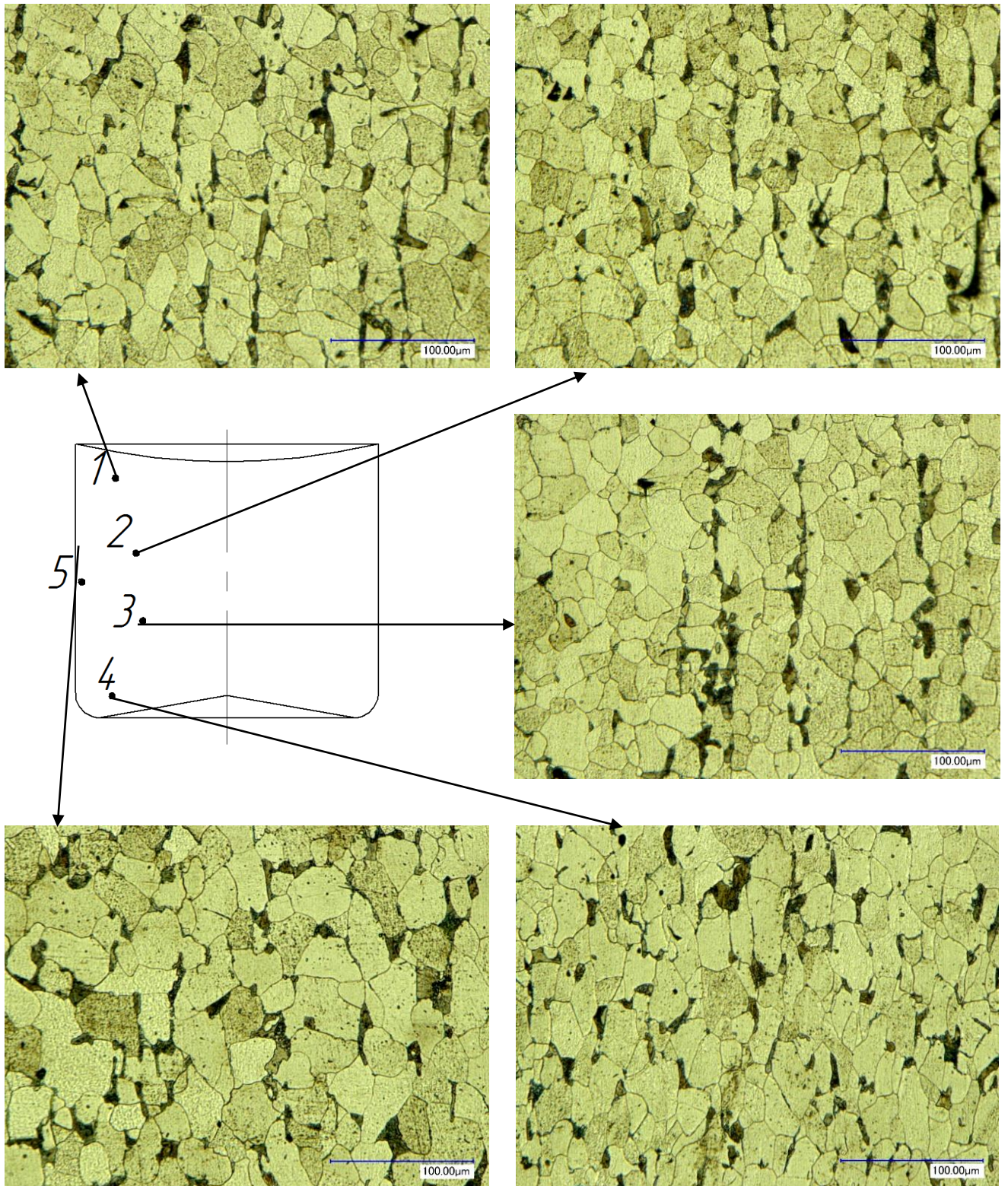


Рисунок 4.3 – Микроструктуры стали 10 в исследуемых зонах заготовки 1-го перехода деформирования

Микроструктуры стали 10 в исследуемых зонах заготовки 2-го перехода деформирования приведены на рисунке 4.4. Во всех зонах кроме 2-й зоны изменилась форма зерен. Зерна вытянулись по направлениям наибольшего удлинения материала, их средняя площадь уменьшилась.

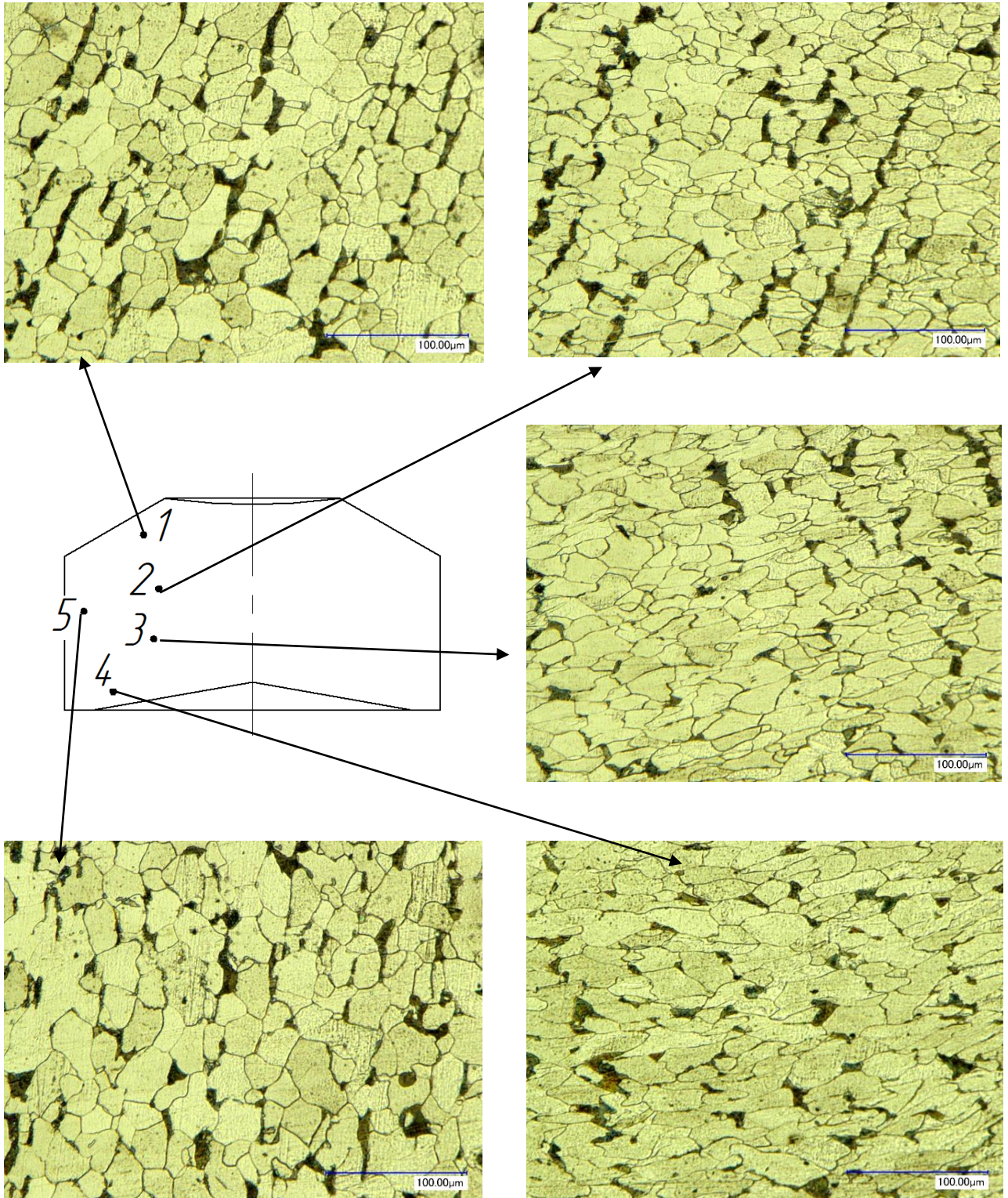


Рисунок 4.4 – Микроструктуры стали 10 в исследуемых зонах заготовки 2-го перехода деформирования

Микроструктуры стали 10 в исследуемых зонах заготовки 3-го перехода деформирования приведены на рисунке 4.5. В целом по всему сечению, зерна потеряли исходную шаровидную форму.

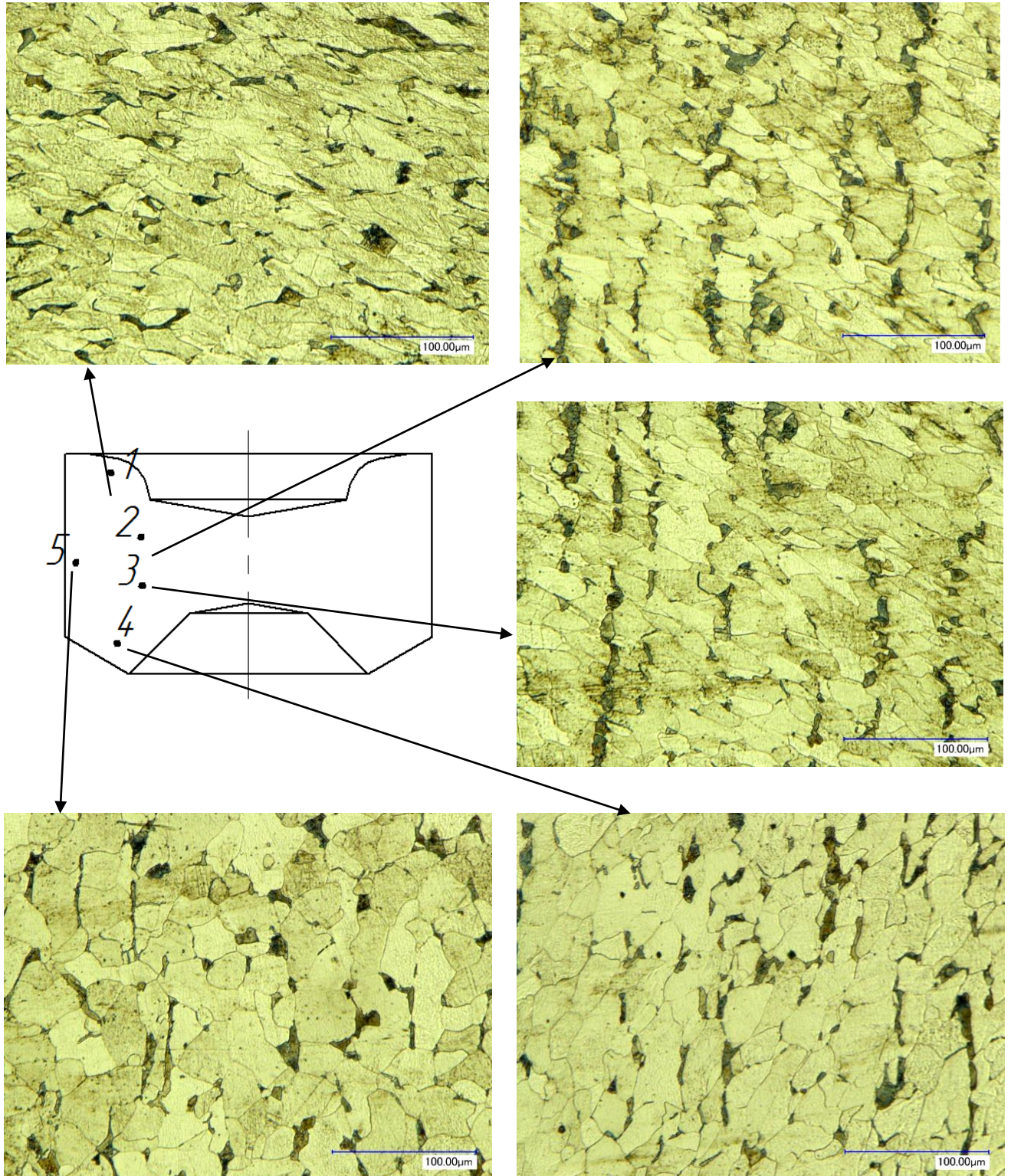


Рисунок 4.5 – Микроструктуры стали 10 в исследуемых зонах заготовки 3-го перехода деформирования

Микроструктуры стали 10 в исследуемых зонах заготовки 4-го перехода деформирования приведены на рисунке 4.6.

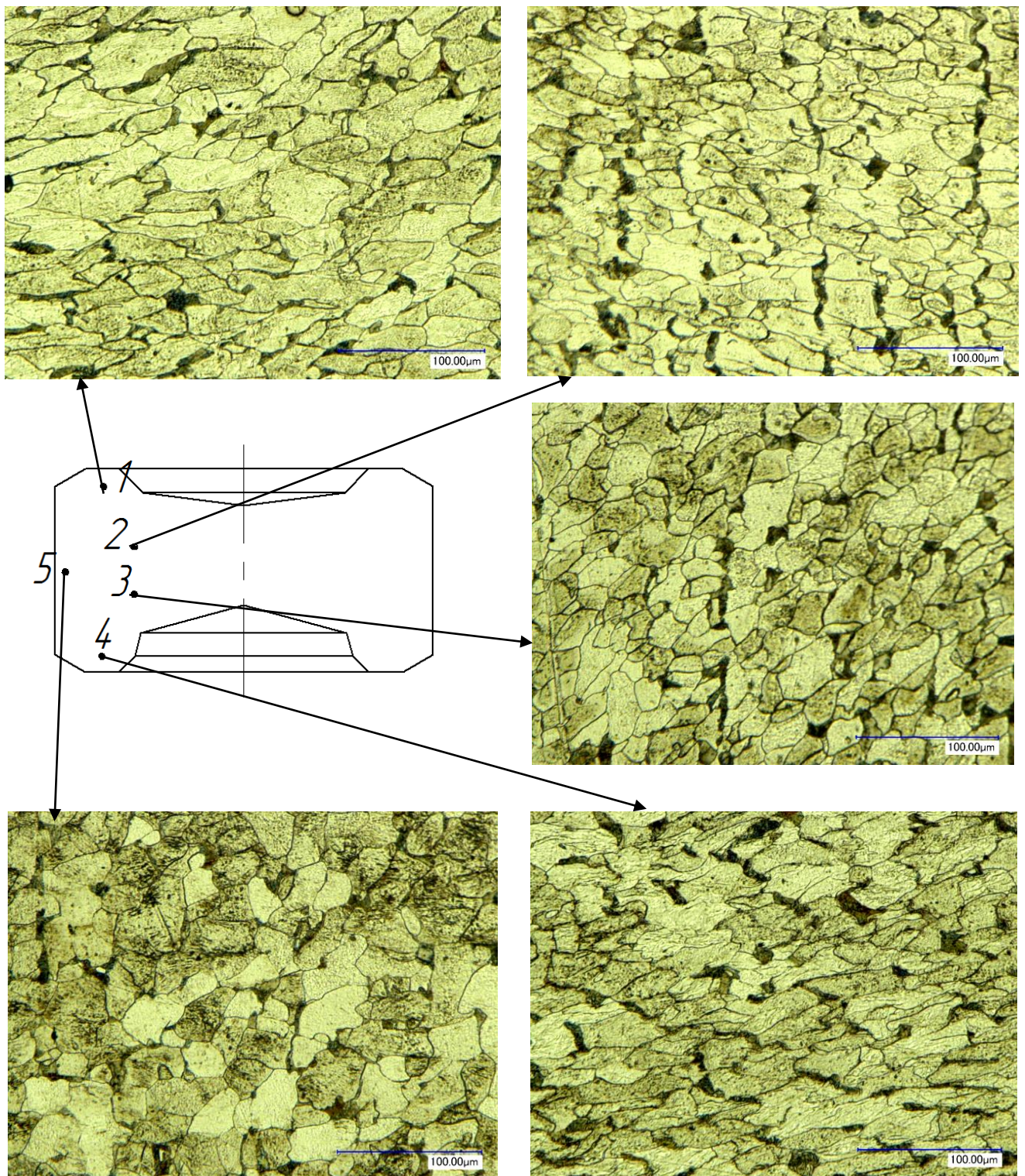


Рисунок 4.6 – Микроструктуры стали 10 в исследуемых зонах заготовки 4-го перехода деформирования

Микроструктура по всему сечению продолжает изменяться. Зерна перлита приобрели строчечную форму по направлениям наибольшего удлинения.

Для стали 20Г2Р результаты деформационного анализа, структурно-механических исследований приведены в таблице 4.2 [163].

Таблица 4.2 – Данные деформационных и структурно-механических характеристик стали 20Г2Р исследуемых зон операционных заготовок

Переход – зона $\varepsilon_{эж}$	Эквивалентная деформация		Содержание перлита, %	Площадь зерна, мкм ²	Длина зерна l , мкм	Ширина зерна b , мкм	Относительный размер зерна перлита m
I – 1	0	190	62,7	726	25,2	9,5	2,65
I – 3	0,4	236	77,9	499	17,1	9,2	1,86
I – 5	0,3	221	72,9	553	25,0	11,8	2,12
II – 1	0,1	190	62,7	779	26,5	10,5	2,52
II – 2	0,9	236	77,9	1137	9,2	10,0	0,92
II – 3	1,2	254	83,8	1046	21,3	18,6	1,15
II – 4	1,5	236	77,9	487	11,8	12,7	0,93
II – 5	0,9	236	77,9	359	21,3	9,4	2,27
III – 1	0,6	193	62,7	524	17,7	9,5	1,86
III – 2	1,3	274	90,4	670	21,0	8,5	2,47
III – 3	1,2	254	83,8	960	30,3	21,1	1,44
III – 4	1,5	276	91,1	938	30,5	25,0	1,22
III – 5	1,0	236	77,9	619	20,7	9,6	2,26
IV – 1	0,9	206	68,0	748	31,7	11,8	2,69
IV – 2	1,2	236	77,9	565	15,4	13,6	1,13
IV – 3	1,3	254	83,8	1000	21,9	11,3	1,94
IV – 4	1,5	254	83,8	912	22,9	20,9	1,10
IV – 5	1,0	236	77,9	679	28,2	10,2	2,76

В исходной заготовке зерно перлита имеет удлиненную форму, у которой среднее отношение длины l к ширине b имеет значение $m = l/b = 2,5$.

Микроструктура материала исходной заготовки приведена на рисунке 4.7.

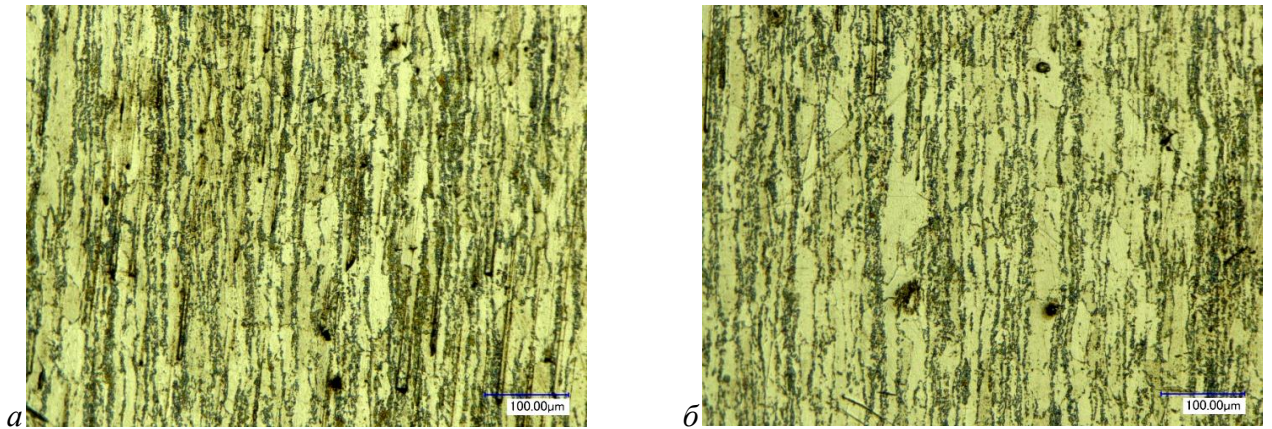


Рисунок 4.7 – Микроструктуры стали 20Г2Р исходной заготовки:
а – периферийной части; *б* – центральной части

В заготовке 1-го перехода наибольшее деформированное состояние соответствует 3-й центральной зоне с величиной эквивалентной деформации $\varepsilon_{\text{ЭК}} = 0,4$. Микроструктура 3-й зоны имеет наименьший относительный размер и площадь зерна перлита. В 1-й зоне деформация материала практически отсутствует, в 5-й зоне имеет промежуточное значение $\varepsilon_{\text{ЭК}} = 0,3$ (рисунок 4.8).

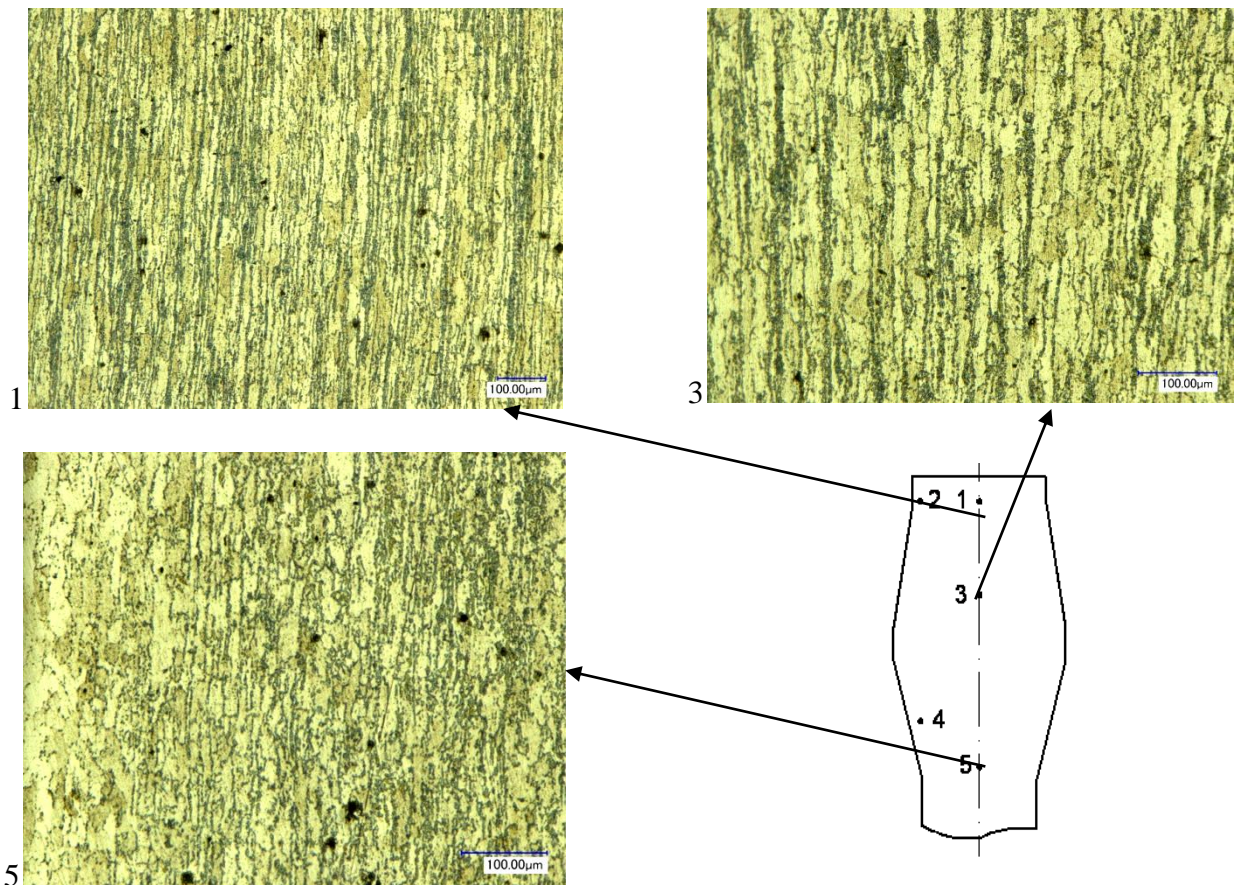


Рисунок 4.8 – Микроструктуры стали 20Г2Р в исследуемых зонах заготовки 1-го перехода

На 2-м переходе (рисунок 4.9) в большей степени деформируются материал основания набранной головки (4-я зона) с интенсивностью деформации $\epsilon_{эК} = 1,5$. В 3-й зоне деформация немного меньше $\epsilon_{эК} = 1,2$, а в 5-й зоне – $\epsilon_{эК} = 0,9$.

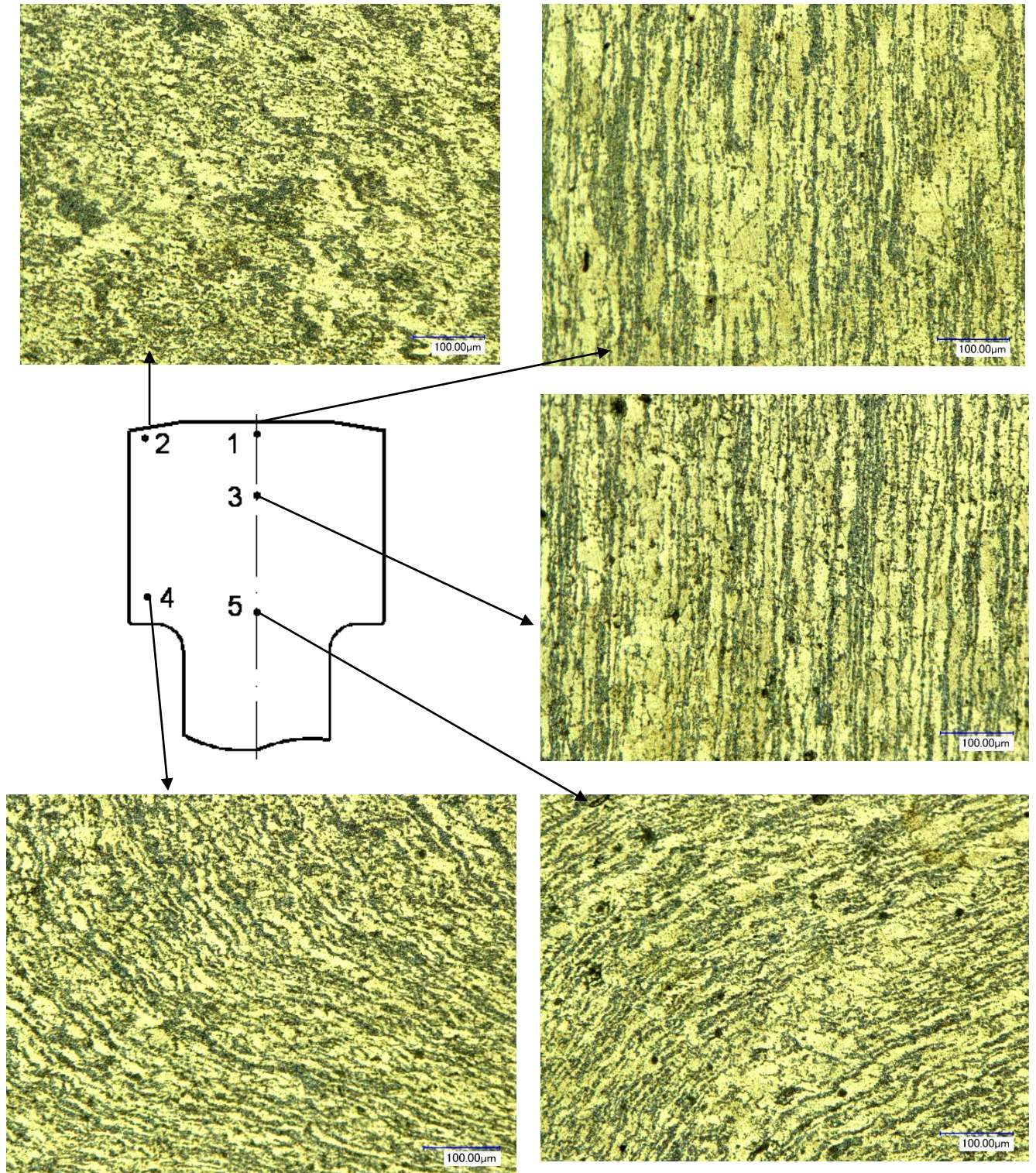


Рисунок 4.9 – Микроструктуры стали 20Г2Р в исследуемых зонах заготовки 2-го перехода

На 3-м переходе (рисунок 4.10) происходит обжатие верхней части заготовки на меньший диаметр и частичная формовка фланца. Аналогично 2-му переходу в большей степени деформируются основание набранной головки (4-я зона) с интенсивностью деформации $\varepsilon_{\text{ЭК}} = 1,5$ и центр переходной поверхности от головки к стержню (5-я зона) с интенсивностью деформации $\varepsilon_{\text{ЭК}} = 1,0$. В 2-й зоне деформированное состояние повысилось до значения $\varepsilon_{\text{ЭК}} = 1,3$.

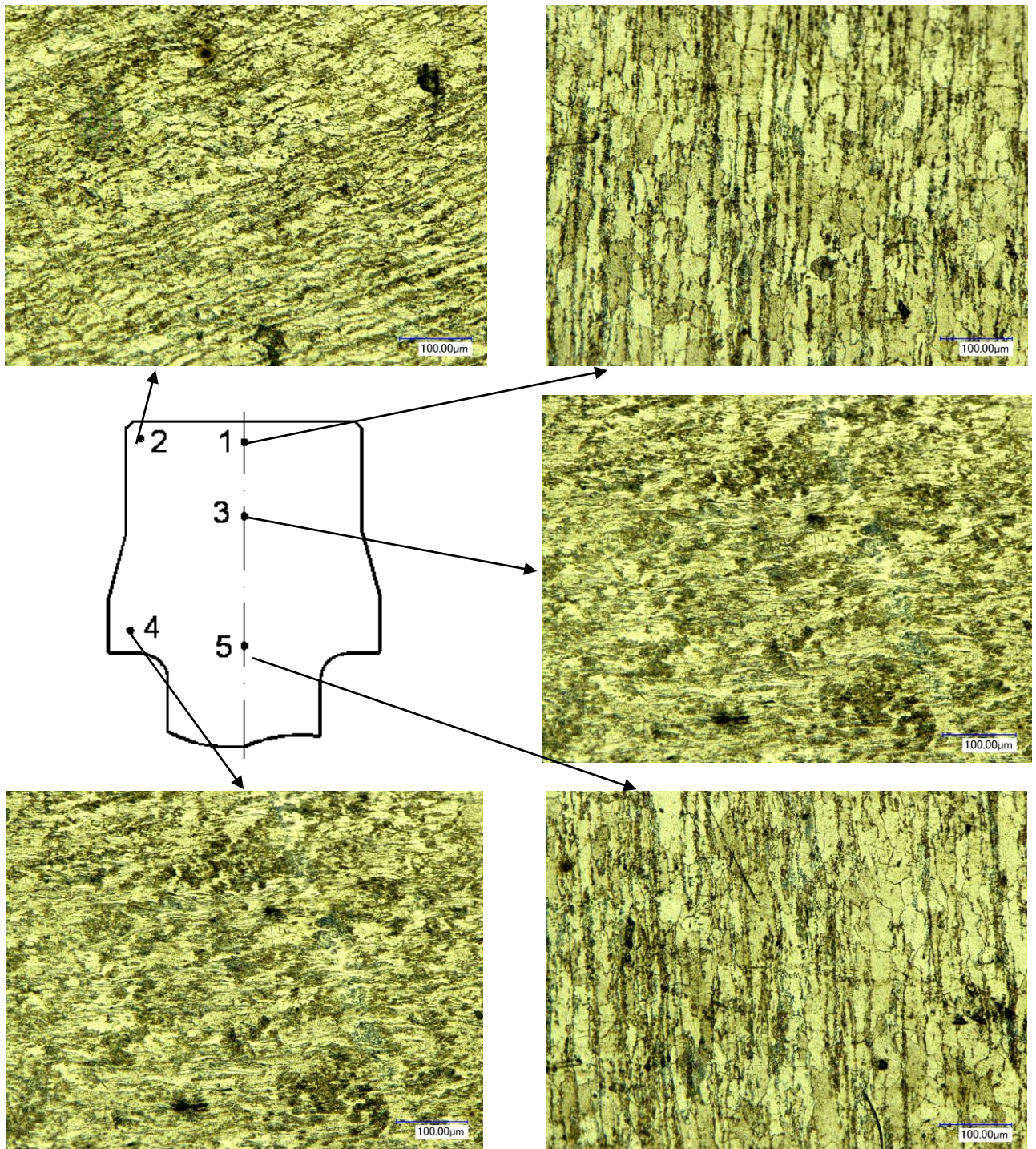


Рисунок 4.10 – Микроструктуры стали 20Г2Р в исследуемых зонах заготовки 3-го перехода

На 4-м переходе (рисунок 4.11) выполняется формовка наружного волнистого профиля с окончательной формовкой фланца, в объеме которого располагаются 2-я и 4-я зоны. Им соответствуют наибольшая итоговая степень деформации, имеющая соответственно значения $e_i^2 = 1,3$ и $e_i^4 = 1,3$. Наименьшая итоговая степень деформации $e_i^1 = 1,3$ соответствует 1-й зоне. 3-я и 5-я зоны имеют промежуточные значения $e_i^3 = 1,3$ и $e_i^5 = 1,3$.

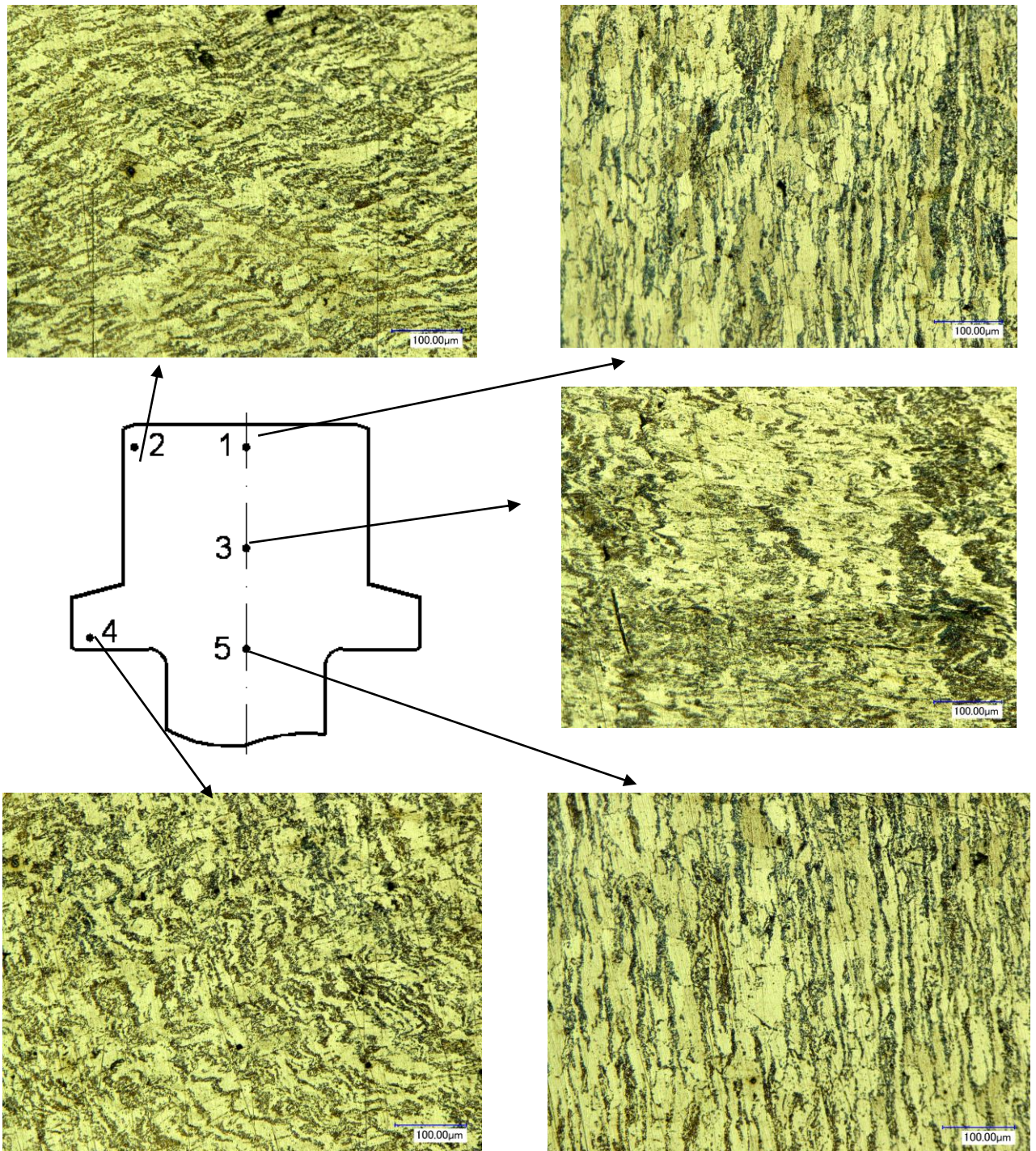


Рисунок 4.11 – Микроструктуры стали 20Г2Р в исследуемых зонах заготовки 4-го перехода

Анализ микроструктуры в выделенных зонах показал, что с изменением степени деформации $\varepsilon_{\text{ЭК}}$ относительный размер перлитной составляющей m изменяется.

В 1-й зоне на 1-м и 2-м переходах деформация практически отсутствует и относительный размер зерна $m = 2,65 \div 2,52$ практически не изменяется по сравнению с исходным значением. На 3-м переходе при обжатии диаметра происходит уменьшение длины зерна до относительного размера $m = 1,86$ при $\varepsilon_{\text{ЭК}} = 0,6$, а на 4-м переходе оно вновь увеличивается до относительного размера $m = 2,69$.

Во 2-й зоне на 2-м переходе в зоне при формовке верхних углов уменьшение относительного размера зерна максимально и имеет значение $m = 0,92$. На 3-м переходе при преобладании обратного выдавливания имеет место резкое увеличение размера зерна до значения $m = 2,47$, которое в дальнейшем на 4-м переходе вновь уменьшается до значения $m = 1,13$.

В 3-й зоне, в центре осаживаемой головки, на 1-м и 2-м переходах зерно деформируется перпендикулярно продольной оси изделия и относительный его размер уменьшается до значений: $m = 1,86$ при $\varepsilon_{\text{ЭК}} = 0,4$ и $m = 1,15$ при $\varepsilon_{\text{ЭК}} = 0,4$. В последующих двух переходах, когда преобладает радиальное обжатие, относительный размер зерна увеличивается соответственно до значений $m = 1,44$ и $m = 1,94$.

В 4-й зоне, соответствующей нижнему внешнему углу, на всех переходах происходит уменьшение относительного размера зерна до значений $m = 0,93-1,1$, при этом меньшее значение соответствует второму переходу.

В 5-й зоне на 1-м переходе зерно изменяется до относительного размера $m = 2,12$ и остается неизменным на 2-м и 3-м переходах и лишь на последнем переходе происходит увеличение длины зерна до величины чуть большей исходной.

Приведенные данные указывают на влияние преобладающей схемы деформации: осадки или растяжения – на размер зерна.

Изменение структурно-механических характеристик и плотности сталей 10 и 20Г2Р при многоэтапном холодном деформировании позволили сделать следующие обобщения:

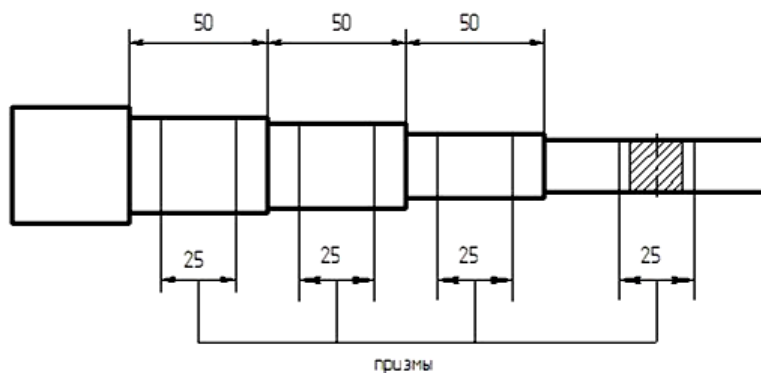
- показатели прочности в виде значений микротвердости имеют постоянное увеличение с повышением степени деформации; к примеру, для стали 10 максимальное упрочнение ($HV = 215$) соответствует зонам 1 и 4 операционных заготовок, имеющих максимальную степень деформации ($e_i = 2,86$) и минимальную плотность $\rho_M = 7,81 \text{ г/см}^3$;
- средняя площадь (величина) зерна с повышением степени деформации уменьшается.

4.2 Горячее дробное деформирование стали аустенитного класса 12X18Н10Т

Результаты исследований включили определение величина зерна стали аустенитного класса 12X18Н10Т в исследуемых зонах поперечных сечений ступеней заготовки (рисунок 4.12) при деформировании и после подогревов [164,165].



а



б

Рисунок 4.12 – Фотография (а) и эскиз ступенчатой заготовки (б)

Микроструктура исходного материала – горячекатаного проката (рисунок 4.13 *а*) состоит из равноосных однородных зерен (средняя площадь $a \sim 375 \text{ мкм}^2$, средний диаметр $d_m^{cp} \sim 20 \text{ мкм}$), форма и величина которых не изменилась без деформирования при нагреве $(950 \div 1150)^\circ\text{C}$ в течение 1 часа (рисунок 4.13 *б*).

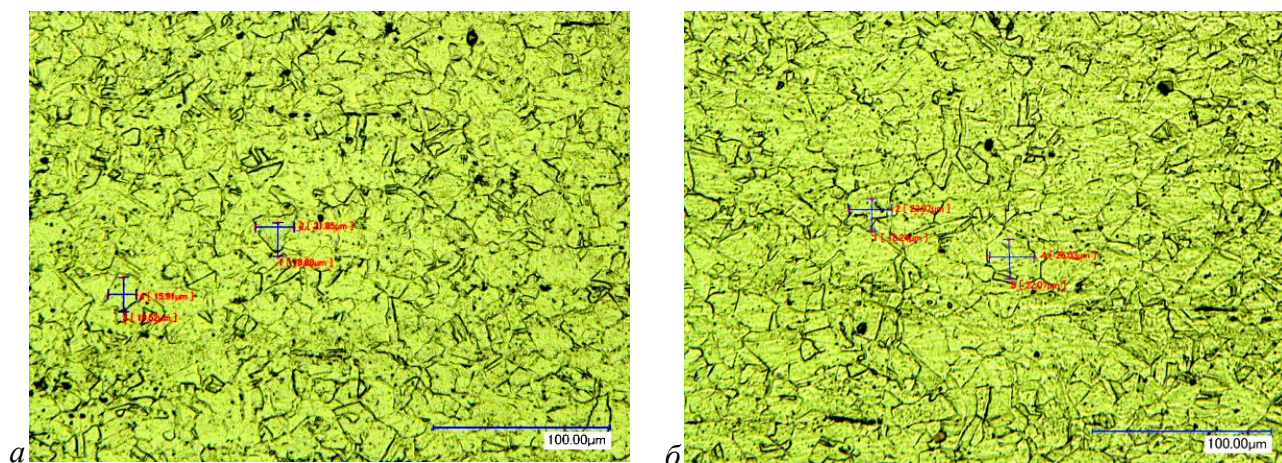


Рисунок 4.13 – Микроструктура горячекатаного проката стали X18N10T:

а – состояние поставки; *б* – недеформированная после 3-х подогревов

1-я ступень (43 мм × 50 мм, уков $y_1 = 1,31$, относительное удлинение $\epsilon_{l_1} = 0,32$).

Микроструктура материала при деформировании приведена на рисунке 4.14.

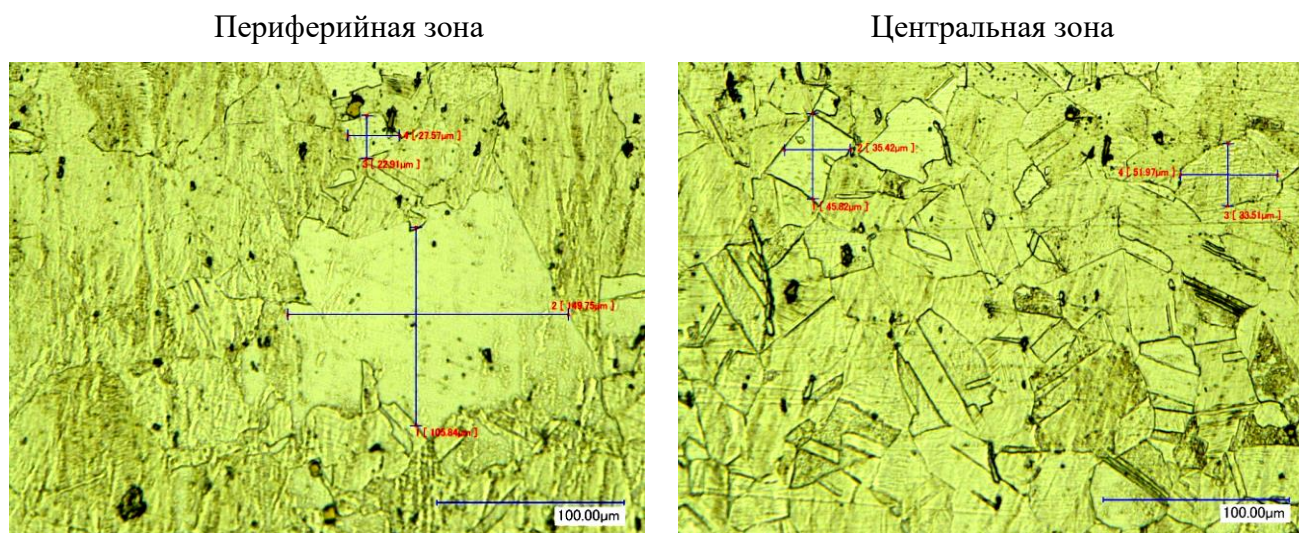


Рисунок 4.14 – Микроструктура стали X18N10T *1-й* ступени при деформировании

Периферийные слои имеет крупные неравноосные зерна с двойниками, $d_m^{max} = 120 \text{ мкм}$ ($a \sim 14400 \text{ мкм}^2$). Микроструктура центральных слоев

представляет собой зерна с двойниками в виде многогранников с прямыми границами, средняя величина имеет значение $d_m^{cp} = 42 \text{ мкм}$ ($a \sim 1750 \text{ мкм}^2$).

Микроструктура материала 1-и степени заготовки приведена на рисунке 4.15. В периферийных слоях сечения наблюдается рост зерна, максимальная величина которого составляет $d_m^{cp} = 340 \text{ мкм}$ ($a \sim 120000 \text{ мкм}^2$).

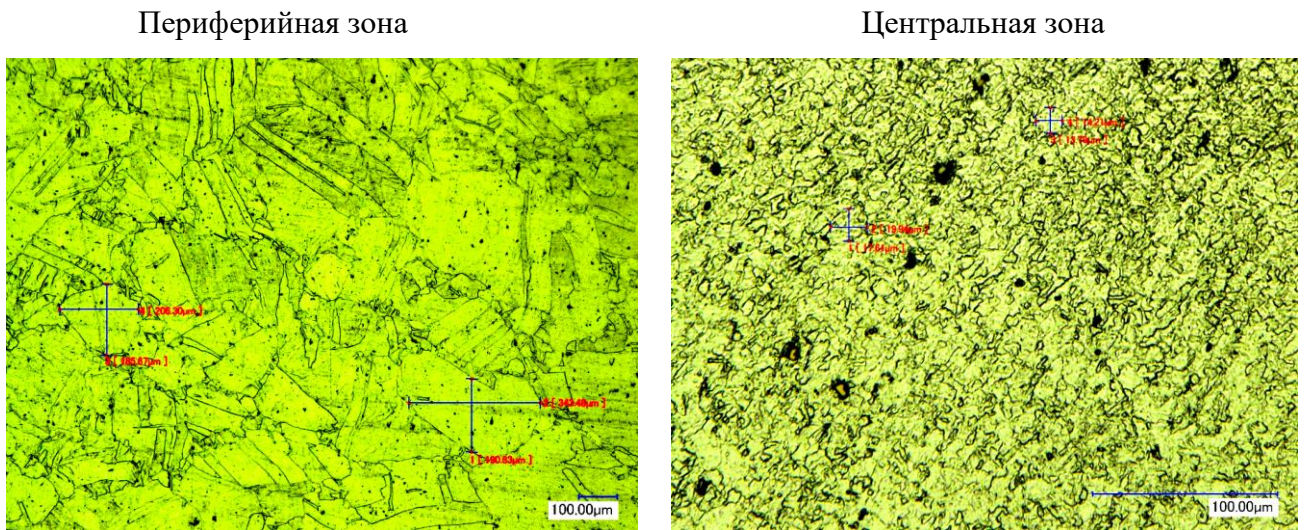


Рисунок 4.15 – Микроструктура стали X18N10T 1-и степени заготовки

2-я ступень (36 мм × 36 мм, уков $y_2 = 1,65$, относительное удлинение $\epsilon_{l_2} = 0,67$).

Микроструктура материала при деформировании (рисунок 4.16) в периферийных слоях характеризуется большими зернами величиной $d_m^{max} = 85 \text{ мкм}$ ($a \sim 7200 \text{ мкм}^2$), вокруг которых располагаются малые зерна.

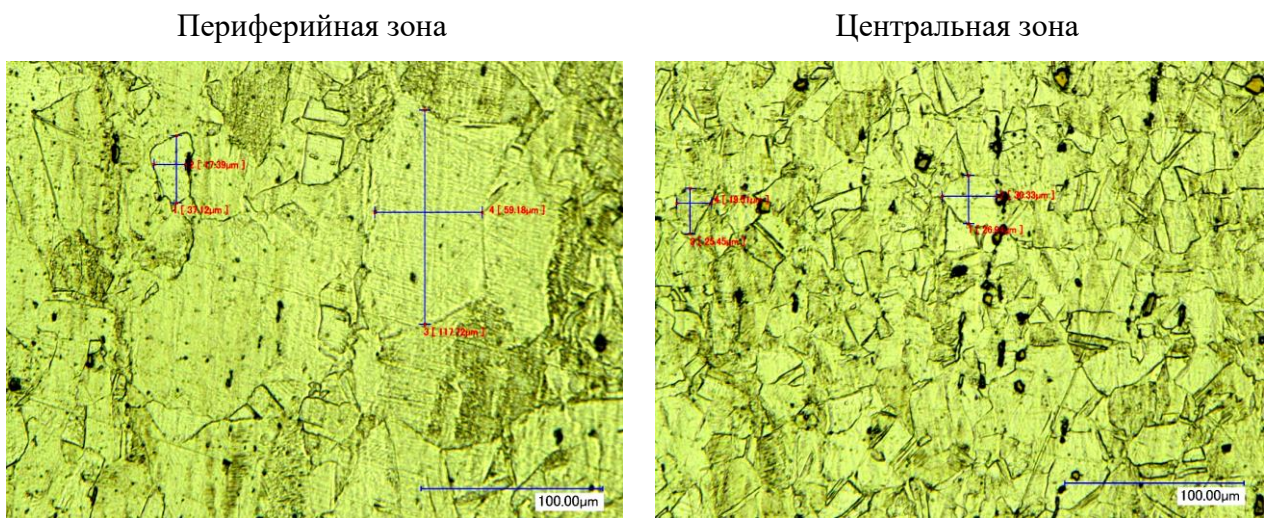


Рисунок 4.16 – Микроструктура стали X18N10T 2-й степени при деформировании

Микроструктура центральных слоев имеет неоднородные зерна с двойниками в виде многогранников с прямыми границами $d_m^{cp} = 32 \text{ мкм}$ ($a = 1050 \text{ мкм}^2$).

Микроструктура материала 2-и степени заготовки приведена на рисунке 4.17. Микроструктура периферийных слоев характеризуется наличием отдельных крупных зерен величиной $d_m^{cp} = 450 \text{ мкм}$ ($a \sim 200000 \text{ мкм}^2$). Микроструктура центральных слоев наблюдается в виде непрерывных цепочек новых зерен.

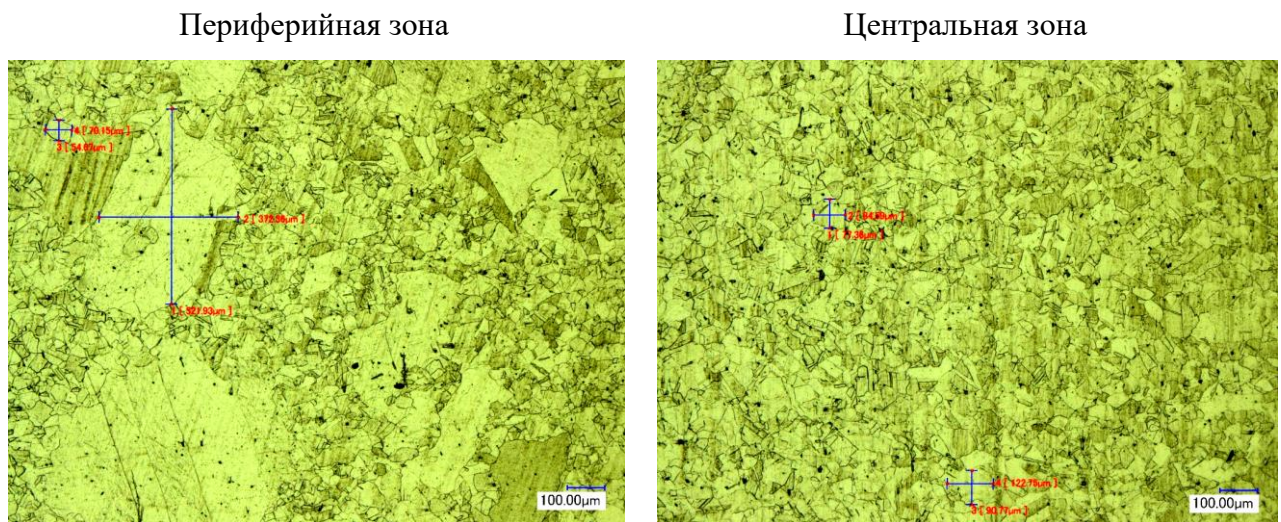


Рисунок 4.17 – Микроструктура стали X18N10T 2-и степени заготовки

3-я ступень (32 мм × 34 мм, уков $u_3 = 1,19$, относительное удлинение $\epsilon_{l_3} = 0,19$).

Микроструктура материала при деформировании приведена на рисунке 4.18.

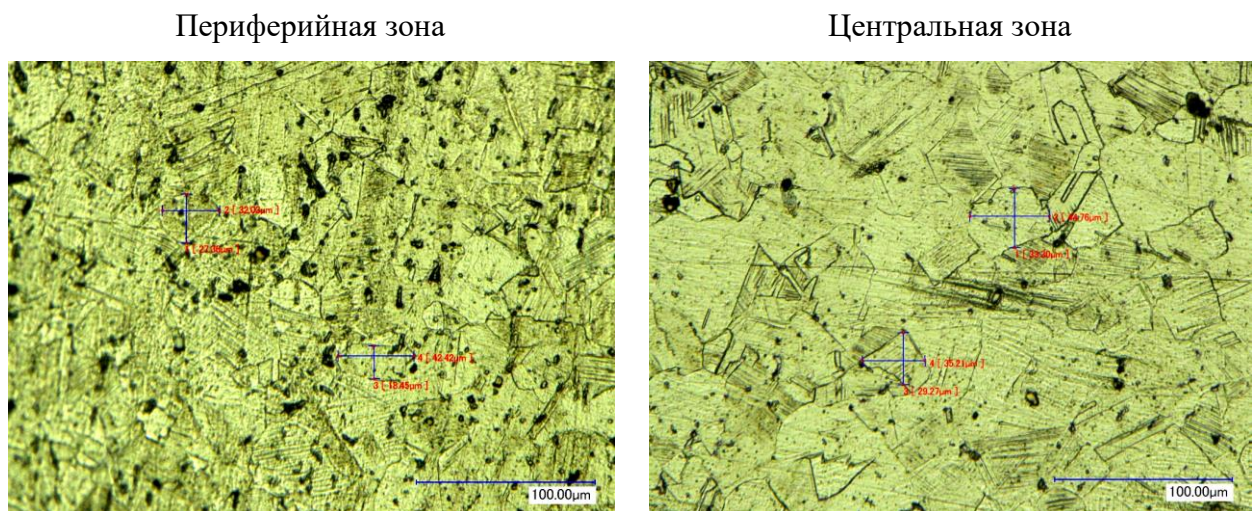


Рисунок 4.18 – Микроструктура стали X18N10T 3-и степени при деформировании

Периферийные слои характеризуются большими зернами величиной $d_m^{max} = 27$ мкм ($a \sim 800$ мкм²), вокруг которых располагаются малые зерна. Микроструктура центральных слоев имеет неоднородные зерна с двойниками в виде многогранников с прямыми границами $d_m^{cp} = 34$ мкм ($a \sim 1200$ мкм²).

Микроструктура материала 3-и степени заготовки приведена на рисунке 4.19. По всему сечению сформировалась одинаковая микроструктура с величиной зерна $d_m^{cp} = 35$ мкм ($a \sim 1200$ мкм²), которая меньше чем на второй степени.

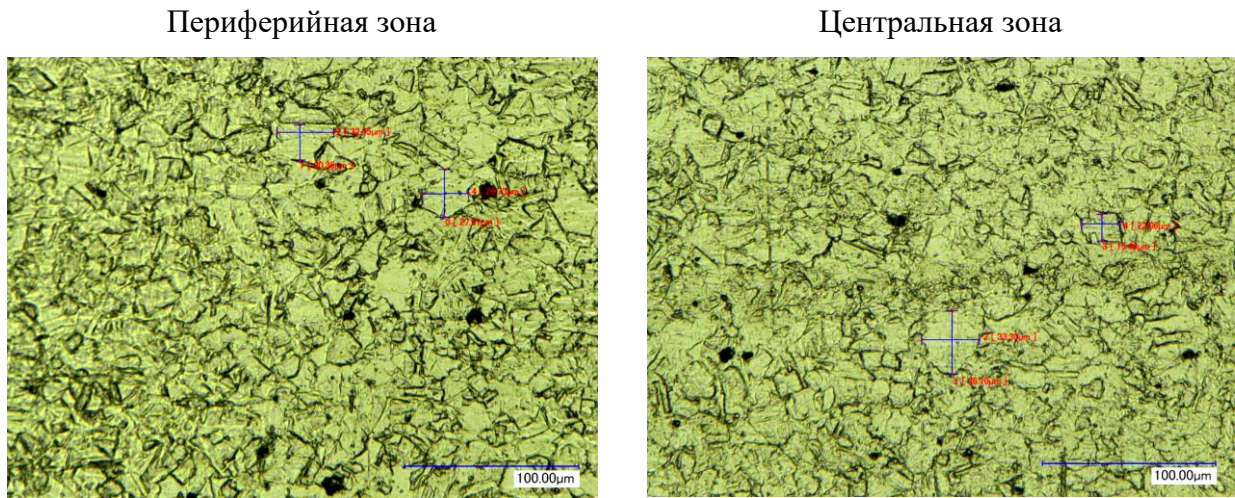


Рисунок 4.19 – Микроструктура стали X18N10T 3-и степени заготовки

4-я степень (22 мм × 24 мм, уков $y_1 = 2,06$, относительное удлинение $\epsilon_{l_1} = 1,12$).

Микроструктура материала при деформировании приведена на рисунке 4.20.

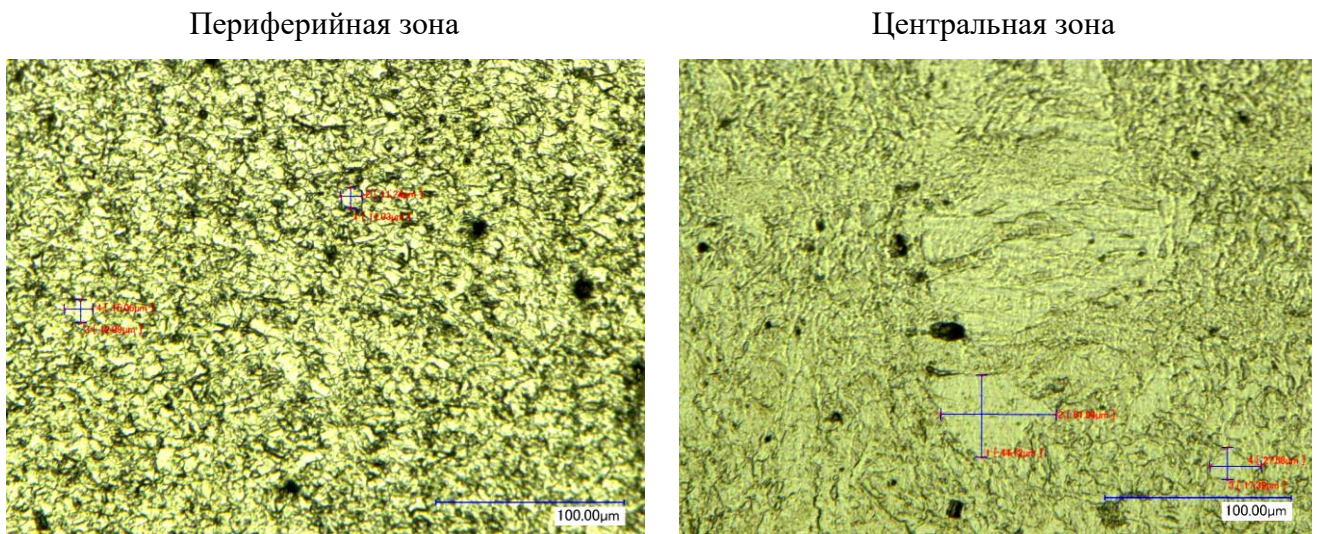


Рисунок 4.20 – Микроструктура стали X18N10T 4-и степени заготовки

Микроструктура периферийных и центральных слоев представляет собой равноосные однородные зерна с наименьшим размером $d_m \sim 20$ мкм, средняя площадь которого составила $a \sim 375$ мкм², и что соответствует величине исходного недеформированного зерна.

Оценка упрочнения материала в зависимости от степени обжатия и величины рекристаллизованного зерна, проведенная через замеры твердости ступеней поковки, дала следующие результаты. Первые три ступени поковки имели меньшую твердость по сравнению с твердостью недеформированного материала после 3-х подогревов. По ходу изготовления первых двух ступеней произошло снижение твердости по краю поперечных сечений от 61 до 49 HRA, по центру от 63 до 48 HRA. На третьей ступени, обжатой с величиной укова $u_3 = 1,22$, твердость материала повысилась и достигла по всему сечению значения 54 HRA, на четвертой, при укове $u_4 = 2,5$, превысила твердость недеформированного материала и составила 63 HRA.

Анализ изменения величины зерна материала от накопленной степени деформации при деформирования и в изготовленной ступенчатой заготовке позволил сделать следующее обобщение:

- интенсивность динамической и статической рекристаллизация немонотонно изменяется и зависит от накопленной степени деформации и величины зерна материала на предыдущем этапе деформирования.

4.3 Двухосное растяжение методом выпучивания мембран тонколистовых титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6С в условиях холодного, теплого и горячего деформирования

Двухосное растяжение в интервале температур $(20 \div 900)$ °С и скоростей деформации $(10^{-1} \div 10^{-3})$ с⁻¹ титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6С проводилось методом выпучивания мембран с применением разработанного устройства,

конструкция приведена в главе 6. Для сравнения проводились испытания на одноосное растяжение.

Температурно-скоростные зависимости пластичности

По результатам испытаний, приведенных в п.3.3, построены диаграммы «истинное напряжение – истинная деформация» (рисунок 4.21) и температурные и скоростные зависимости пластичности (рисунки 4.22 и 4.23) [166,167].

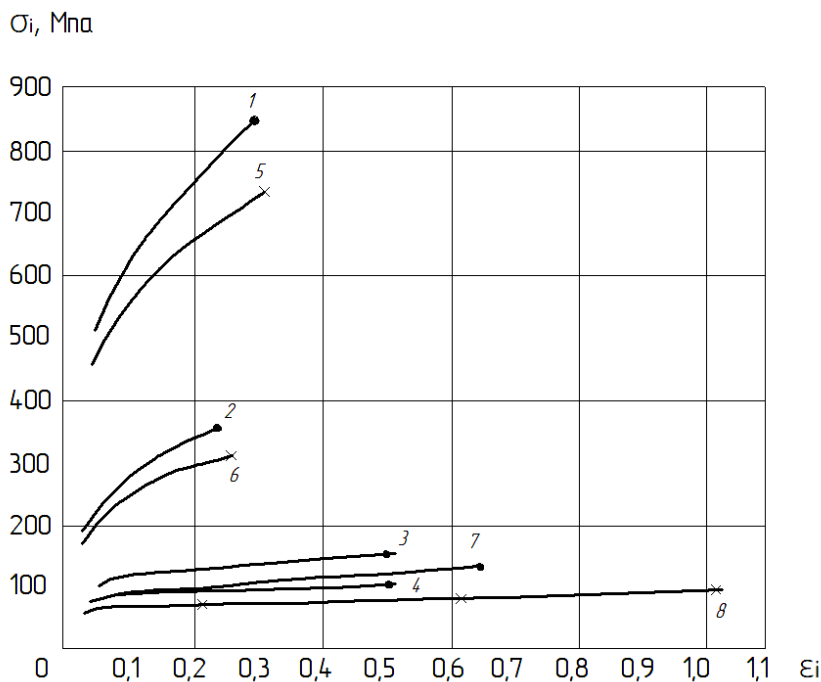


Рисунок 4.21 –
Зависимости «истинное
напряжение σ_i – истинная
деформация ε_i » при
двухосном растяжении
сплава ОТ4-1 при условиях:
скорость деформации:
 $\dot{\varepsilon} = 4,5 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ (1, 3, 5, 7);
 $\dot{\varepsilon} = 3,4 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (2, 4, 6, 8);
температура $^{\circ}\text{C}$:
1, 2 – 20; 3, 4 – 500;
5, 6 – 600; 7, 8 – 700

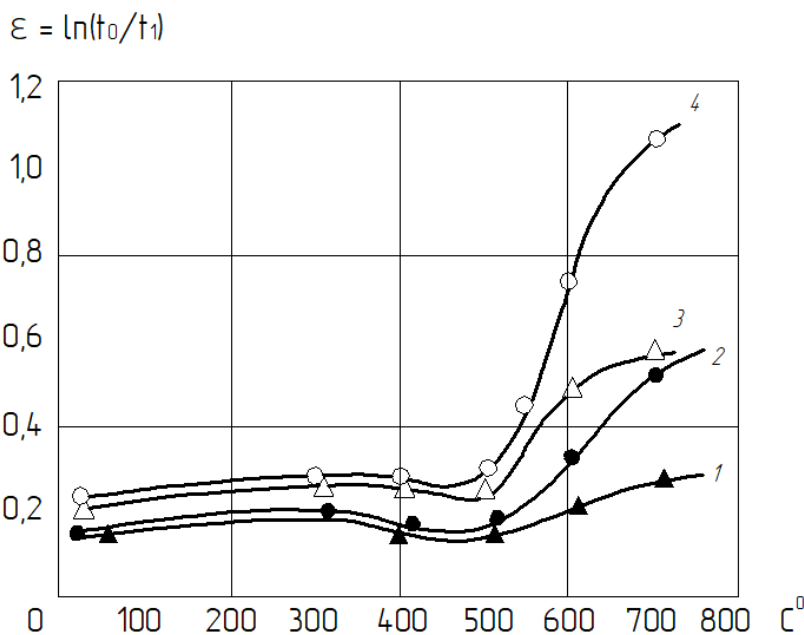


Рисунок 4.22 –
Температурные зависимости
степени деформации ε при
двухосном растяжении
титановых сплавов ОТ4-1 (○,
△) и ВТ6С (●, ▲) при
скоростях деформации:
(○, ●) – $\dot{\varepsilon} = 4,5 \times 10^{-3}$; (●, ▲) –
 $\dot{\varepsilon} = 5 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$

$$\varepsilon = \ln(F_0/F_1)$$

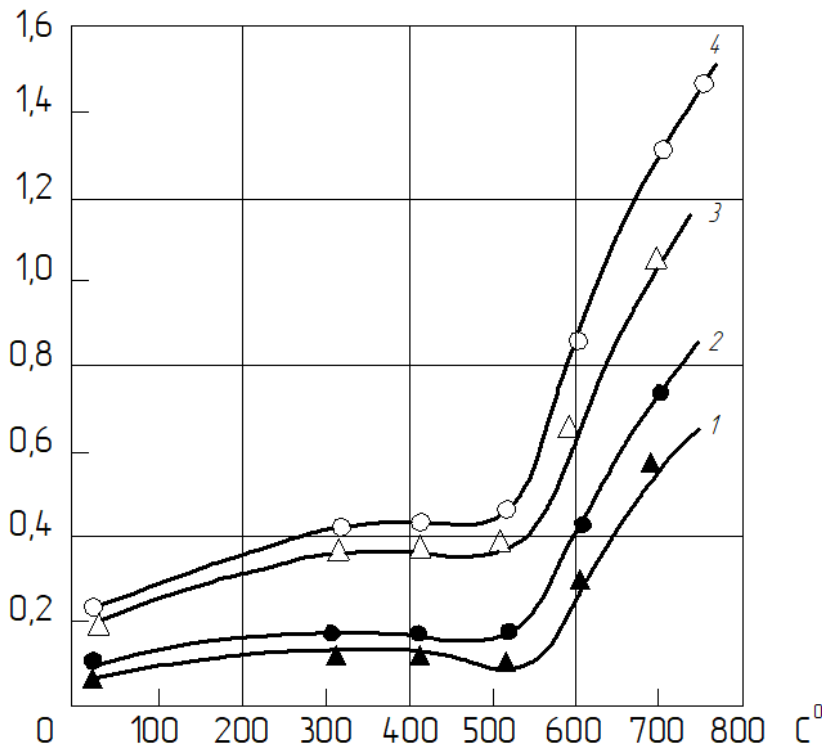


Рисунок 4.23 – Температурные зависимости степени деформации ε при одноосном растяжении титановых сплавов ОТ4-1 (\circ , \triangle) и ВТ6С (\bullet , \blacktriangle) при скоростях деформации:
 (\circ, \bullet) – $\dot{\varepsilon} = 3,4 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$; $(\bullet, \blacktriangle)$ – $\dot{\varepsilon} = 4,5 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$

Температурные зависимости пластичности имеют вид немонотонных кривых. С ростом жесткости напряженного состояния пластичность снижается при всех температурах и скоростях деформации. Для сплава ОТ4-1 увеличение жесткости с $\Pi = 1$ до $\Pi = 2$ при скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 4 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ и температуре 20°C снижает пластичность в 1,4 раза. Увеличение температуры до 700°C вызывает рост пластичности при $\Pi = 1$ в 8 раз, при $\Pi = 2$ в 5 раз.

При исключении зоны динамического деформационного старения температурные зависимости пластичности можно представить в координатах θ (гомологическая температура)

$$\theta = \frac{T_{\text{опытаК}}}{T_{\text{плК}}}, \quad (3.4)$$

а наклон кривых – температурного показателя пластичности β_ψ

$$\beta_\psi = \frac{\varepsilon_{\psi_2} - \varepsilon_{\psi_1}}{\theta_2 - \theta_1} \quad (3.5)$$

Рассчитанные значения температурного показателя пластичности сплавов ОТ4-1 и ВТ6С приведены в таблице 3.3.

Таблица 4.3 – Температурный показатель пластичности при различных скоростях деформации и схемах напряженного состояния

Марка сплава	Скорость деформации, с ⁻¹	β_ψ	
		$\Pi = 1$	$\Pi = 2$
ОТ4-1	$3,4 \times 10^{-3}$	8,8	7,6
	$4,5 \times 10^{-2}$	6,9	2,85
ВТ6С	$3,4 \times 10^{-3}$	5,33	3,8
	$4,5 \times 10^{-2}$	3,9	1,71

Скоростная зависимость пластичности представляется показателем n_ψ

$$n_\psi = \frac{\varepsilon_{\psi_2} - \varepsilon_{\psi_1}}{\lg \dot{\varepsilon}_2 / \dot{\varepsilon}_1}, \quad (4.6)$$

где $\dot{\varepsilon}_2 > \dot{\varepsilon}_1$, $\varepsilon_{\psi_2} > \varepsilon_{\psi_1}$.

Построенные скоростные зависимости показателя n_ψ сплавов ОТ4-1 (1, 2) и ВТ6С для двухосного растяжения ($\Pi=2$) и одноосного растяжения ($\Pi=1$) в интервале температур (20÷800) °С (рисунок 4.24) имеют подобие с температурными зависимостями предельной пластичности (рисунки 4.22 и 4.23), в том числе для температур свыше 500 °С, где наблюдается немонотонность зависимостей.

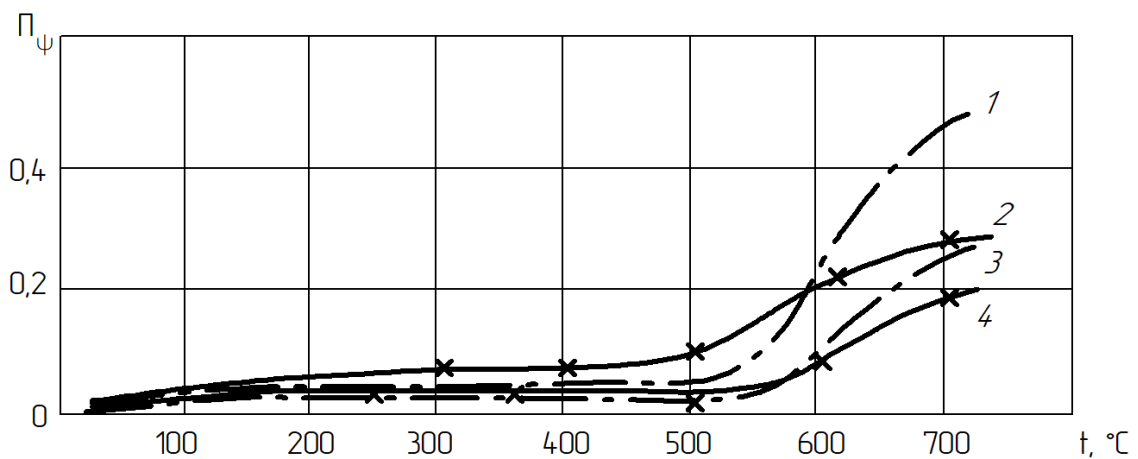


Рисунок 4.24 – Температурно-скоростные зависимости пластичности $n_\psi(t)$ сплавов ОТ4-1 (1, 2) и ВТ6С (3, 4) от показателя напряженного состояния Π :
1, 2 – двухосное растяжение ($\Pi=2$); 3, 4 – одноосное растяжение ($\Pi=1$)

Сравнение полученных результатов с данными испытаний, полученных при растяжении образцов с надрезами в работах Спиридоновой, показали уменьшение значений предельной пластичности. К примеру, при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ и температуре $700 \text{ }^{\circ}\text{C}$ уменьшение пластичности составило 1,8 раза, при $600 \text{ }^{\circ}\text{C}$ соответственно 1,2 раза, при $20 \text{ }^{\circ}\text{C}$ соответственно 1,05. Объяснением полученных результатов, является смягчение схемы напряженного состояния в надрезе растягиваемого образца с увеличением температуры и, как следствие, увеличение значения пластичности.

Результаты структурных исследований

Металлографический анализ [168,169] проводился на материале, деформированном при температурах, которым соответствуют характерные участки зависимостей предельной деформации (таблица 4.4). Характерной особенностью изменения мелкозернистой структуры титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6С является появление пористости. Тенденция развития пористости зависит от температуры, скорости деформации и схемы напряженного состояния. К примеру (рисунок 4.25) для микроструктуры титанового сплава ОТ4-1 при температуре $750 \text{ }^{\circ}\text{C}$ и скорости деформации $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ характерно появление пористости только при двухосном растяжении.

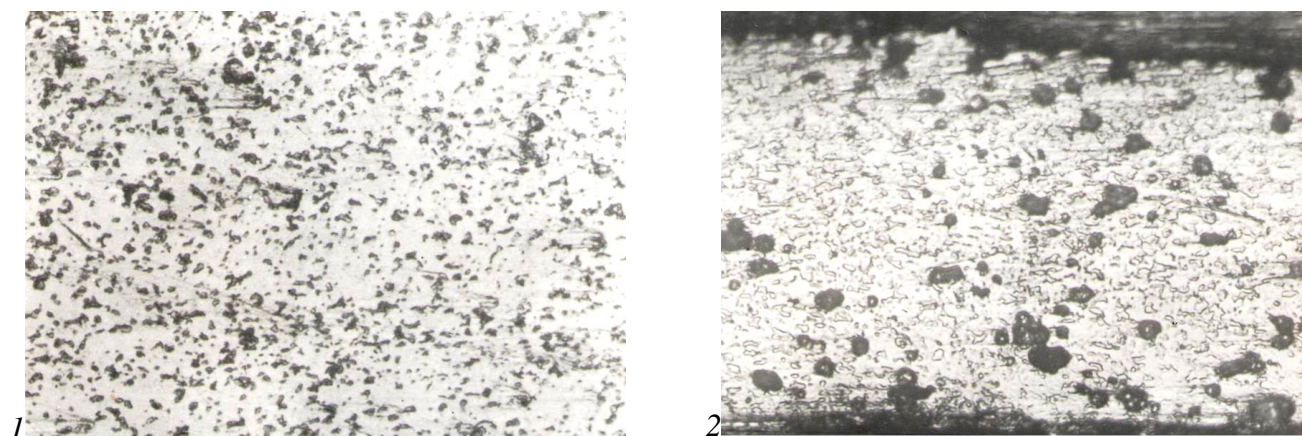


Рисунок 4.25 – Микроструктура титанового сплава ОТ4-1 ($\times 340$) при температуре $750 \text{ }^{\circ}\text{C}$, скорости деформации $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$: 1 – одноосное растяжение; 2 – двухосное растяжение

Достоверность качественной оценки развития поврежденности в зависимости от условий деформации подтверждалась ее статистическим обсчетом [110,170].

Результаты фрактографических исследований

Качественный анализ микроструктуры включил в себя оценку характера формирующегося деформационного рельефа. Механизмы разрушения определялись анализом картин изломов (Приложение 3, рисунки 1-16) с использованием методов макро ($\times 5$) и микрофрактографии ($\times 1400$) [171,172]. Для примера, фотографии вязких изломов титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6С приведены на рисунках 4.26 и 4.27. Для титанового сплава ОТ4-1 обобщенные данные по типу разрушения и микроструктурным характеристикам в зависимости от режима деформирования приведены в таблице 4.4.

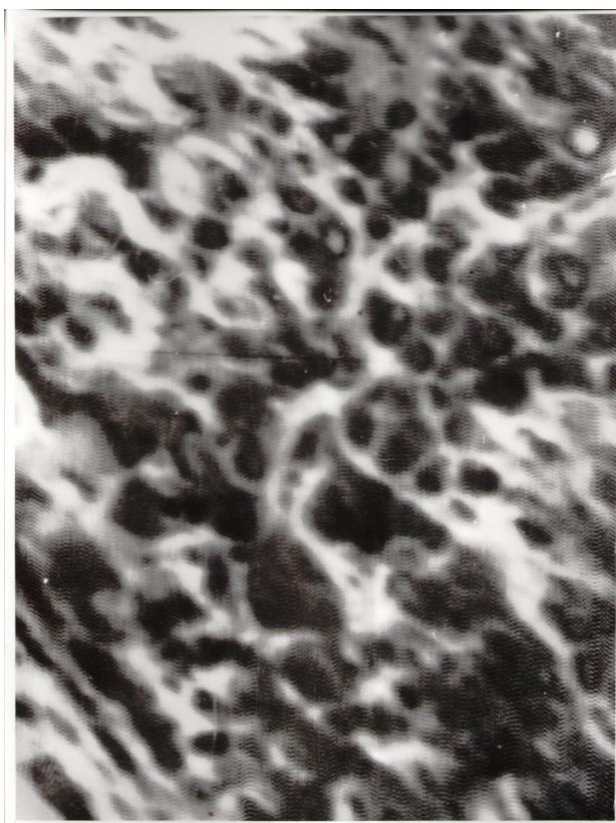


Рисунок 4.26 – Фотография излома титанового сплава ОТ4-1: 750 °С ; скорость деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, двухосное растяжение ($\times 1400$)

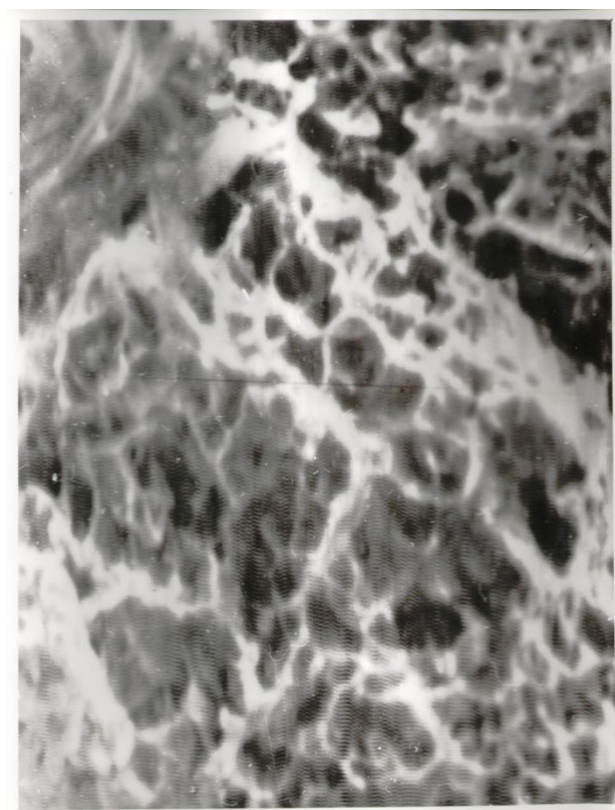


Рисунок 4.27 – Фотография излома титанового сплава ОТ4-1: 750 °С ; скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,1 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, одноосное растяжение ($\times 1400$)

Количественная оценка развития повреждаемости, включившая статистику плотности микротрещин в сечениях образцов и плотности чашечек на поверхности вязких изломов, приведена в таблице 4.5

Плотность чашечек определялась исходя из их среднего размера, который рассчитывался по методу наименьших квадратов исходя из распределения чашечек по размерам на поверхности изломов. Зависимости распределения плотности чашечек на поверхностях изломов титанового сплава ОТ4-1 для одноосного и двухосного растяжения при скоростях деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ и $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ приведены на рисунках 37 - 39 Приложения 3. При подсчете плотности чашечек учитывалось, что их число на поверхности вязких изломов совпадает с числом микротрещин в сечениях образцов с точностью до множителя $0,3 \div 0,5$ [168,169].

По результатам исследований сделаны следующие выводы:

1. Температурные зависимости предельной деформации титановых сплавов при двухосном растяжении подобны зависимостям при одноосном растяжении, пластичность незначительно повышается до температуры $400 \text{ }^{\circ}\text{C}$, не меняется в зоне динамического деформационного старения ($400 \div 500$) $^{\circ}\text{C}$ и далее интенсивно возрастает до температур ($750 \div 800$) $^{\circ}\text{C}$.
2. Пластичность титановых сплавов понижается при увеличении жесткости напряженного состояния при всех температурах и скоростях деформации.
3. Значение пластичности, полученное на опытах образцов с надрезом, не показывает истинное значение ресурса пластичности, а является завышенным.
4. Характерной особенностью изменения мелкозернистой структуры титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6С является появление пористости. Момент ее появления и тенденция развития зависит от температуры, скорости деформации и схемы напряженного состояния.

Таблица 4.4 – Режимы испытания, микроструктурные характеристики и тип разрушения титанового сплава ОТ4-1, л.0,3 [151]

Скорость деформации $\dot{\varepsilon}$, с ⁻¹	Показатель напряженного состояния П	Температура испытания, °С	Величина предельной деформации $\varepsilon^{\text{пред.}}$	Микроструктурные характеристики	Тип разрушения
$\dot{\varepsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3}$	П = 1	20÷500	0,3÷0.7	Механизм деформации – термически активируемое дислокационное скольжение и двойникование	Квазискол
– " –	П = 1	500÷700	0,7÷2.6	Механизм деформации – совокупность действия ЗГП, ВДС и ДП с преобладанием ЗГП. Межзеренная пористость с тенденцией уменьшения размера пор	Межзеренное разрушение – ямочный разрыв
– " –	П = 1	500÷750	0.3÷1,2	Механизм деформации – совокупность действия ЗГП, ВДС и ДП с преобладанием ЗГП. Межзеренная пористость с тенденцией уменьшения размера пор	Межзеренное разрушение – ямочный разрыв
– " –	П = 1	700÷750	2,6÷3.0	Механизм деформации – совокупность действия ЗГП, ВДС и ДП с преобладанием ЗГП.	Ямочный разрыв
– " –	П = 1	750÷800	2,6÷3,0	Механизм деформации – совокупность действия ЗГП, ВДС и ДП с преобладанием ЗГП. Пористость отсутствует	Разрушение по структурным границам
– " –	П = 1	800	3.0	Механизм деформации – совокупность действия ЗГП, ВДС и ДП с преобладанием ВДС. Наличие отдельных пор.	Разрушение по субструктурным границам

Продолжение таблицы 4.4

Скорость деформации $\dot{\epsilon}$, с^{-1}	Показатель напряженного состояния П	Температура испытания, $^{\circ}\text{C}$	Величина предельной деформации $\epsilon^{\text{пред}}$	Микроструктурные характеристики	Тип разрушения
$\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3}$	П = 2	750	1,2	Механизм деформации – ЗГП, ВДС и ДП. Пористость имеет тенденцию к уменьшению	Ямочный разрыв + разрушение по субструктурным границам
$\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2}$	П = 1 П = 2	20÷500 20÷550	0,3÷0.6 0,15÷0.3	Механизм деформации – термически активируемое дислокационное скольжение и двойникование	Квазискол
$\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2}$	П = 1 П = 2	500÷750 550÷750	0,6÷1,6 0,3÷0.6	Механизм деформации – совокупность действия ЗГП, ВДС и ДП с преобладанием ЗГП. Межзеренная пористость	Межзеренное разрушение – ямочный разрыв
$\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2}$	П = 1 П = 2	750	1.6	Механизм деформации – совокупность действия ЗГП, ВДС и ДП с преобладанием ЗГП. Пористость отсутствует	Ямочный разрыв + разрушение по субструктурным границам

Продолжение таблицы 4.5

№ п/п	Материал и толщина	Скорость деформации $\dot{\varepsilon}$, с ⁻¹	Показатель напряженного состояния П	Температура испытания, °С	Число чашечек в изломе, мм	Средний размер чашечек, мкм	Максимальный размер чашечек, мкм	Время роста макротрещин	Вероятность действительной доли чашечек на поверхности излома, %	Число микротрещин в сечении	Средний размер макротрещин	Максимальный размер микротрещин
12	ОТ4-1 л.0,3	$3,8 \cdot 10^{-2}$	— " —	770	7233	7,6	13,5	0,23	$0,12 \pm 0,01$			
13	— " —	$2,8 \cdot 10^{-2}$	— " —	700	16116	2,44	8,8	0,49	$0,10 \pm 0,01$	10887	2,5	7,2
14	— " —	$3,7 \cdot 10^{-2}$	— " —	600	14694	2,07	3,44	0,25	$0,07 \pm 0,01$	16320	2,5	7,2
15	— " —	$4,5 \cdot 10^{-2}$	— " —	750	7262					13840	3,0	6

4.4 Горячая прокатка на клин полосовой заготовки рессорной стали 50ХГФА

Исследование стали 50ХГФА прокатанной полосовой заготовки на клин (рисунок 4.28 а) включило определение механических свойств, показателей сопротивления усталости и величины зерна, которое выполнялось на продольных и поперечных образцах [139,173-178]. Схема резки заготовки на образцы приведена на рисунке 4.28 б.

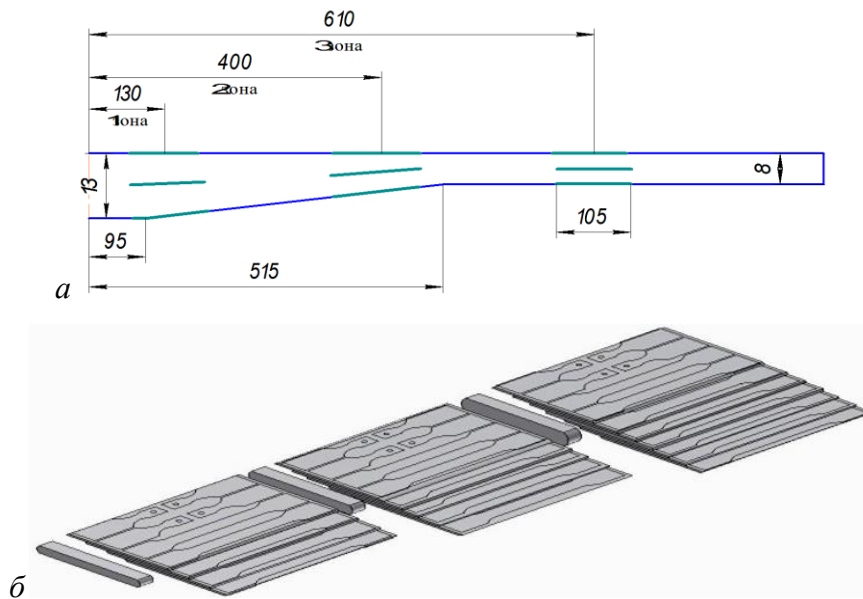


Рисунок 4. 28 – Эскиз, раскатанной на клин, заготовки (а) и схема резки участков (б) со степенями обжатия 4, 23 и 40% на продольные и поперечные образцы

Механические испытания

По результатам замеров твердости материала в поперечных сечениях прокатанной полосы со степенями обжатия 4, 23 и 40% определены зоны одинаковой твердости (рисунки 4.29 – 4.35).



Рисунок 4.29 – Зоны поперечного сечения прокатанной полосы ($\epsilon_n = 4\%$) одинаковой твердости: 1 \approx 24...25 HRC; 2 \approx 25...26 HRC; 3 \approx 20...24 HRC

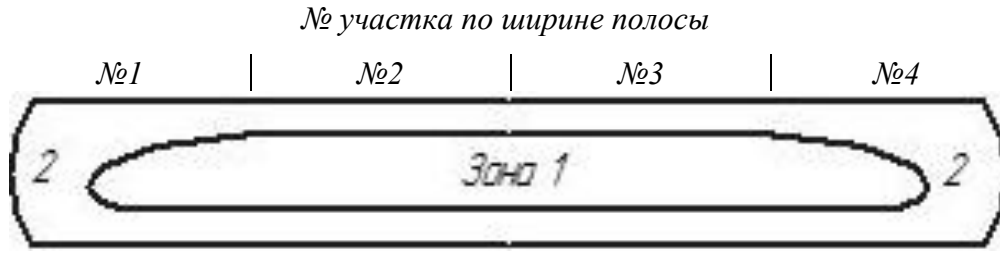


Рисунок 4.30 – Зоны поперечного сечения прокатанной полосы ($\epsilon_h = 23\%$) одинаковой твердости: 1 \approx 25...26 HRC; 2 \approx 22...25 HRC

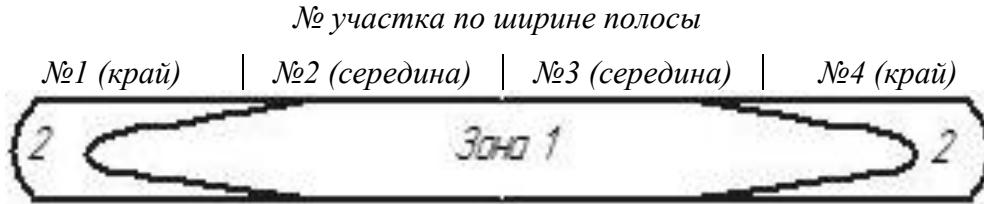


Рисунок 4.31 – Зоны поперечного сечения раскатанной полосы ($\epsilon_h = 40\%$) одинаковой твердости: 1 \approx 35...37 HRC; 2 \approx 32...35 HRC

На основании испытаний на одноосное растяжение послойных образцов участков №1 и №2 по ширине полосы, построены кривые упрочнения материала при степенях обжатия 23% и 40%. (рисунки 4.32 – 4.31).

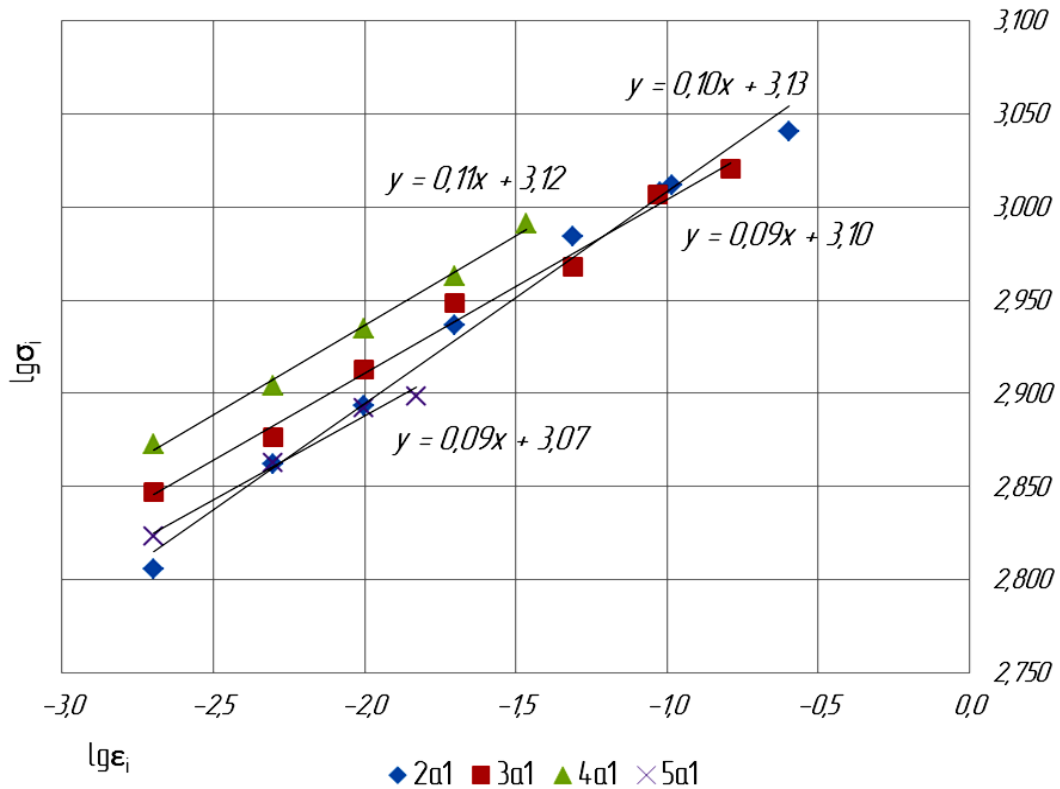


Рисунок 4.32 – Кривые упрочнения стали 50XГФА краевых образцов «a1» со степенью обжатия $\epsilon_h = 23\%$ (нумерация по первой цифре идет по слоям с поверхности прокатки)

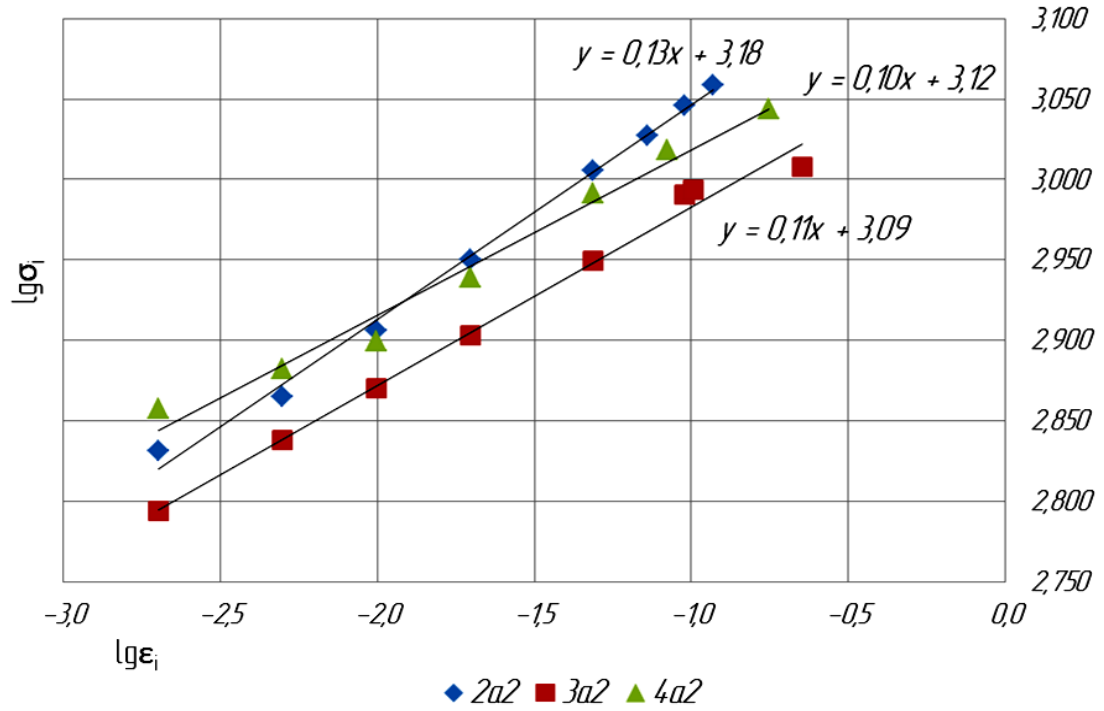


Рисунок 4.33 – Кривые упрочнения стали 50XГФА срединных образцов «а2» со степенью обжатия $\epsilon_h = 23\%$ (нумерация по первой цифре идет по слоям с поверхности прокатки)

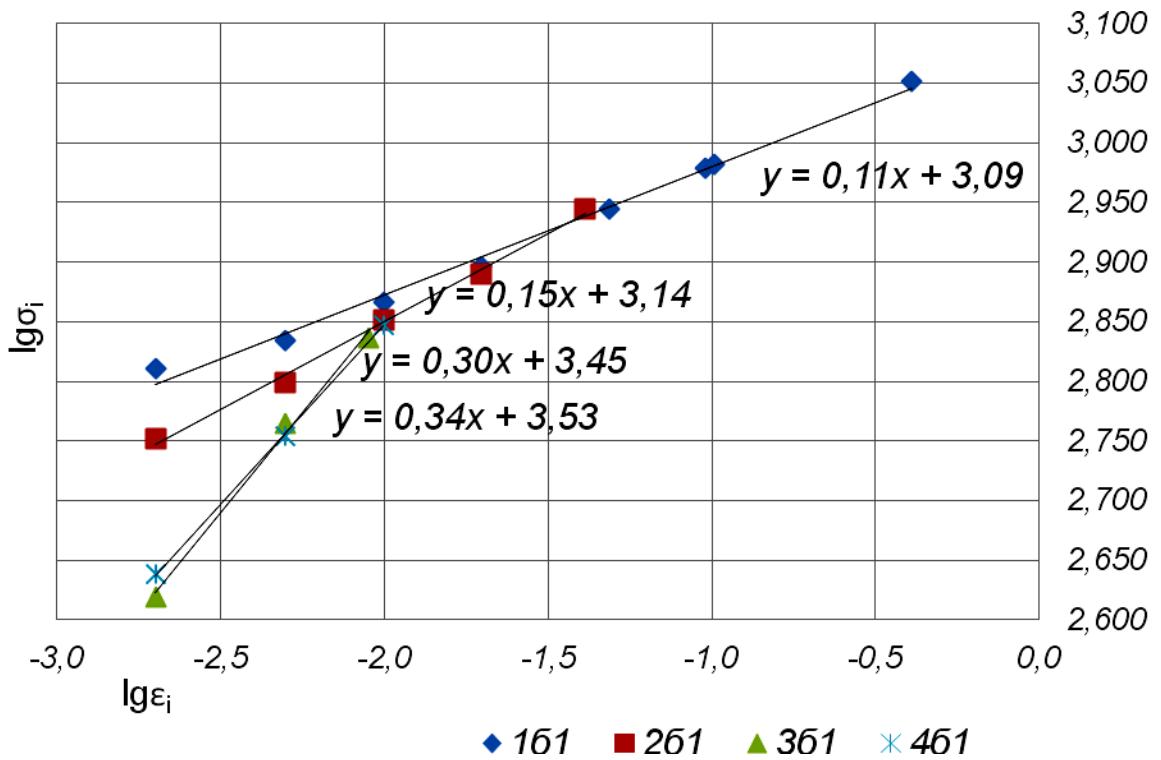


Рисунок 4.34 – Кривые упрочнения стали 50XГФА краевых образцов «б1» со степенью обжатия $\epsilon_h = 40\%$ (нумерация по первой цифре идет по слоям с поверхности прокатки)

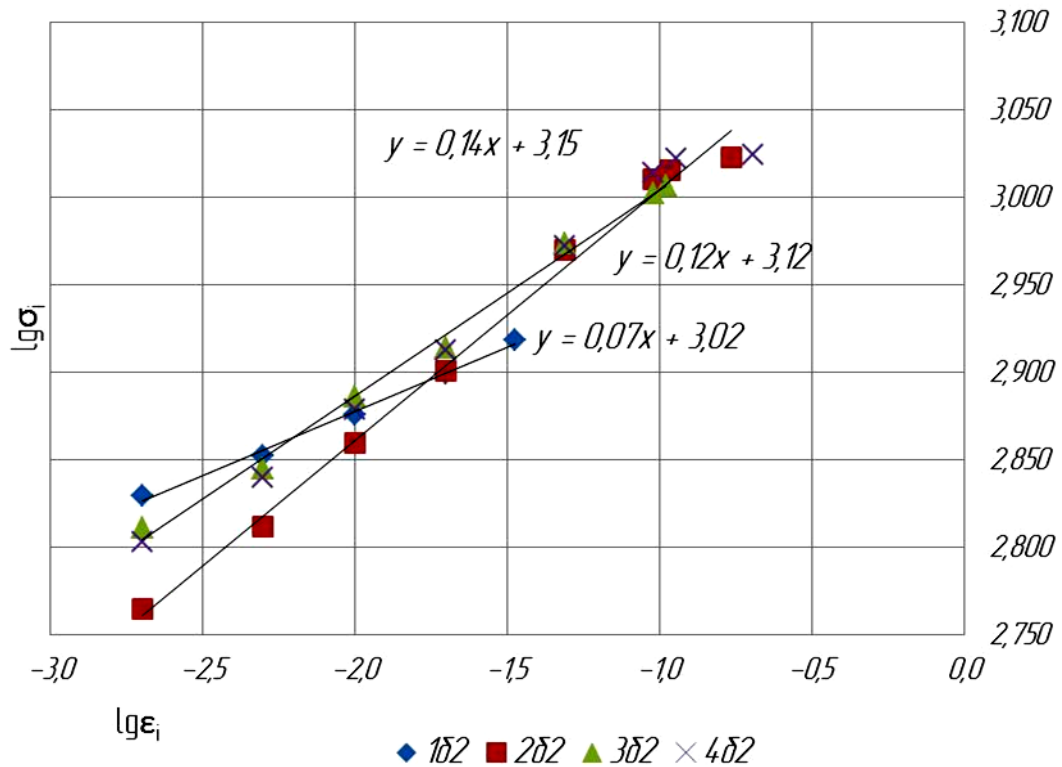


Рисунок 4.35 – Кривые упрочнения стали 50ХГФА срединных образцов «б2» со степенью обжатия $\varepsilon_h = 40\%$ (нумерация по первой цифре идет по слоям с поверхности прокатки)

Анализ кривых упрочнения свидетельствует о незначительной разнице в значениях показателя деформационного упрочнения материала в сечениях раскатанной полосы, как по слоям, так и по ширине. Данное заключение подтверждается оценкой твердости материала в поперечных сечениях прокатанной заготовки (рисунки 4.36 – 4.29), имеющей разброс значений в пределах четырех значений HRC.

Структурные исследования

Структура исходного полосового проката стали 50ХГФА состоит из феррита, перлита и цементита; после нагрева до $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ без деформации имеет равноосные зерна со средней площадью 1130 мкм^2 (6-7 балл) (рисунок 4.36).

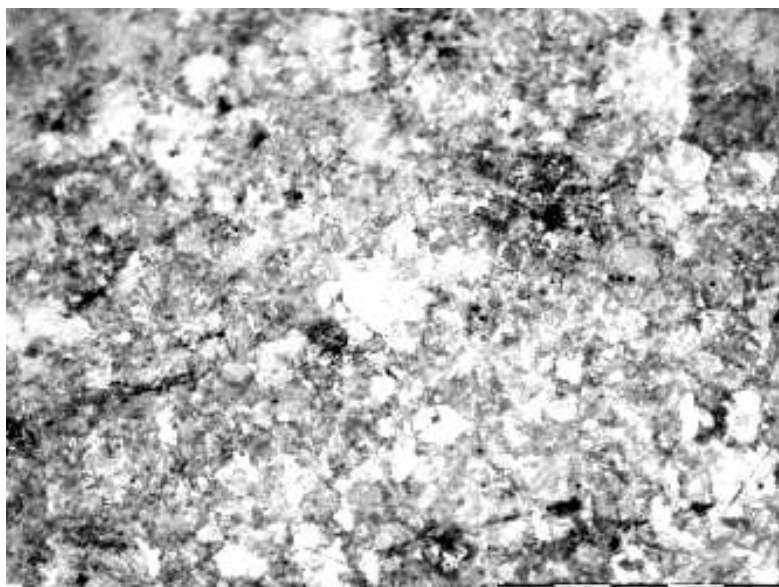


Рисунок 4.36 – Микроструктура стали 50ХГФА полосового проката после нагрева до 1200 °С без деформации (×200)

Микроструктура и средняя площадь зерна прокатанной стали 50ХГФА со степенями обжатия 4%, 23%, 40% определялась на поперечных и продольных шлифах образцов в зонах в соответствии с координатной сеткой.

Степень обжатия 4%

Схема расположения зон микроструктурного анализа в поперечном сечении полосы приведена на рисунке 4.37.

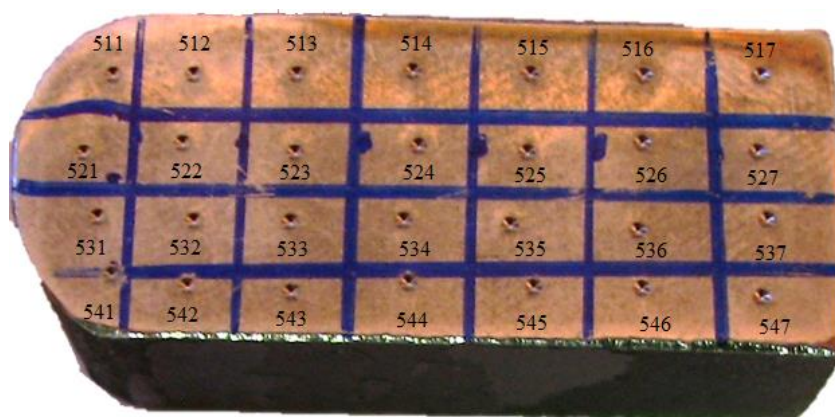


Рисунок 4.37 – Поперечный шлиф № 5 образца со степенью обжатия 4% (вторая цифра – № слоя с поверхности прокатки; третья цифра – № зоны по слою образца)

В продольном сечении замеры проводились по четырем слоям с шагом 2 мм. Полученные данные по микроструктуре и величине средней площади зерна в исследуемых зонах представлены в Приложении №5.

Микроструктурный анализ позволил выделить следующие особенности изменения структуры по сравнению с исходной структурой. Наибольший рост зерна соответствует материалу третьего из четырех слоев (от поверхности прокатки) срединного участка (рисунок 4.38). В поперечном направлении максимальная средняя площадь зерна имеет значение 2137 мкм^2 (5-6 балл), а в продольном направлении достигла 3448 мкм^2 , что соответствует 5 баллу (рисунок 4.35). Второй и четвертый слои также имеют увеличение величины зерна (5-6 балл) по сравнению с недеформированной структурой.

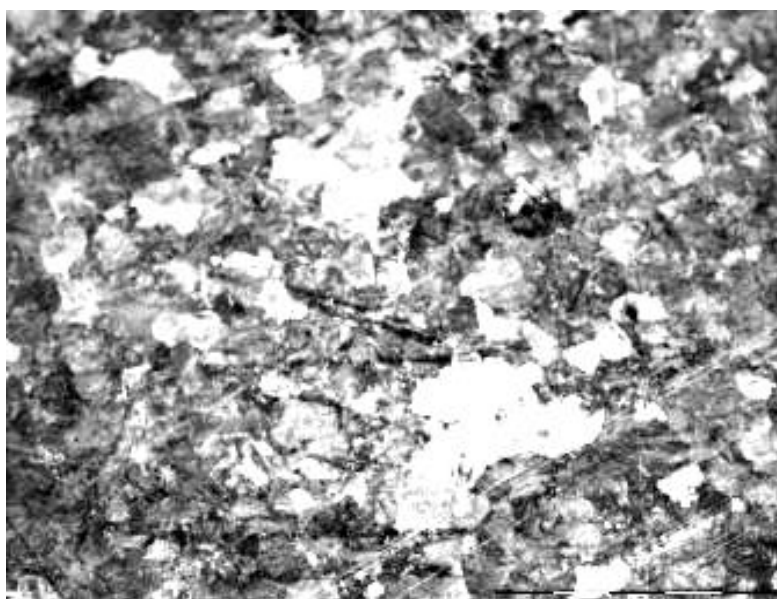


Рисунок 4.38 – Микроструктура стали 50ХГФА третьего из четырех слоев (от поверхности прокатки) срединного участка при степени обжатия 4% ($\times 200$)

Полученные результаты свидетельствуют о прохождении динамической рекристаллизации стали 50ХГФА, которая охватывает 2-й и 3-й слои прокатанной полосы по толщине и срединной ее части.

Степень обжатия 23%

Схема расположения зон микроструктурного анализа в поперечном сечении полосы приведена на рисунке 4.39.

В продольном сечении замеры проводились также по четырем слоям с шагом 2 мм. Полученные данные по микроструктуре и величине средней площади зерна в исследуемых зонах представлены в Приложении №5.

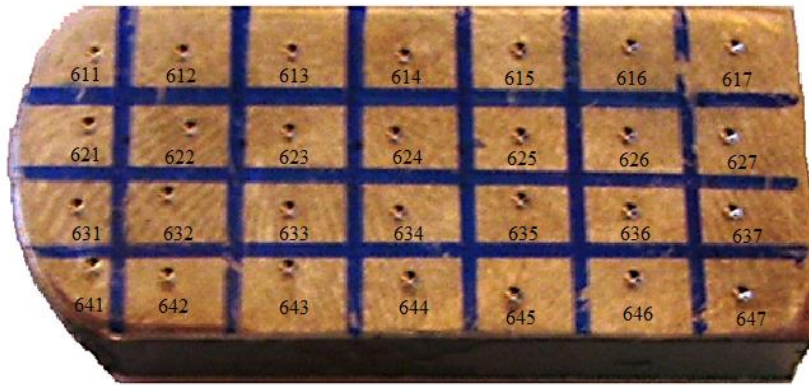


Рисунок 4.39 –
Поперечный шлиф № 6 образца
со степенью обжатия 23%
(вторая цифра – № слоя с
поверхности прокатки;
третья цифра – № зоны
по слою образца)

Микроструктура материала в поперечном и продольном направлении, как и для степени обжатия 4%, характеризуется ростом зерна в срединном участке полосы. В продольном направлении средняя площадь зерна достигает значения 2959 мкм^2 (5 балл), а в поперечном 2444 мкм^2 (5– 6 балл). Отличие в микроструктуре заключается в том, что зона наибольшей рекристаллизации материала смещается от поверхности прокатки и соответствует третьему и четвертому слоям толщины полосы. Сравнение микроструктуры краевого и срединного участков также показало их различие. В средней части полосы (зона 637) зерно имеет максимальный размер, а по краю (зона 631) – минимальный. Кроме того, для данной степени обжатия следует отметить начало образования волокнистой структуры деформации (рисунок 4.40).

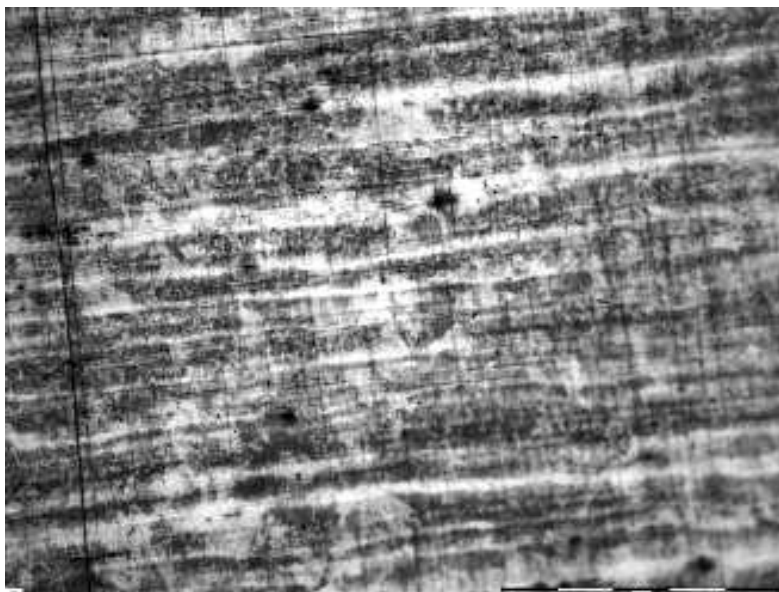


Рисунок 4.40 – Микроструктура
стали 50ХГФА третьего из четырех
слоев (от поверхности прокатки)
срединного участка при степени
обжатия 23% ($\times 200$)

Степень обжатия 40%

Схема расположения зон микроструктурного анализа в поперечном сечении полосы приведена на рисунке 4.41.

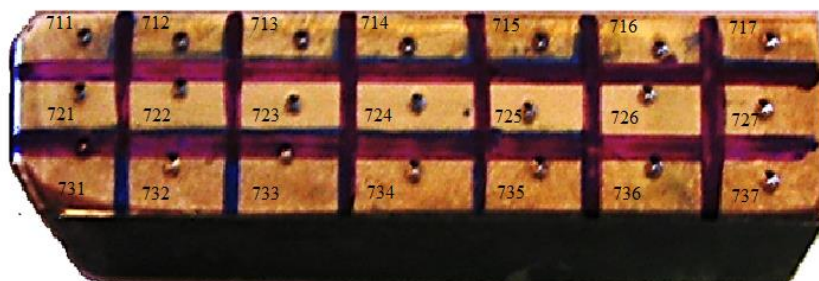


Рисунок 4.41 – Поперечный шлиф № 7 образца со степенью обжатия 40% (вторая цифра – № слоя с поверхности прокатки; третья цифра – № зоны по слою образца)

В продольном сечении замеры проводились по трем слоям с шагом 2 мм. Полученные данные по микроструктуре и величине средней площади зерна в исследуемых зонах представлены в Приложении №5.

При степени обжатия $\varepsilon_n = 40\%$ (рисунок 4.42) структура характеризуется мелким зерном и слоистой горячедеформированной текстурой. Минимальный размер зерна соответствует поверхности, отнесенной к неподвижной плите. Для степени обжатия 40% значительного различия в размере зерна срединной и краевой зоны не наблюдается.

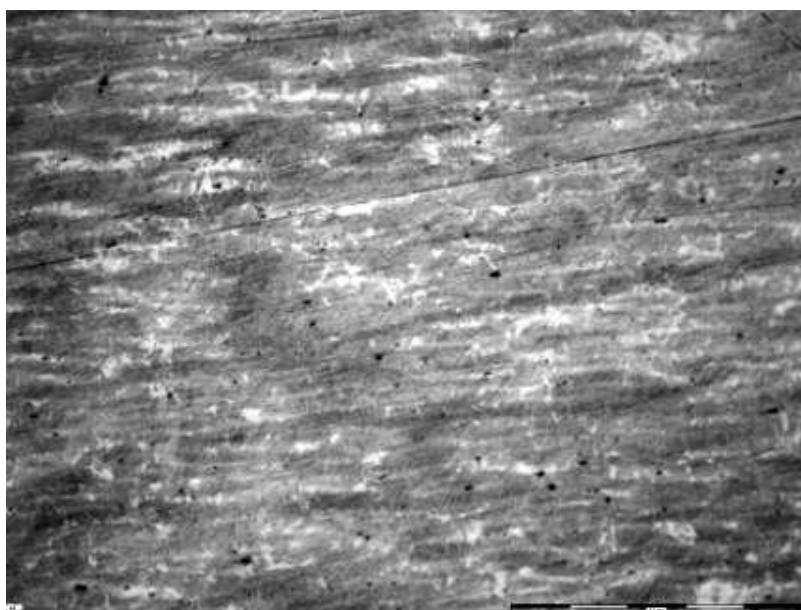


Рисунок 4.42 – Микроструктура стали 50ХГФА третьего из четырех слоев (от поверхности прокатки) срединного участка при степени обжатия 40% ($\times 200$)

Усталостные испытания

Результаты испытаний на циклическую долговечность N послойных образцов стали 50ХГФА со степенями обжатия ε_h 23% и 40% приведены в таблице 4.6

Таблица 4.6 – Циклическая долговечность N срединных и краевых послойных образцов стали 50ХГФА, прокатанных со степенями обжатия ε_h 23% и 40%

$\varepsilon_h = 23\%$		$\varepsilon_h = 40\%$	
№ образца	Количество циклов N	№ образца	Количество циклов N
1a4	$3,57 \cdot 10^5$	164	$1,22 \cdot 10^5$
2a4	$4,44 \cdot 10^6$	264	$7,09 \cdot 10^6$
3a4	$1,05 \cdot 10^5$	364	$2,45 \cdot 10^5$
1a3	$1,58 \cdot 10^5$	464	$9,31 \cdot 10^5$
2a3	$6,56 \cdot 10^5$	163	$1,09 \cdot 10^5$
3a3	$3,70 \cdot 10^4$	263	$1,92 \cdot 10^5$
4a3	$4,34 \cdot 10^6$	363	$2,77 \cdot 10^5$
5a3	$2,76 \cdot 10^6$	463	$2,86 \cdot 10^5$
1-я цифра – номер слоя с поверхности прокатки; а – $\varepsilon_h = 23\%$; б – $\varepsilon_h = 40\%$; 2-я цифра – расположение слоя (3 – срединный слой, 4 – краевой слой)			

Зависимости изменения сопротивления усталости материала от степени обжатия и его расположения по толщине полосы имеют сложный характер [178]. При степени обжатия $\varepsilon_h = 23\%$ сопротивление усталости материала крайнего участка полосы имеет немонотонное изменение: 2-й слой выдержал наибольшее число циклов нагружения $N = 4,44 \cdot 10^6$; 3-й слой имеет уменьшение до $N = 3,57 \cdot 10^5$; 4-й и 5-й слои имеют повторное повышение до $N = 5 \cdot 10^6$. Аналогичное повышение и уменьшения сопротивления усталости имеет материал среднего участка прокатанной полосы. Отличие состоит в уменьшении количества выдержанных циклов нагружения, при этом для материала 3-го слоя оно составило наименьшее число по всем испытаниям $N_{min} = 3,70 \cdot 10^4$.

Вид разрушения ($\times 5$) образцов при циклических испытаниях приведен на рисунках 4.43 и 4.44.

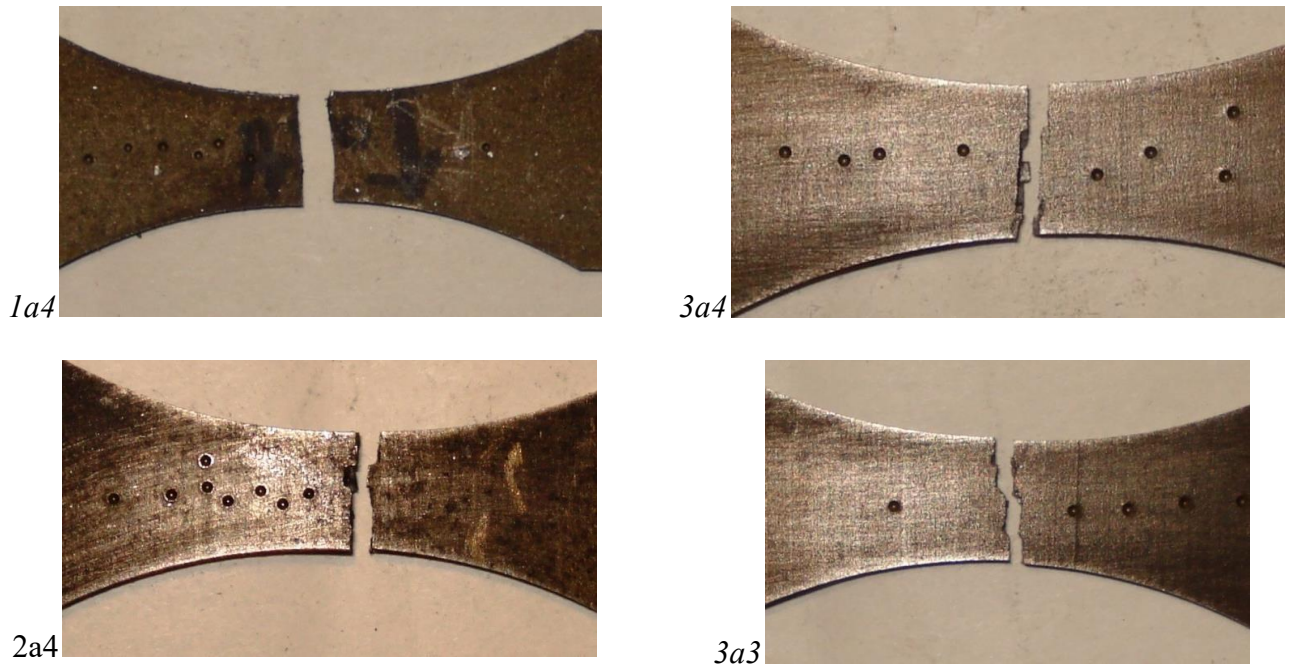


Рисунок 4.43 – Вид разрушения образцов стали 50ХГФА ($\times 5$), прокатанной со степенью обжатия $\epsilon_h = 23\%$ (нумерация по первой цифре идет по слоям с поверхности раскатки, по второй – по месту положения образца: 3 – середина полосы. 4 – край полосы)

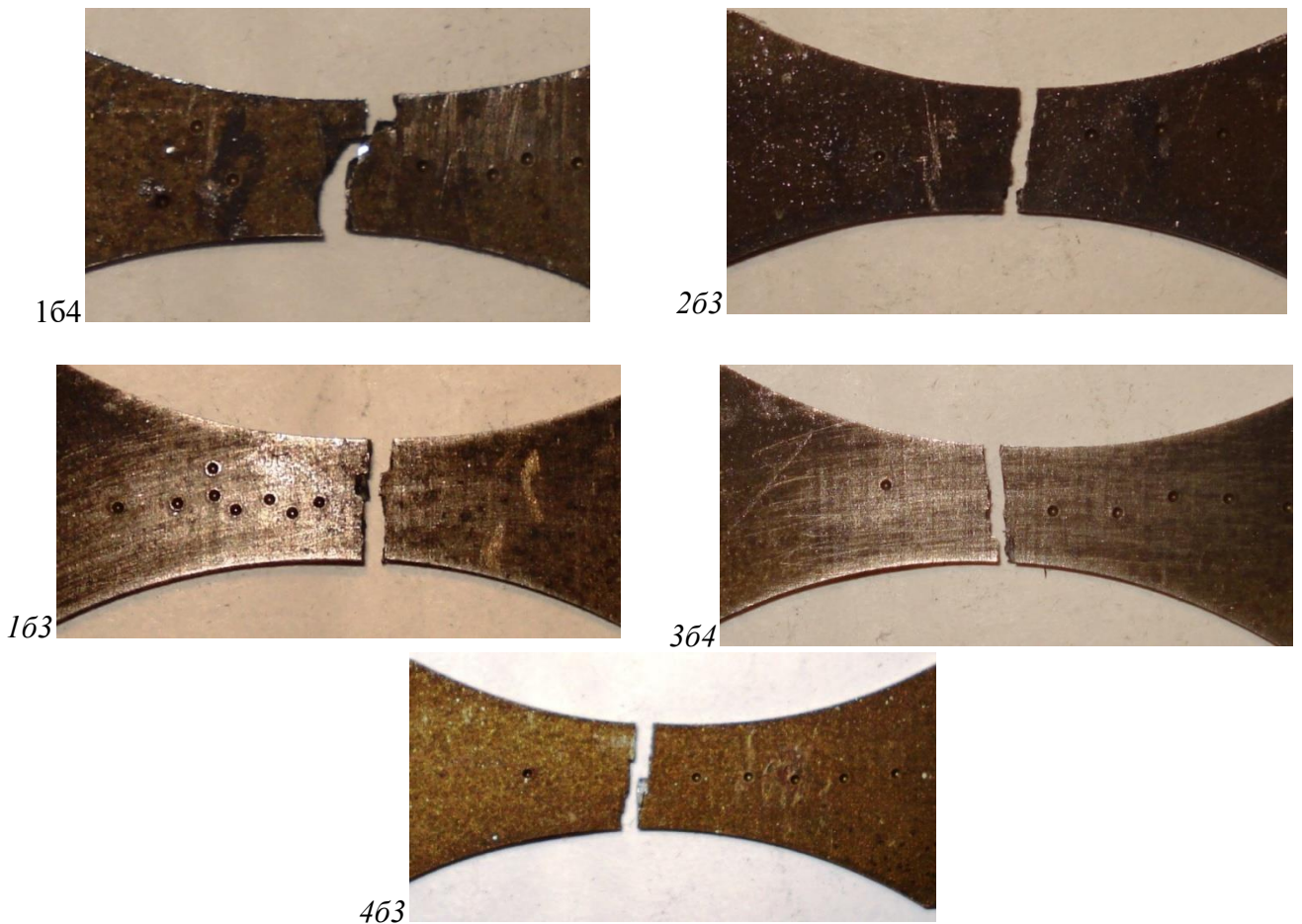


Рисунок 4.44 – Вид разрушения образцов стали 50ХГФА ($\times 5$), прокатанной со степенью обжатия $\epsilon_h = 40\%$ (нумерация по первой цифре идет по слоям с поверхности раскатки, по второй – по месту положения образца: 3 – середина полосы. 4 – край полосы)

При степени обжатия $\varepsilon_h = 40\%$ для материала краевого участка полосы характер изменения сопротивления усталости по толщине аналогичен изменению, которое имеет место при степени обжатия $\varepsilon_h = 23\%$. Материал 2-го слоя выдержал наибольшее число циклов нагружения по всем испытаниям $N_{max} = 7,09 \cdot 10^6$. Для слоев материала срединного участка полосы характерно постоянное возрастание от $1,22 \cdot 10^5$ до $2,77 \cdot 10^5$ число выдержанных циклов нагружения.

4.5 Холодная и горячая многопереходная формовка листовой стали аустенитного класса 12X17Г9АН4

Структурно-механические исследования и усталостные испытания стали 12X17Г9АН4 проводились на материале панелей, изготовленных многопереходной горячей штамповкой на молоте и холодной формовкой на прессе в одну операцию [179,180]. Образцы вырезались из зон синусоидальных рифтов по гребням и впадинам панелей (рисунок 4.45).

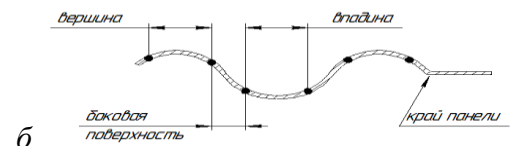
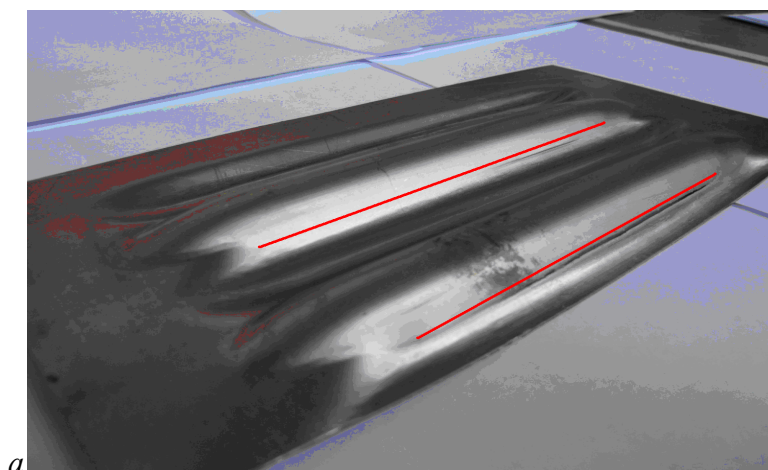


Рисунок 4.45. – Элемент гофрированной панели:
 а - места вырезки образцов;
 б - форма и размеры поперечного сечения рифта

Механические испытания

Механические испытания включили испытания на статическую прочность (ГОСТ 1497) материала зоны рифтов панелей, штампованных на молоте и прессе, и для сравнения недеформированного материала (таблица 4.7).

Таблица 4.7 – Механические характеристики стали 12Х17Г9АН4 в зоне рифтов

	№ образца	Толщина, мм	Ширина, мм	Площадь, мм ²	Нагрузка, Н	Предел прочности σ_b , МПа	Относительное удлинение	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа
Образцы после деформации на гидравлическом прессе	1a1	0,78	10,6	8,26	6400	775	53	470
	1a2	0,78	10,5	8,19	6300	770	50	480
	1a3	0,78	10,5	8,19	6400	780	53	500
	2a1	0,67	12,5	8,37	8100	970	27	880
	2a2	0,69	12,5	8,62	7950	920	33	820
	2a3	0,70	12,0	8,40	7500	890	33	800
	3a1	0,71	12,7	9,01	7300	810	40	680
	3a2	0,70	12,7	8,89	8000	900	31	710
	3a3	0,72	12,6	0,07	7760	855	40	720
Образцы после деформации на молоте	161	0,78	10,5	8,19	5600	805	37	560
	162	0,78	10,6	8,26	6400	775	40	540
	163	0,78	10,5	8,19	6500	790	27	550
	261	0,75	12,8	9,60	6600	-	-	-
	262	0,73	12,7	9,27	7650	825	30	650
	263	0,71	12,3	8,73	7450	850	43	680
	361	0,75	12,3	9,22	7550	820	43	600
	362	0,71	12,3	8,73	7450	850	43	660
	363	0,75	12,2	9,15	7500	820	50	600
	Пресс				Молот			
Исходное состояние	1a1, 1a2, 1a3				161, 162, 163			
Впадина	2a1, 2a2, 2a3				261, 262, 263			
Вершина	3a1, 3a2, 3a3				361, 362, 363			

По результатам испытаний построены кривые упрочнения в координатах $\sigma_i - \varepsilon_i$ и $\lg \sigma_i - \lg \varepsilon_i$ материала, деформируемого на прессе (рисунки 4.46, 4.47, 4.50, 4.51, 4.54, 4.55) и молоте (рисунки 4.48, 4.49, 4.52, 4.53, 4.56, 4.57).

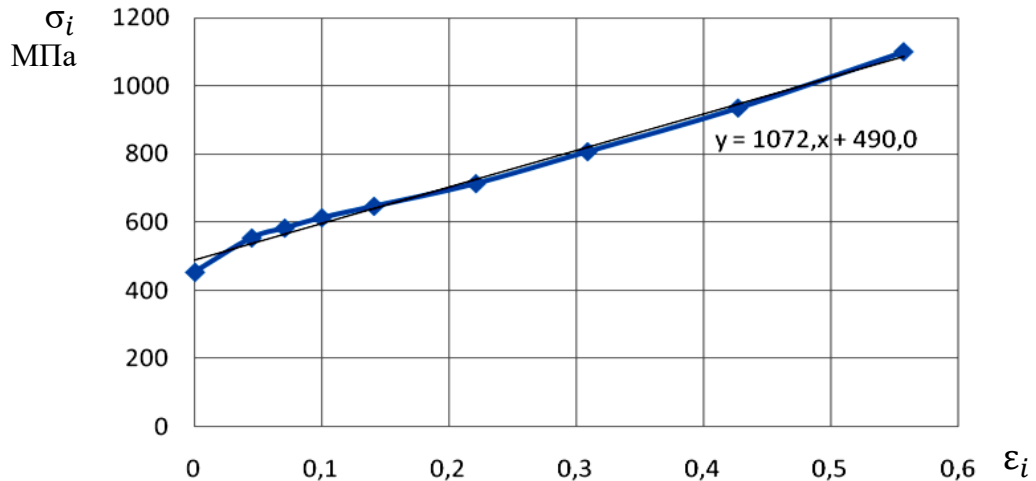


Рисунок 4.46 – Кривые упрочнения стали 12X17Г9АН4 недеформированных образцов панелей, штампованных на прессе «а1»

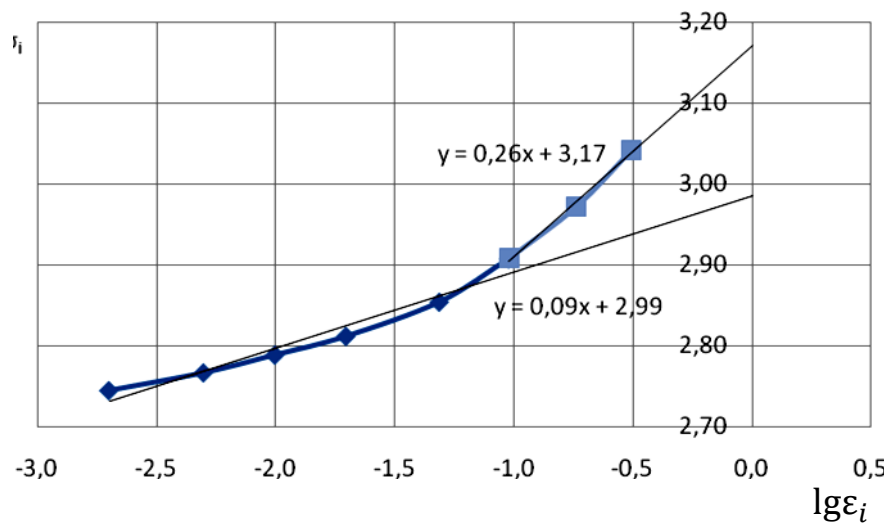


Рисунок 4.47 – Кривые упрочнения стали 12X17Г9АН4 недеформированных образцов панелей, штампованных на прессе «а1»

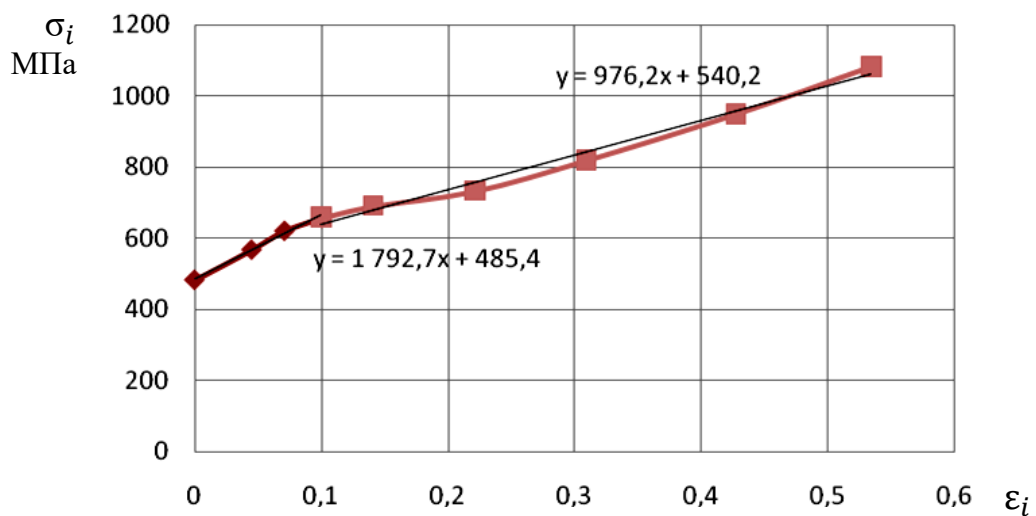


Рисунок 4.48 – Кривые упрочнения стали 12X17Г9АН4 недеформированных образцов панелей, штампованных на молоте «б1»

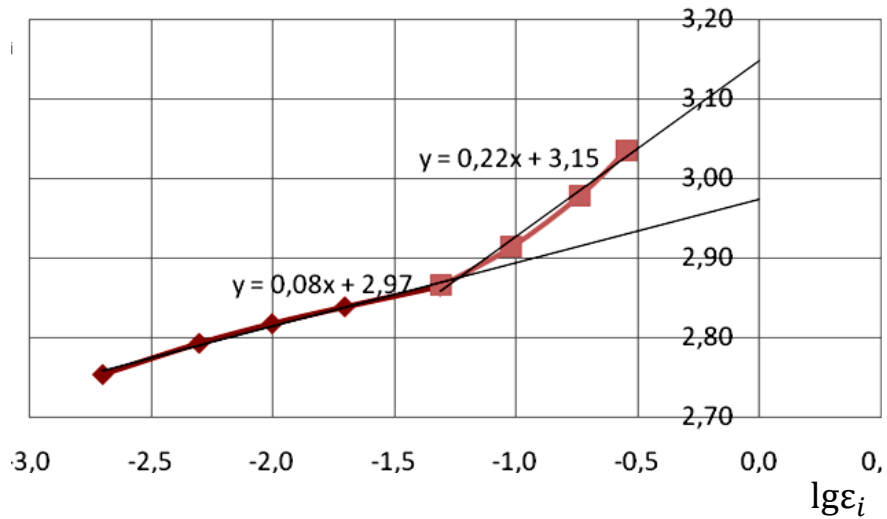


Рисунок 4.49 – Кривые упрочнения стали 12X17Г9АН4 недеформированных образцов панелей, штампованных на молоте «б1»

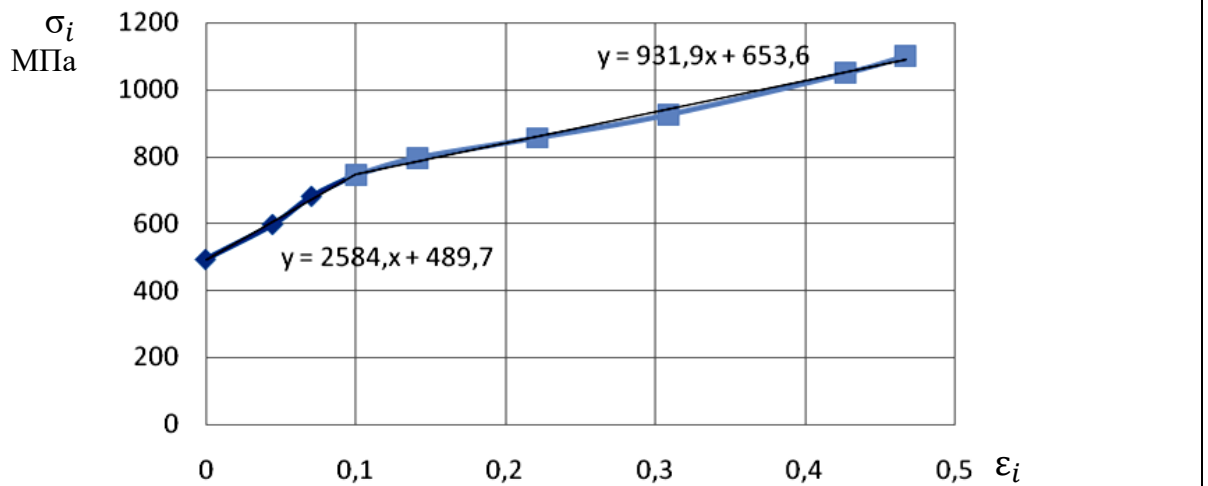


Рисунок 4.50 – Кривые упрочнения стали 12X17Г9АН4 впадины рифта панели, штампованной на прессе «а2»

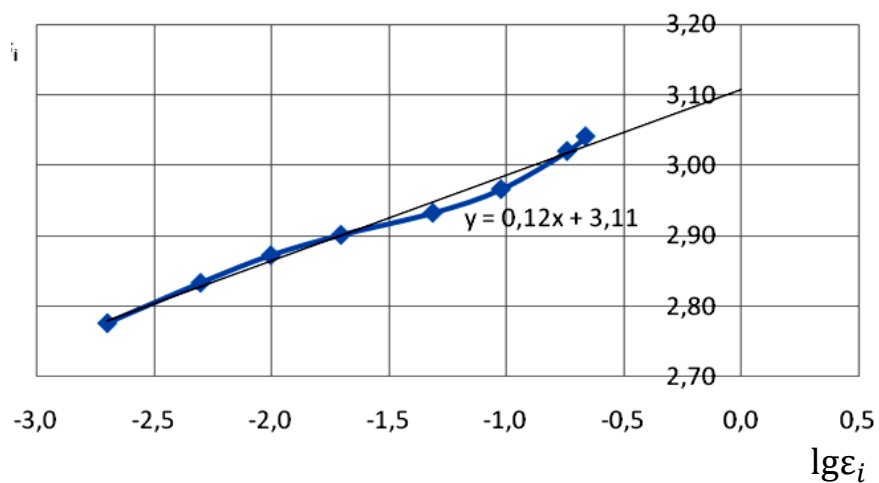


Рисунок 4.51 – Кривые упрочнения стали 12X17Г9АН4 впадины рифта панели, штампованной на прессе «а2»

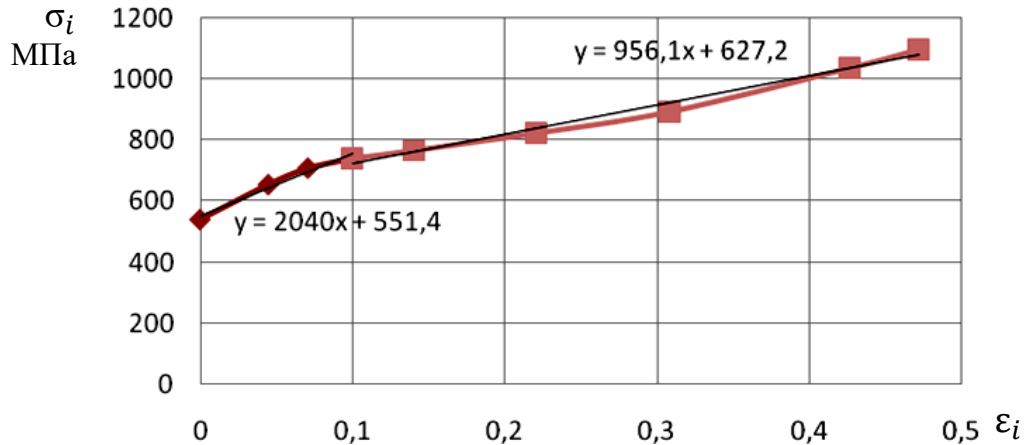


Рисунок 4.52 – Кривые упрочнения стали 12X17Г9АН4 впадины рифта панели, штампованной на молоте «62»

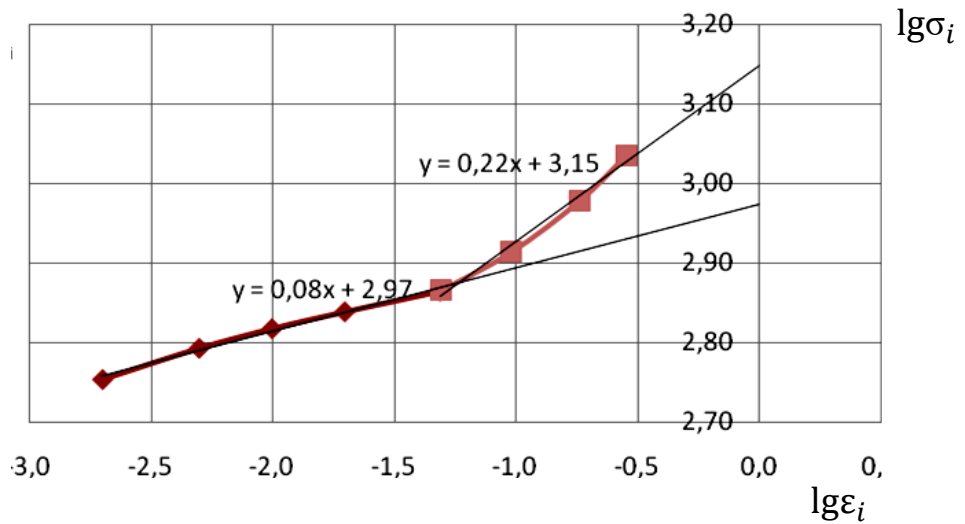


Рисунок 4.53 – Кривые упрочнения стали 12X17Г9АН4 впадины рифта панели, штампованной на молоте «62»

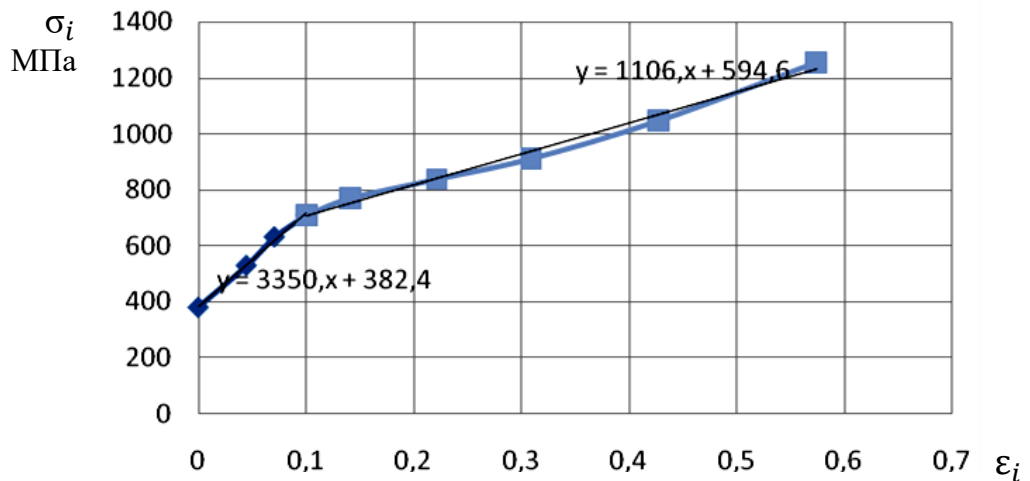


Рисунок 4.54 – Кривые упрочнения стали 12X17Г9АН4 гребня рифта панели, штампованной на прессе «a3»

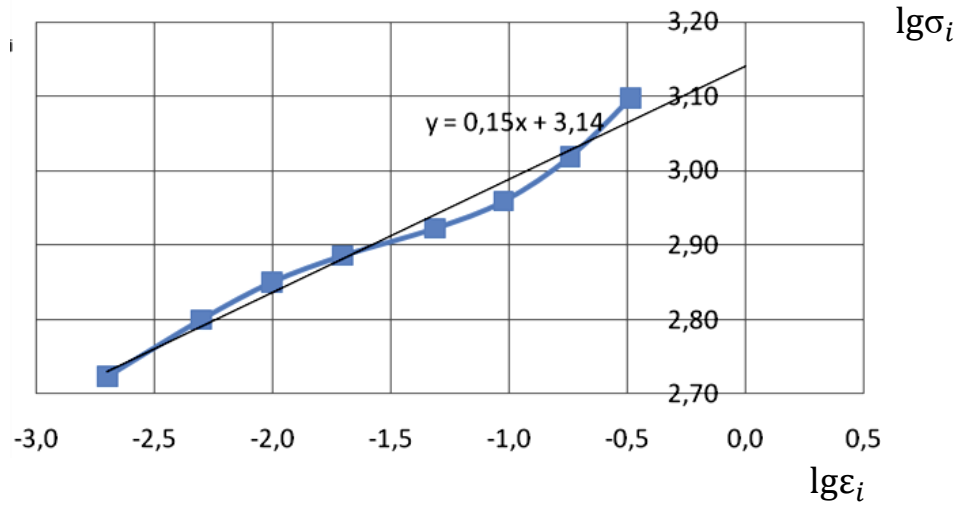


Рисунок 4.55 – Кривые упрочнения стали 12X17Г9АН4 гребня рифта панели, штампованной на прессе «а3»

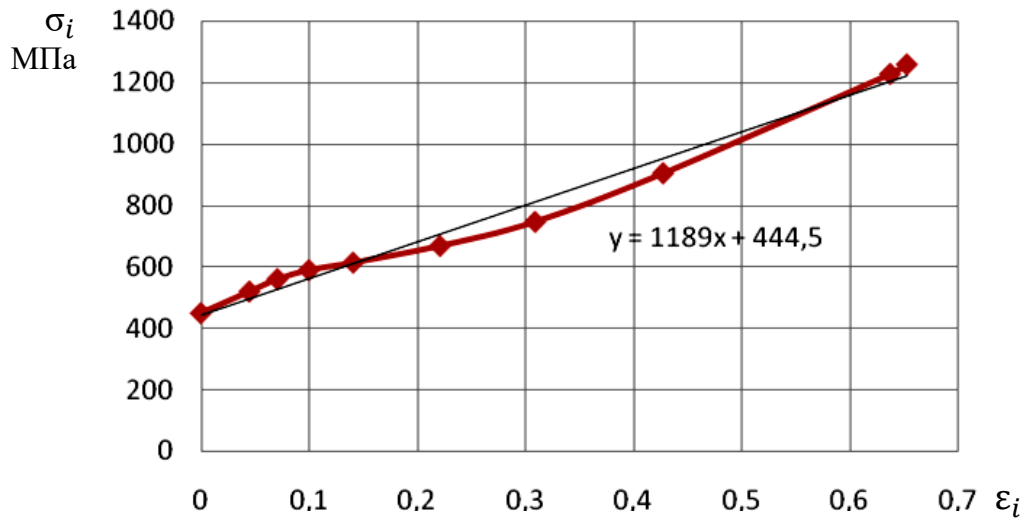


Рисунок 4.56 – Кривые упрочнения стали 12X17Г9АН4 гребня рифта панели, штампованной на молоте «б3»

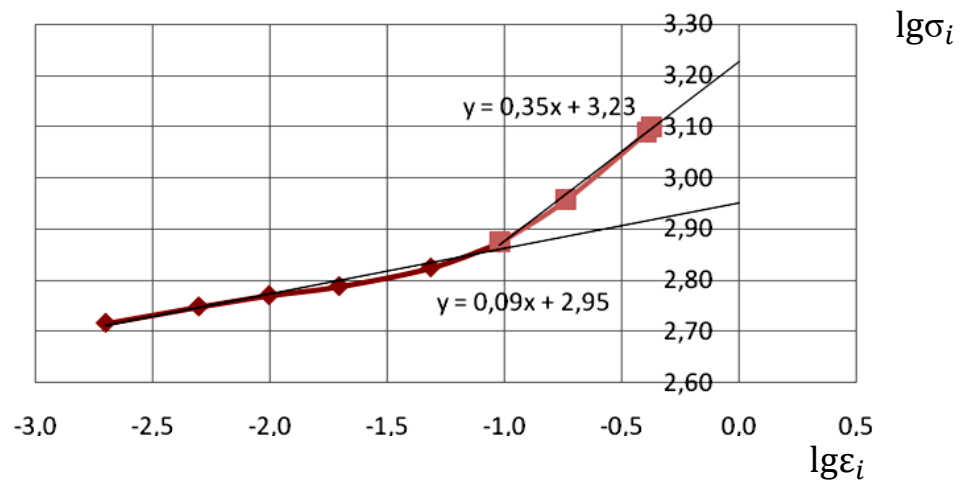


Рисунок 4.57 – Кривые упрочнения стали 12X17Г9АН4 гребня рифта панели, штампованной на молоте «б3»

Результаты механических испытаний определили картину распределения механических свойств в исследуемых зонах детали. При штамповке на прессе материал упрочнился до значения $\sigma_b = 900$ МПа. При этом, наибольшее значение $\sigma_b = 970$ МПа соответствует зонам впадины рифтов. При штамповке на молоте предел прочности повысился только до 850 МПа, и также в зонах впадин рифтов. Очевидно, что причиной повышения прочностных характеристик является деформационное упрочнение металла, которое при холодной штамповке на прессе имеет большее значение, чем при штамповке на молоте с нагревом.

Усталостные испытания

Результаты усталостных испытаний представлены в таблице 4.8.

Таблица 4.8 – Результаты усталостных испытаний стали 12Х17Г9АН4

№	A, мм	L - a, мм	B ₁	h, мм	P, Н	σ_a , МПа	N	lgN
Исходный материал (продольное расположение волокна в образце)								
1	1,75	20	10	0,814	19,11	346,09	45360	4,66
2	3,5	20	11	0,832	36,26	571,44	1440	3,16
3	3,5	20	11,5	0,847	36,26	527,41	1710	3,23
4	2,1	22	11	0,837	22,54	386,09	6696	3,83
5	1,5	17	10	0,82	16,66	252,72	226800	5,36
6	3,5	19	11	0,785	36,26	609,82	3420	3,53
Исходный материал (поперечное расположение волокна в образце)								
1	3,5	21,50	12,5	0,799	36,26	586,16	6840	3,84
2	3,5	22	15	0,759	36,26	553,89	6084	3,78
3	3,5	24	19	0,759	36,26	477,04	9000	3,95
4	3	21	13	0,756	31,36	531,81	6480	3,81
5	3,5	18	11,5	0,771	36,26	572,86	4680	3,67
6	2,75	24	17,5	0,7	28,91	485,49	30600	4,49
7	2,25	21,5	19	0,704	24,01	328,91	90000	4,95
Горячедеформированный материал (поперечное расположение волокна в образце)								
1	3,5	17	10	0,751	36,26	655,76	3420	3,53
2	3,5	20	11	0,746	36,26	710,79	1080	3,03

Продолжение табл. 4.8

№	A, мм	L - a, мм	B ₁	h, мм	P, Н	σ _a , МПа	N	lgN
Горячедеформированный материал (поперечное расположение волокна в образце)								
3	3,5	23	15	0,714	36,26	654,36	1152	3,06
4	3	23	20	0,715	31,36	423,27	19440	4,29
5	2,75	24	19	0,74	28,91	400,12	90000	4,95
Холоднодеформированный материал (поперечное расположение волокна в образце)								
1	3,5	21	11	0,797	36,26	653,87	3600	3,56
2	3,5	18	12	0,732	36,26	609,04	3960	3,60
3	3	19	13	0,767	31,36	467,46	14760	4,17
4	2,75	21,5	19	0,66	28,91	450,61	59400	4,77

Математическая обработка результатов

Величина приложенного напряжения σ_a определялась по формуле 2.8, в которой она рассчитывается в зависимости от силы P и ее плеча l , толщины h и ширины b_1 поперечного сечения образца. Абсолютная погрешность функции рассчитывалась по формуле [181,182]

$$\Delta\sigma = \sqrt{\left(\frac{\partial f}{\partial P}\right)^2 \cdot \Delta P^2 + \left(\frac{\partial f}{\partial l}\right)^2 \cdot \Delta l^2 + \left(\frac{\partial f}{\partial b}\right)^2 \cdot \Delta b^2 + \left(\frac{\partial f}{\partial h}\right)^2 \cdot \Delta h^2}, \quad (4.7)$$

где $\left(\frac{\partial f}{\partial P}\right), \left(\frac{\partial f}{\partial l}\right), \left(\frac{\partial f}{\partial b}\right), \left(\frac{\partial f}{\partial h}\right)$ – частные производные физической величины напряжения по ее аргументам; $\Delta P, \Delta l, \Delta b, \Delta h$ – погрешность прямых измерений.

$$\left(\frac{\partial f}{\partial P}\right) = 6l/bh^2 \quad (4.8)$$

$$\left(\frac{\partial f}{\partial l}\right) = 6P/bh^2, \quad (4.9)$$

$$\left(\frac{\partial f}{\partial b}\right) = -\frac{6Pl}{b^2h^2}, \quad (4.10)$$

$$\left(\frac{\partial f}{\partial h}\right) = -\frac{12Pl}{bh^3}, \quad (4.11)$$

Погрешности приборов имеют значения: $\Delta P = 0,5\text{Н}$, $\Delta l = \Delta b = 0,05\text{ мм}$, $\Delta h = 0,001\text{ мм}$.

Условия испытания материала панели, изготовленной на прессе:

число замеров (объем выборки) $n = 3$; коэффициент Стьюденса $t_{an} = 3$; среднее значение силы – 37,26 Н; среднее значение плеча – 19,5 мм; среднее значение

толщины – 0,765 мм; среднее значение ширины – 11,5 мм; доверительная вероятность – $a = 0,95$.

По результатам подсчета по формулам 4.8-4.11 имеем значения

$$\partial f / \partial P = 17,385; \quad \partial f / \partial l = 33,218; \quad \partial f / \partial b = -56,326; \quad \partial f / \partial h = -1693,47$$

Абсолютная погрешность, рассчитанная по формуле 4.7, имеет значение $\Delta\sigma = 9,44$ МПа. Относительная погрешность при максимальном значении $\sigma_a = 653,87$ МПа составляет $\delta_\sigma = 1\%$.

$$\sum_{i=1}^n \lg N_i = 10,86; \quad \lg \bar{N} \frac{10,86}{3} = 3,62; \quad \bar{N} = 4,2 \cdot 10^3 \text{ цикл.}$$

$$(\sum_{i=1}^n \lg N_i)^2 = 117,939; \quad \sum_{i=1}^n (\lg N_i)^2 = 39,324.$$

$$S = \sqrt{\frac{1}{N(N-1)} \sum (x - \bar{x})^2} = 0,042; \quad V = \frac{0,042}{3,62} = 1,15\%.$$

Математическая обработка результатов испытаний материала в состоянии поставки и панели, деформированной на молоте, приведены в Приложении 4.

Структурные исследования

Металлографический анализ

Микроструктура материала после нагрева без деформации приведена на рисунке 4.58.



Рисунок 4.58 – Микроструктура стали 12X17Г9АН4 в состоянии поставки ($\times 340$)

Микроструктура материала зоны впадины рифтов листовых панелей, изготовленных на прессе в холодном состоянии за одну операцию и на молоте с нагревом за несколько переходов (утонение 15%), приведена на рисунке 4.59.

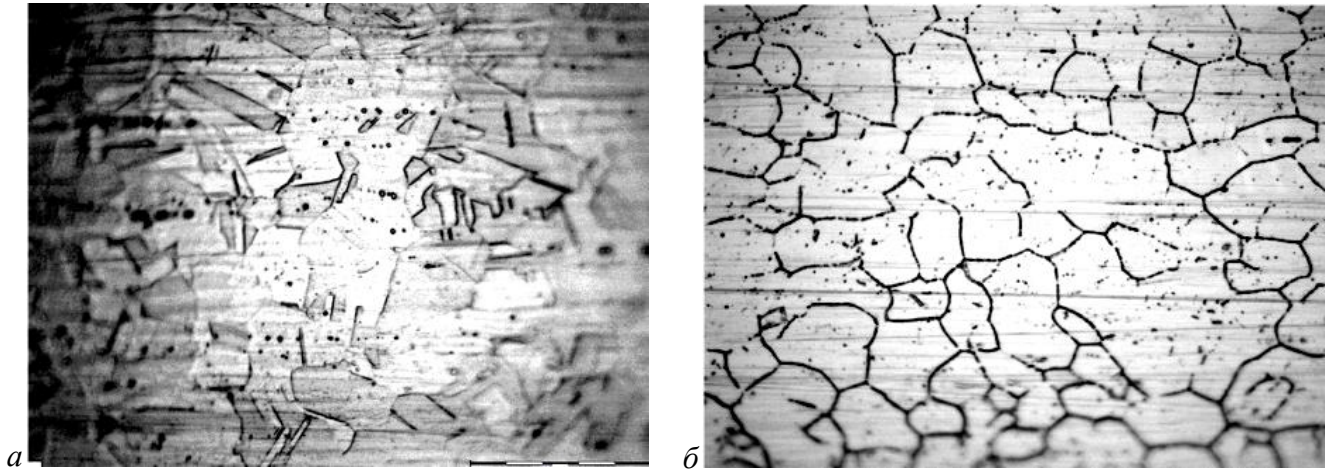


Рисунок 4.59 – Микроструктура стали 12X17Г9АН4 зоны впадин рифтов листовых панелей, изготовленных на прессе (а) и на молоте (б) ($\times 340$)

Горячедеформированный материал на прессе (рисунок 4.59 а) имеет крупнозернистую микроструктуру, которая отличается от холоднодеформированной микроструктуры на молоте (рисунок 4.59 б), которая характеризуется меньшей величиной зерна и наличием большого числа двойников.

Фрактографический анализ

Фрактографии материала зоны впадин рифтов листовых гофрированных панелей, изготовленных на прессе и молоте, приведены на рисунке 4.60.

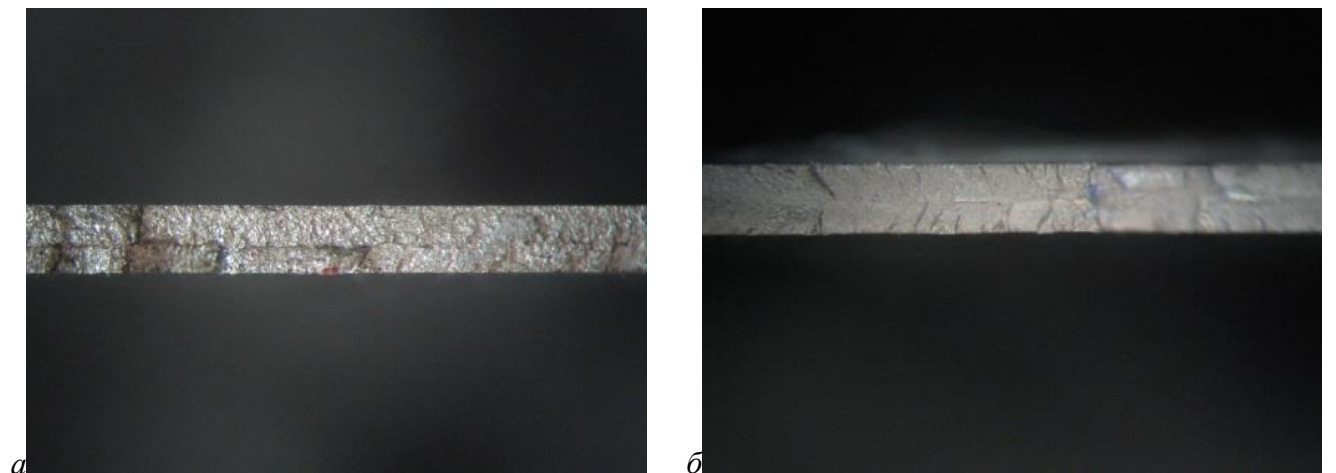


Рисунок 4.60 – Структура усталостных изломов ($\times 16$) листовой стали 12X17Г9АН4 зон впадин рифтов панелей, изготовленных на: а - молоте; б – прессе

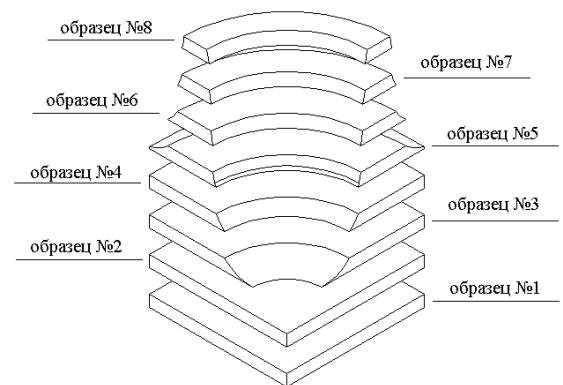
Анализ структуры усталостных изломов показал, что глубина усталостной трещины у заготовок, деформированных на прессе в холодном состоянии, больше, чем у заготовок после горячей штамповки на молоте.

4.6 Горячее объемное деформирование чугуна с шаровидным графитом

Микроструктурный анализ деформированного чугуна с шаровидным графитом проводились на образцах, для изготовления которых четвертая часть изделия – фланца [153], отштампованного в открытом штампе (рисунок 4.61 *а*), разделялась на слои методом электроэрозионной резки (рисунок 4.61 *б*).



а



б

Рисунок 4.61 – Фотография поковки фланца (*а*) и схема резки (*б*) его четвертой части на слои для микроструктурного анализа

Измерение величины и формы графитовых зерен проводилось на послойных и торцевых шлифах образцов. На плоскостях послойных образцов были выбраны зоны микроструктурных исследований (рисунок 4.62), в которых с применением математического моделирования определены значения интенсивности деформации (таблица 4.9) и интенсивности напряжений (таблица 4.10).

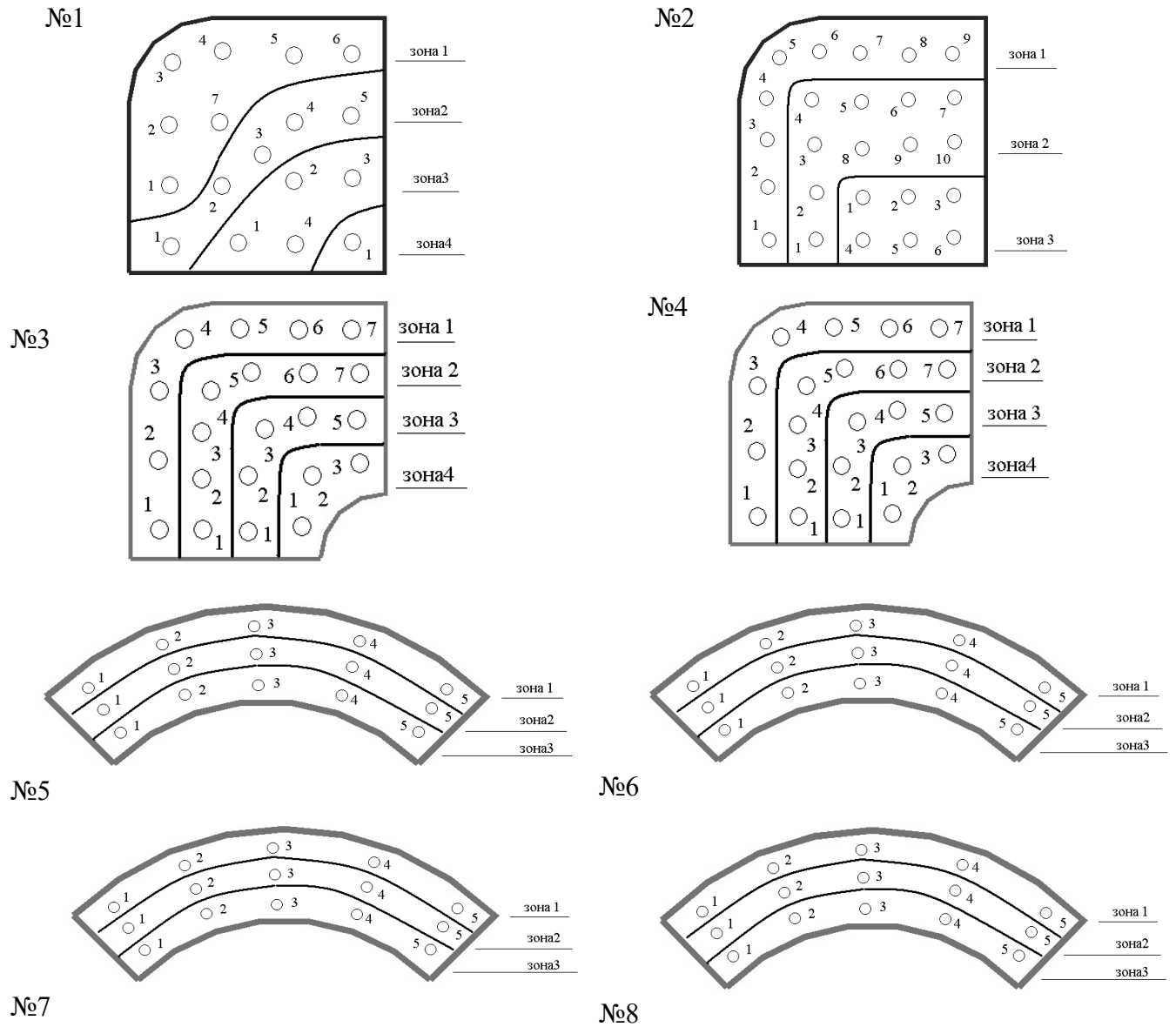


Рисунок 4.62 – Места замеров микроструктуры на плоскостях слоев фланца №1 – №8 с указанием зон и номеров мест исследования

Таблица 4.9 – Значения интенсивности деформации чугуна в исследуемых слоях фланца

№ точки	Слой №1				№ точки	Слой №2		
	зона 1	зона 2	зона 3	зона 4		зона 1	зона 2	зона 3
1	3,49	4,80	4,27	4,15	1	2,81	0,77	4,03
2	2,71	5,11	2,80		2	2,16	0,66	4,12
3	3,82	1,37	3,77		3	2,05	1,65	4,41
4	2,34	1,37	3,72		4	2,14	1,73	3,27
5	2,12	2,94			5	2,26	1,55	4,14
6	2,17				6	2,05	1,56	3,96
7	1,54				7	2,00	2,05	
8					8	1,92	1,52	
9					9	2,02	1,67	
10					10		1,80	

Продолжение таблицы 4.9

		Слой №3						Слой №4			
№ точки	зона 1	зона 2	зона 3	зона 4	№ точки	зона 1	зона 2	зона 3	зона 4		
1	0,70	1,46	1,61	2,12	1	0,72	0,70	0,45	0,90		
2	0,95	1,37	1,63	1,79	2	0,84	1,55	0,38	0,78		
3	1,00	1,50	1,64	2,21	3	1,22	1,97	1,83			
4	1,20	1,54	1,77		4	1,43	1,21	2,24			
5	1,22	1,58	2,28		5	1,44	1,85	2,40			
6	1,25	1,62			6	1,35	1,90				
7	1,75	1,65			7	1,63	1,87				
		Слой №5					Слой №6				
№ точки	зона 1	зона 2	зона 3	№ точки	зона 1	зона 2	зона 3				
1	2,16	1,88	2,15	1	2,16	1,88	2,15				
2	2,27	1,89	2,02	2	2,27	1,89	2,02				
3	3,04	1,97	1,94	3	3,04	1,97	1,94				
4	2,44	1,96	2,01	4	2,44	1,96	2,01				
5	2,16	1,78	1,87	5	2,16	1,78	1,87				
		Слой №7					Слой №8				
№ точки	зона 1	зона 2	зона 3	№ точки	зона 1	зона 2	зона 3				
1	2,28	1,60	1,71	1	1,51	1,16	1,30				
2	2,38	1,87	2,51	2	1,57	1,34	1,28				
3	2,38	1,54	1,57	3	2,03	1,66	1,48				
4	2,29	1,58	1,36	4	1,87	1,39	1,49				
5	2,02	1,59	1,63	5	1,74	1,43	1,48				

Таблица 4.10 – Значения интенсивности напряжений (МПа) чугуна в исследуемых слоях фланца

		Слой №1				Слой №3				Слой №7		
№ точки	зона 1	зона 2	зона 3	зона 4	зона 1	зона 2	зона 3	зона 4	зона 1	зона 2	зона 3	
1	239	238	192	189	187	199	195	204	144	143	148	
2	235	194	180		190	203	193	196	144	144	144	
3	251	186	188		188	200	189	200	140	145	156	
4	255	198	183		197	195	193		145	145	151	
5	239	199			194	192	199					
6	256				197	189						
7	205				201	195						

Структурные исследования включили оценку формы и величины графитовых зерен на послойных и торцевых шлифах образцов (рисунки 4.59 – 4.66). Их анализ позволяет в объеме фланца выделить две характерные зоны.

Первая зона соответствует области основания фланца (рисунки 4.63, 4.64), в которой зерна графита имеют наибольшую деформацию и потеряли сферическую форму.

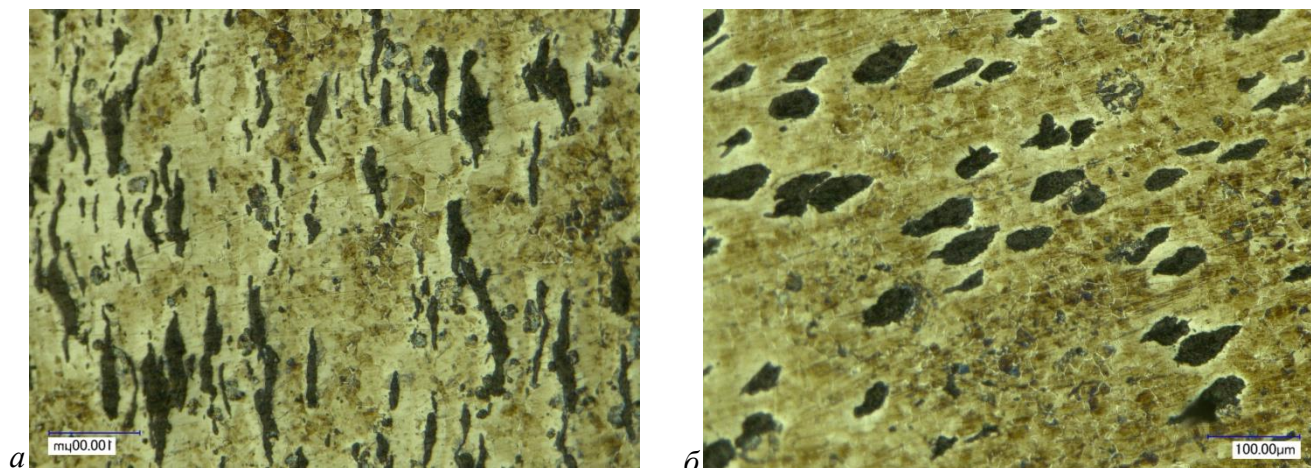


Рисунок 4.63 – Микроструктуры чугуна с шаровидным графитом на плоскости слоя фланца №3: *a* – зона 1 (точка 1); *б* – зона 1 (точка 4)

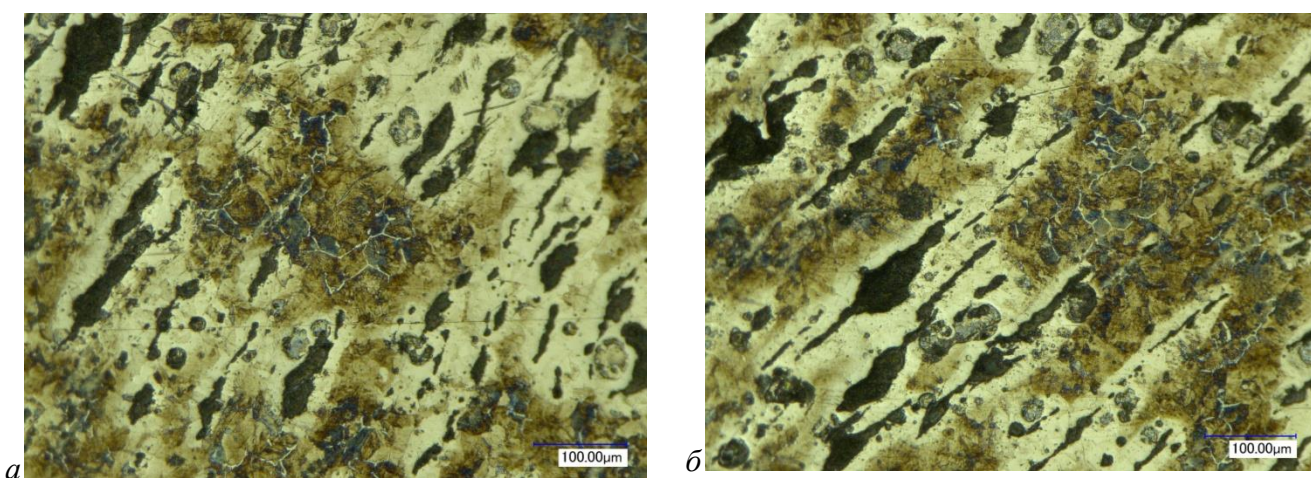


Рисунок 4.64 – Микроструктуры чугуна с шаровидным графитом на плоскости слоя фланца №3: *a* – зона 4 (точка 1); *б* – зона 4 (точка 2)

Вторая зона относится к цилиндрической части изделия. По месту перехода в нее (рисунки 4.65, 4.66) зерна графита частично потеряли сферическую форму

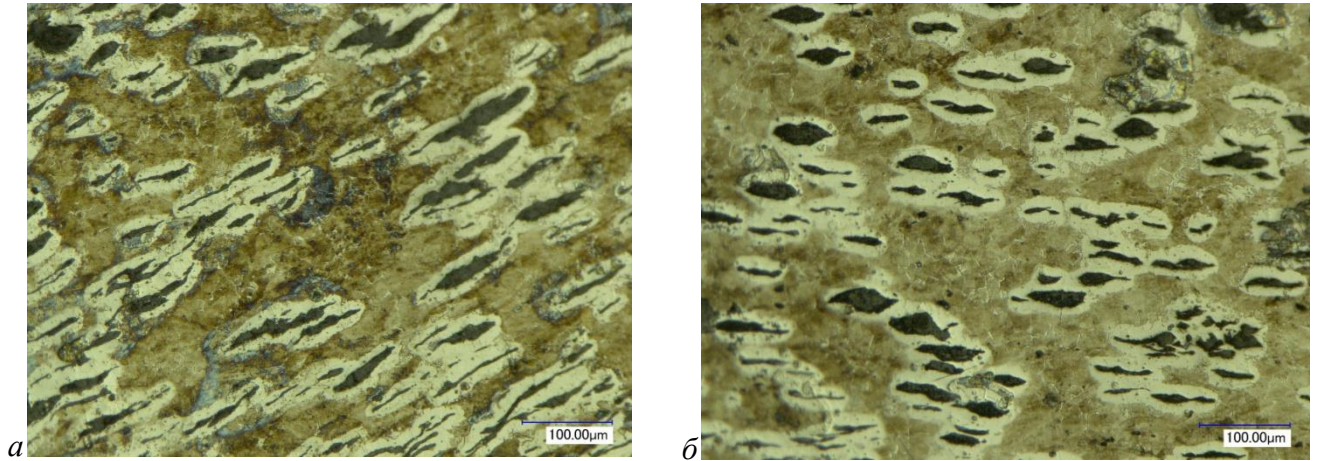


Рисунок 4.65 – Микроструктуры чугуна с шаровидным графитом на плоскости слоя фланца №5: *а* – зона 1 (точка 1); *б* – зона 1 (точка 3)

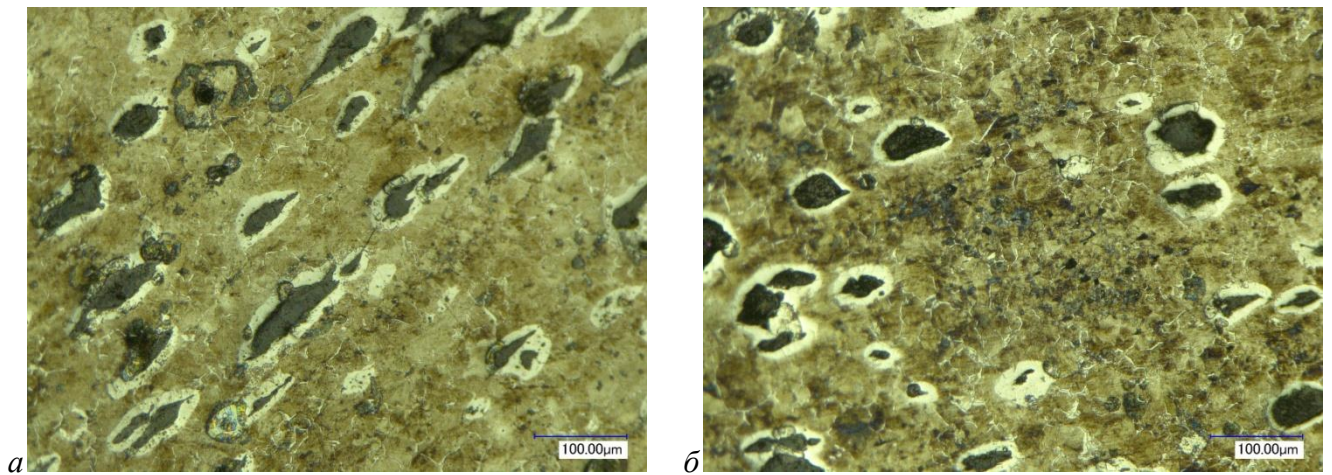


Рисунок 4.66 – Микроструктуры чугуна с шаровидным графитом на плоскости слоя фланца №5: *а* – зона 3 (точка 1); *б* – зона 3 (точка 3)

По мере приближения к основанию цилиндрической части, от слоя №5 к слою №8, (рисунки 4.67 - 4.70) микроструктурный анализ показал сохранение все в большей степени сферической формы зерен графита.

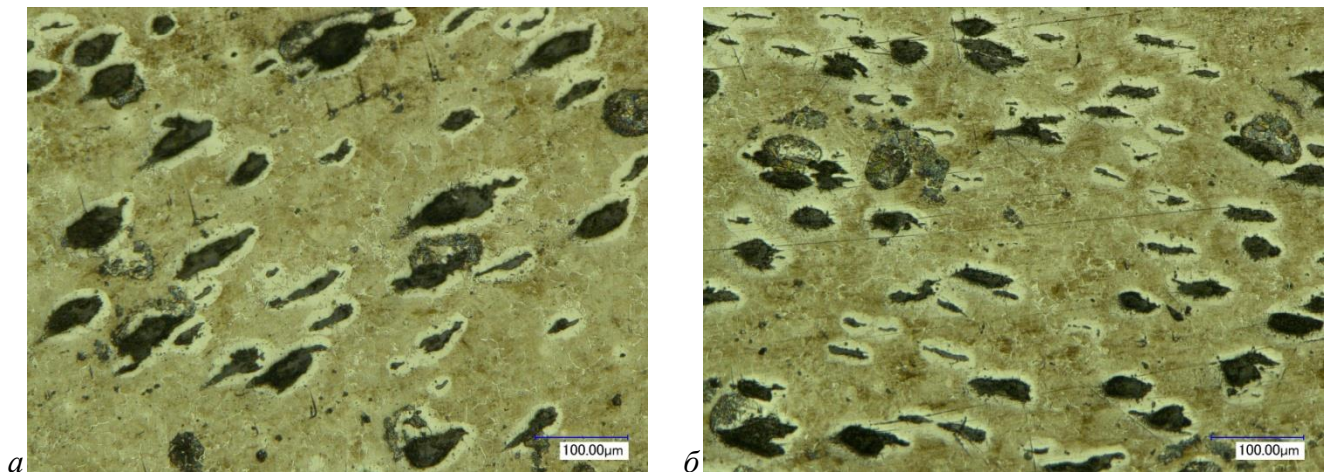


Рисунок 4.67 – Микроструктура чугуна с шаровидным графитом на плоскости слоя фланца №7: *а* – зона 1 (точка 1); *б* – зона 1 (точка 3)

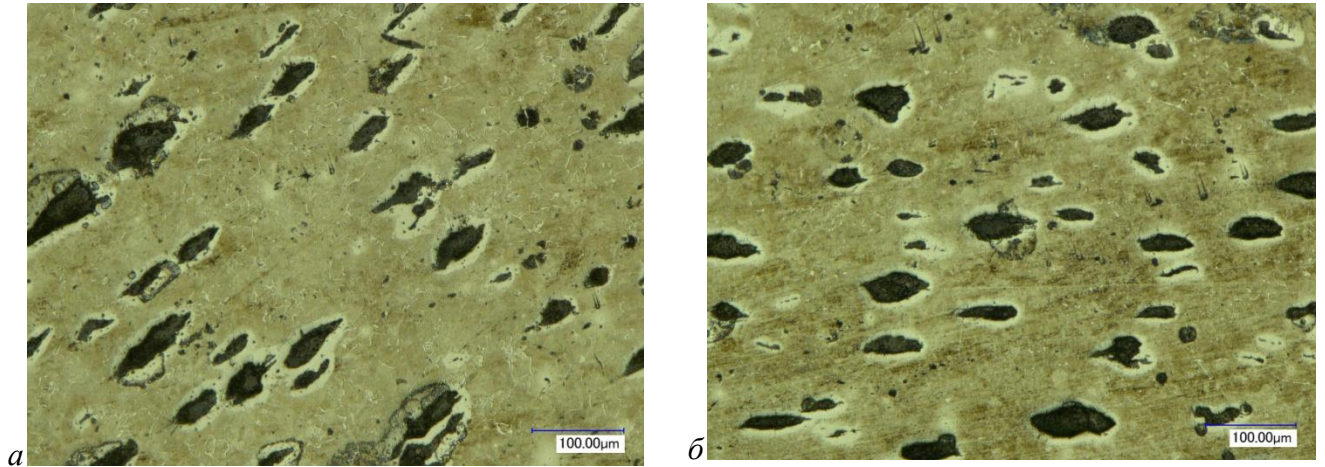


Рисунок 4.68 – Микроструктура чугуна с шаровидным графитом на плоскости фланца №7: *а* – зона 3 (точка 1); *б* – зона 3 (точка 3)

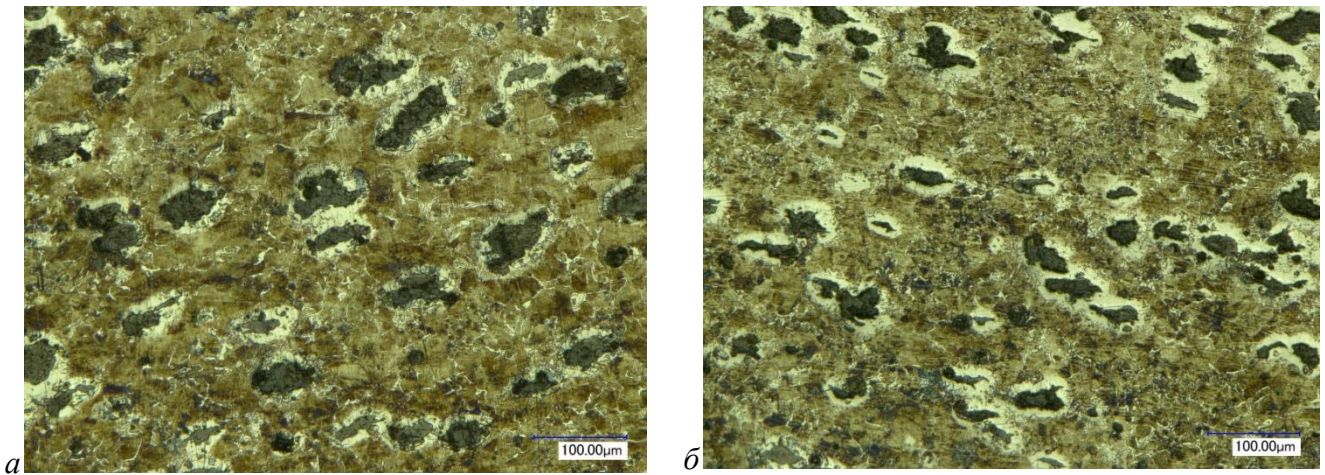


Рисунок 4.69 – Микроструктура чугуна с шаровидным графитом на плоскости слоя фланца №8: *а* – зона 1 (точка 1); *б* – зона 1 (точка 3)

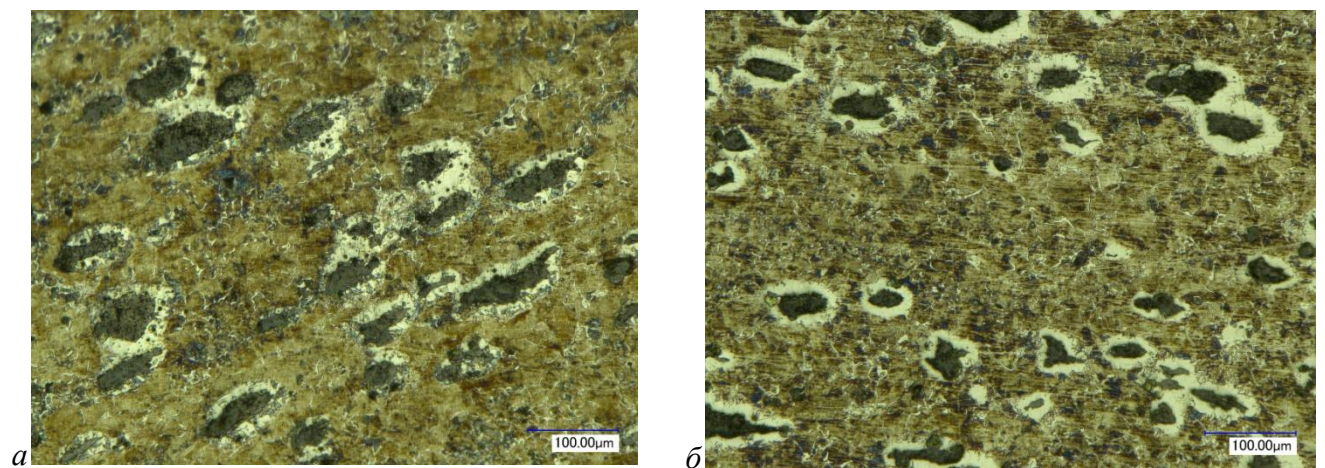


Рисунок 4.70 – Микроструктура чугуна с шаровидным графитом на плоскости слоя фланца №8: *а* – зона 3 (точка 1); *б* – зона 3 (точка 3)

Полное содержание микроструктур приведено в Приложении 6.

Выводы по главе

- Определены структурные и механические характеристики деформированных материалов в условиях многоэтапного и сложного нагружения:
- сталей ферритно-перлитного класса в условиях холодного объемного многопереходного деформирования;
 - стали аустенитного класса в условиях горячей объемной дробной деформации;
 - тонколистовых титановых сплавов в условиях холодного, теплого, горячего деформирования и жестких схем напряженного состояния;
 - рессорной стали в условиях горячей прокатки на клин полосовой заготовки и листовых сталей аустенитного класса в условиях многооперационной формовки;
 - чугуна с шаровидным графитом при горячей объемной штамповки в открытом штампе.

**ГЛАВА 5 ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И
ДЕФЕКТНОСТИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ
В УСЛОВИЯХ СЛОЖНОГО НАГРУЖЕНИЯ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА**

**5.1 Структурные изменения в сталях ферритно-перлитного класса при
многопереходном холодном объемном деформировании и их влияние на
деформационное упрочнение**

Зависимости плотности ρ_M сталей 10 и 20Г2Р от накопленной степени деформации e_i в исследуемых зонах шестигранной гайки М18 (в дальнейшем по тексту гайки) и шестигранного фланцевого болта М10 (в дальнейшем по тексту болта) построены на основании данных таблиц 3.1 и 3.2 и представлены на рисунках 5.1 и 5.2 [129,183-186].

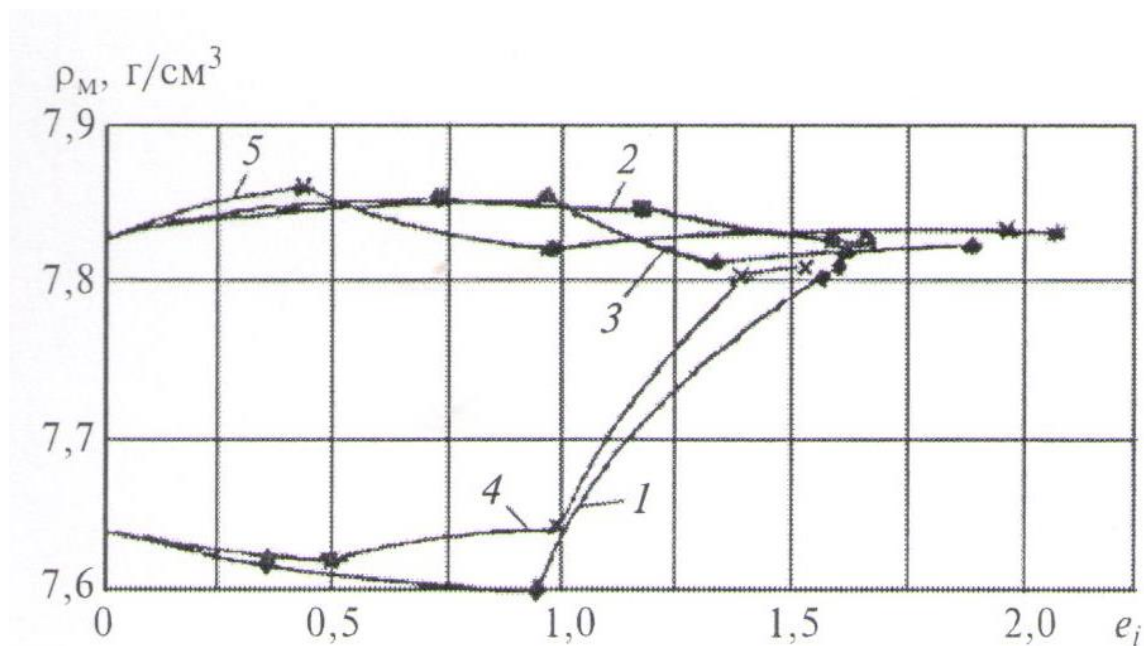


Рисунок 5.1 – Зависимости плотности ρ_M стали 10 от степени деформации e_i в исследуемых зонах: 1 - \diamond ; 2 - \square ; 3 - \triangle ; 4 - \times ; 5 - $*$

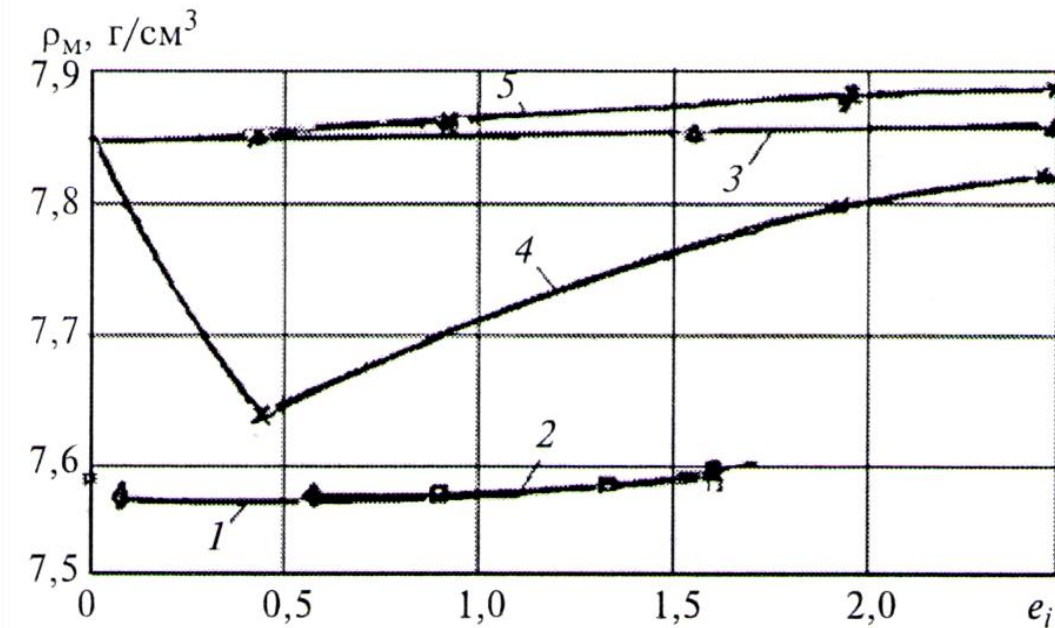


Рисунок 5.2 – Зависимости плотности ρ_m стали 20Г2Р от степени деформации e_i в исследуемых зонах: 1 - \diamond ; 2 - \square ; 3 - \triangle ; 4 - \times ; 5 - $*$

При расчете накопленной степени деформации e_i в исследуемых зонах было использовано положение [39], согласно которого ее значение определяется арифметическим суммированием значений интенсивностей деформаций ε_i на каждом из переходов не зависимо от их вида.

Анализ изменения плотности ρ_m сталей 10 и 20Г2Р, как характеристики общей поврежденности, от степени деформации e_i позволил выделить основную особенность многопереходного холодного объемного деформирования. Для всех исследуемых зон плотность на последнем переходе имела наименьшее значение, но до этого на предыдущих переходах она изменялась немонотонно: повышение сменялось уменьшением и наоборот. Для оценки вклада в развитие общей поврежденности различных видов дефектов [29,52], были проанализированы результаты структурно-механических исследований.

Микроструктурный анализ сталей 10 и 20Г2Р, приведенный в таблицах 3.1 и 3.2, показал незначительное изменение количества зерен и их относительного размера в исследуемых зонах на переходах обработки. К примеру, для стали 10, имеющей на каждом этапе обработки немонотонное изменение плотности, исходная микроструктура и микроструктура на четвертом переходе со степенью

деформации $\epsilon_i = 1,8$, приведена на рисунке 5.3. Даже визуальный анализ отмечает отсутствие значительного изменения величины зерна.

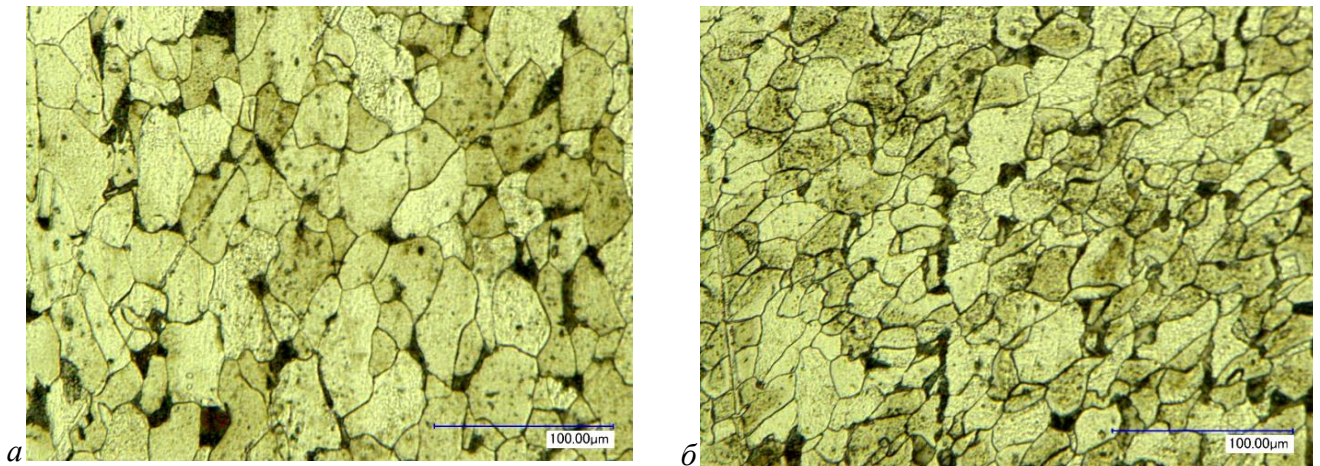


Рисунок 5.3 – Микроструктуры стали 10: *а* – исходной заготовки; *б* – третьей зоны 4-го перехода деформирования

Для стали 20Г2Р обсчет относительного размера перлита, приведенный в таблице 4.2, показал его значение в интервале $0,92 \div 2,76$. По мнению В.В. Рыбина [15] такое изменение размера зерна свидетельствует об отсутствии повышения двумерной дефектности в виде межзеренных границ. В целом, приведенные микроструктурные данные косвенно указывает, что структурные изменения происходят не на уровне микроструктуры, а на уровне субструктуры, что характерно для стадии развитой пластической деформации

Текстурный анализ деформации показал соответствие изменения формы зерен направлению основного течения металла на переходах обработки. Это подтверждается сравнением микроструктуры с картиной математического моделирования, которое для 4-го перехода изготовления болта из стали 20Г2Р приведено на рисунке 5.4.

В центральной зоне головки болта основное течение материала происходит в радиальном направлении (рисунок 5.4 *а*). Исходная текстура заготовки – проволоки диаметром 8 мм представляет собой вытянутые зерна, которые практически сохранилась в основании головки болта (рисунок 5.4 *в*). В то же время в центральной части, в которой происходит встреча взаимно

противоположных течений материала по оси заготовки, происходит его сжатия и исходные зерна приобретают сплюсненную форму

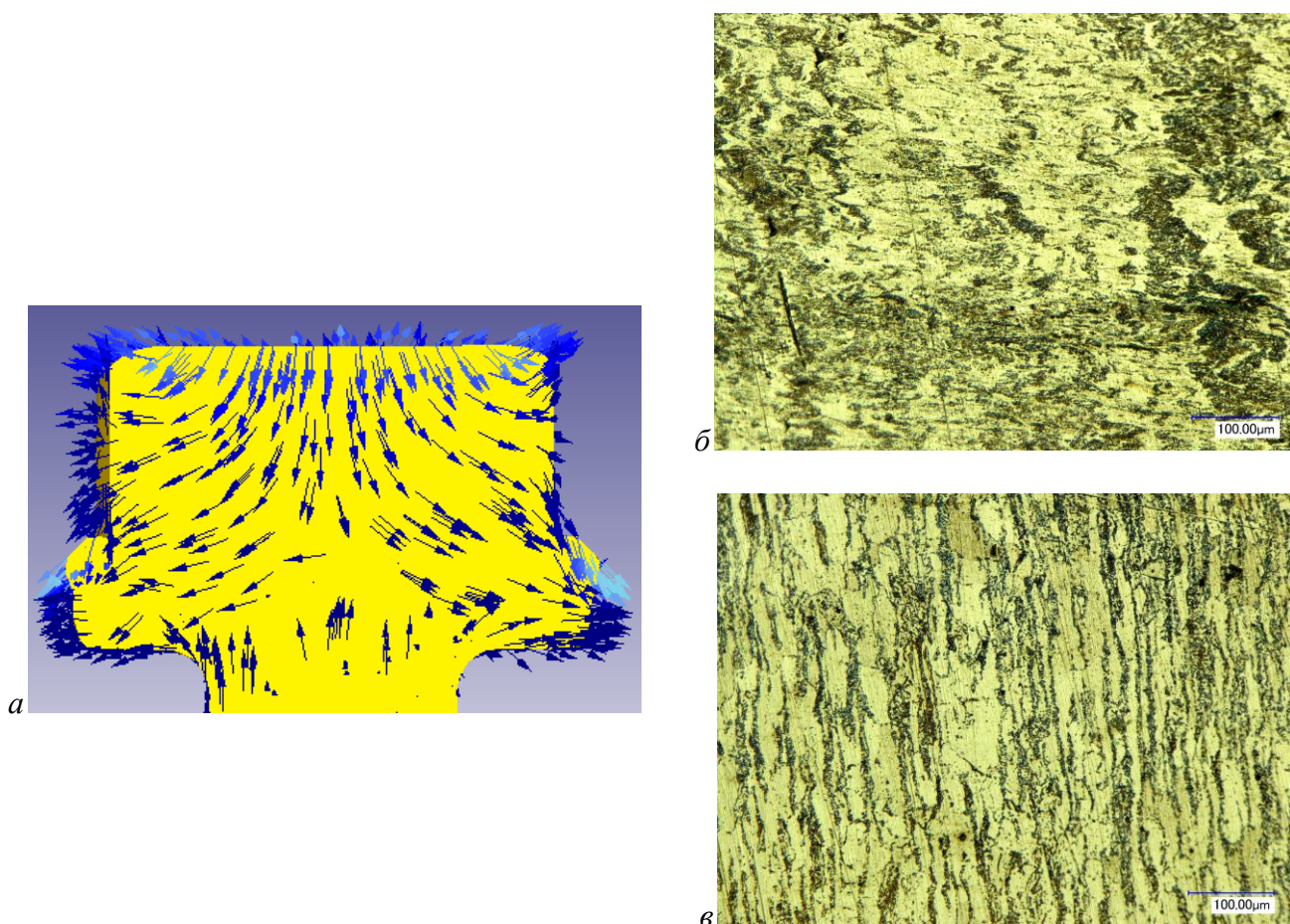


Рисунок 5.4 – 4-й переход изготовления болта из стали 20Г2Р: *а* – картина математического моделирования (стрелки обозначают направления течения материала); *б* – микроструктура центральной зоны головки болта; *в* – микроструктура основания головки болта

Механические исследования сталей 10кп и 20Г2Р (рисунки 5.5 и 5.6) показали постоянное поэтапное повышение микротвердости материала исследуемых зон, что свидетельствует о его монотонном упрочнении. Согласно дислокационной теории постоянное повышение прочностных характеристик объясняется возрастающим затруднением в движении индивидуальных дислокаций, и как следствие, повышением сопротивления пластическому деформированию. Однако, как было отмечено при микроструктурном анализе, значительного измельчения зерен не наблюдалось. Следовательно, в соответствии

с положениями развитой деформации, деформационное упрочнение обеспечивается структурными изменениями на уровне субструктуры.

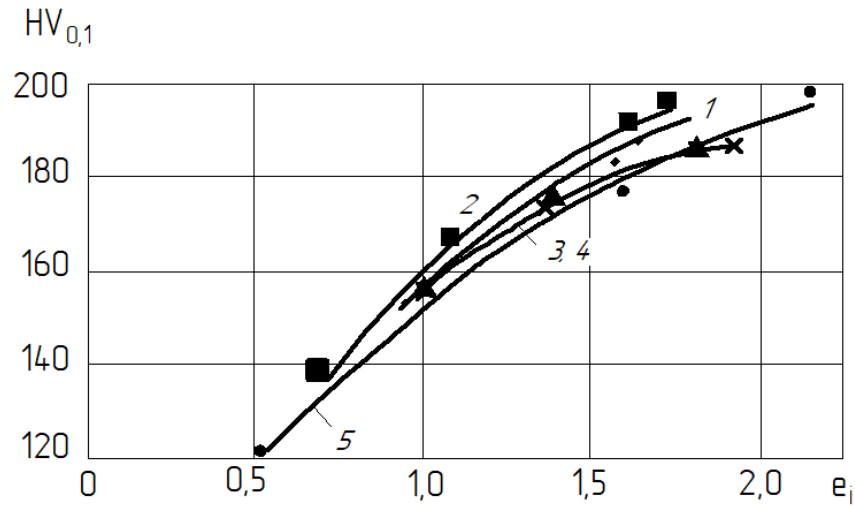


Рисунок 5.5 – Зависимости микротвердости $HV_{0,1}$ стали 10 от степени деформации e_i в исследуемых зонах операционных заготовок гайки: 1 - \diamond ; 2 - \square ; 3 - \triangle ; 4 - \times ; 5 - $*$

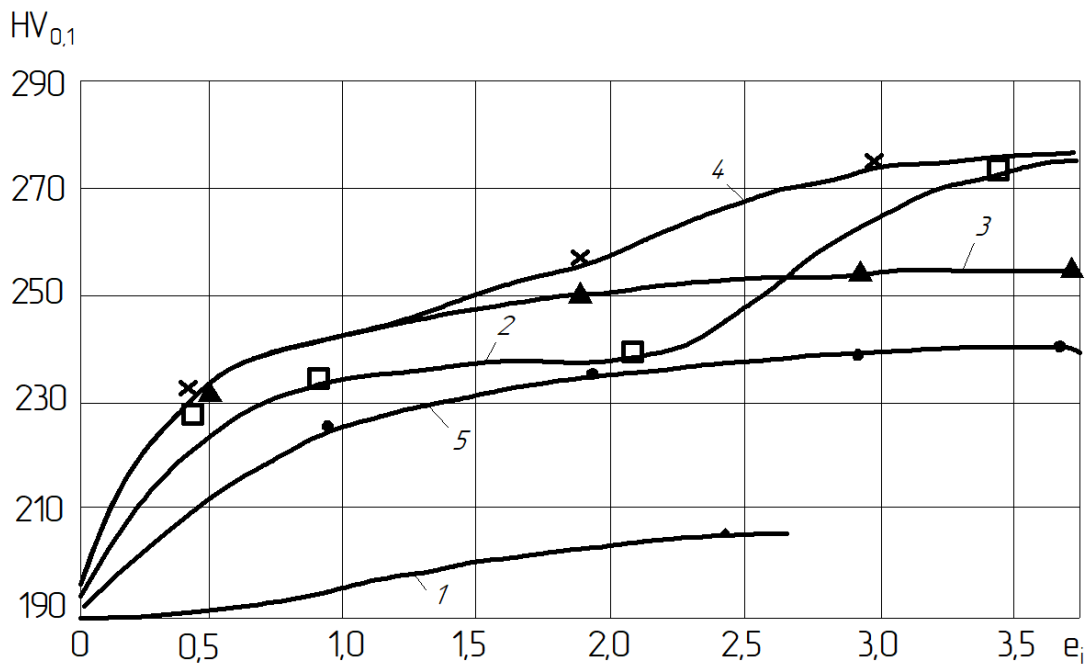


Рисунок 5.6 – Зависимости микротвердости $HV_{0,1}$ стали 20Г2Р от степени деформации e_i в исследуемых зонах операционных заготовок болта: 1 - \diamond ; 2 - \square ; 3 - \triangle ; 4 - \times ; 5 - $*$

Совместное рассмотрение немонотонного развития поэтапной общей поврежденности, и постоянного вклада в нее одно и двух мерной дефектности (дислокации, межзеренные границы), позволяет сделать заключение о

непостоянном развитии на переходах пластической обработки трехмерных дефектов в виде микротрещин и пор. Процессы их образования или "залечивания" зависят от реализуемой механической схемы деформации: напряжения сжатия уплотняют материал, а растяжения – "разрыхляют" [29,43,60]. Это подтверждается данными напряженного состояния материала исследуемых зон на переходах обработки, полученных математическим моделированием.

Процессы холодной высадки гайки (рисунок 3.1) и болта (рисунок 3.2) имеют принципиальные технологические отличия по выбору исходной заготовки и применяемым операциям.

При изготовлении гаечных изделий используется заготовка, высота которой незначительно отличается от высоты гайки, а диаметр равен вписанному диаметру многогранного наружного ее профиля. Первая операция включила осадку заготовки с выравниванием ее торцевых поверхностей. Плотность в средней части заготовки (зоны 2, 3 и 5) повысилась до $7,66 \text{ г/см}^3$ в силу всестороннего сжатия. Вторая операция совместила осадку с предварительной формовкой шестигранника и получением односторонней глухой наметки со стороны пуансона, при этом замеры плотности показали ее уменьшение. Вторая операция совместила осадку с предварительной формовкой шестигранника и получение односторонней глухой наметки со стороны пуансона. Данная операция характеризуется наличием растягивающих напряжений в операционной заготовке в силу выполнения свободной осадки с отсутствием ограничения со стороны боковой поверхности инструмента. Во всех центральных зонах плотность материала уменьшилась. При получении поочередно глухих полостей на третьей и четвертой операциях напряженное состояние внутренних зон 3, 2 и 5 характеризуется сжимающими напряжениями и значительными степенями деформации $\epsilon_i = 1.0 \div 1.5$, при этом плотность материала повысилась до значений $7,805 \div 7,81 \text{ г/см}^3$. Торцевые участки исходной заготовки (зоны 1 и 4), полученной резкой проволоки во втулочных ножах, имели низкую плотность $\sim 7.62 \text{ г/см}^3$ в силу наличия микротрещин по поверхности реза. На второй операции разрыхление структуры в зонах 1 и 4 уменьшилось в силу возрастания роли

сжимающих напряжений. На последующих операциях плотность зон 1 и 4 повысилась до значений $7,805 \div 7,81$ г/см³, которые соизмеримы с плотностью внутренних зон 3, 2 и 5.

Болтовые изделия изготавливаются из заготовок, диаметр которых значительно меньше диаметра головок, и, как следствие, напряженно-деформированное состояние материала в объеме заготовок характеризуется значительной пространственной неоднородностью.

В качестве исходной заготовки для высадки болта применялась проволока из стали 20Г2Р с плотностью $7,843$ г/см³. Технологические особенности штамповки болта прослеживаются на операционных схемах формоизменения, которые приведены на рисунках 2.7 в, 2.8 в, 2.9 в, 2.10 в.

На первой операции осуществляется свободная осадка заготовки (рисунок 2.7 в), с наибольшей деформацией в ее средней части. Из всех исследуемых зон это состояние характерно для зоны 4, расположенной в середине боковой поверхности осаживаемой части заготовки. Измерения показали снижения плотности материала на первой операции на $\approx 1\%$ – до $7,64$ г/см³. На второй операции заготовка осаживалась в матрице, что обеспечило деформацию зоны 4 в условиях всестороннего сжатия. Плотность материала повысилась до $7,8$ г/см³.

На третьей и четвертой операциях формируется наружный контур головки болта по схеме всестороннего сжатия, что выразилось в дальнейшем увеличении плотности материала до $7,82$ г/см³ в зоне 4. В зонах 3 и 5, расположенных по центру объема высаживаемого участка заготовки, для всех операций характерна схема всестороннего сжатия. В зоне 3 исходная плотность $7,843$ г/см³ на операциях практически не изменилась, в зоне 5 наблюдалось небольшое повышение. Торцевой участок исходной заготовки (зоны 1 и 2) после резки имел дефекты в виде микротрещин, что отразилось низким значением плотности $7,31$ г/см³. Однако на всех формообразующих операциях зоны 1 и 2 постоянно со всех сторон контактируют с инструментом, что блокирует развитие трещин, полученных при резке проволоки.

Полученные результаты исследования свидетельствуют о немонотонном накоплении повреждений в условиях многоэтапной холодной обработки в силу реализации различных механических схем деформации на этапах, влияющих на развитие трехмерных дефектов в виде микротрещин и пор, имеющих возможность залечивания. Это позволило уточнить общее уравнение связи поврежденности (плотности ρ_M) металлического материала со степенью деформации в зависимости от внешних и внутренних факторов, предложенное В.А. Скудновым [29].

Для одноэтапной холодной обработки уравнение имеет вид

$$\rho_M^n = \rho_{M_0} \exp\left\{\varphi(M)\varepsilon_i \left(K'_1 + \frac{K'_2}{2}\varepsilon_i\right)\right\} \quad (5.1)$$

где ρ_{M_0} – исходная плотность материала; K'_1 и K'_2 – коэффициенты, учитывающие переменное исходное состояние ($0 \leq K'_1 \leq 1$) и влияние текущей деформации на распределение мест разрушения ($0 \leq K'_2 \leq 1$); $\varphi(M) = e^{\varphi(v_\sigma, v_D)\Pi}$ – функция, учитывающая параметры механической схемы (M) деформации (v_σ и v_D – коэффициенты Лоде); $\Pi = 3\sigma_{cp}/\sigma_i$ – показатель напряженного состояния (σ_{cp} – среднее напряжение; σ_i – интенсивность напряжений).

Для условий многопереходной холодной обработки уточнение уравнения выразилось введением поэтапного расчета дефектности с учетом изменения эффективного числа возможных мест разрушения после каждого этапа обработки

$$\rho_M^n = \rho_{M_0} \exp\left\{\varphi(M)^{n=1}\varepsilon_i^{n=1} \left(K'_1 + \frac{K'_2}{2}\varepsilon_i\right)\right\} \times \exp\left\{\varphi(M)^{n=2}\varepsilon_i^{n=2} \left(K'_1 + \frac{K'_2}{2}\varepsilon_i\right)\right\} \times \dots \times \exp\left\{\varphi(M)^n\varepsilon_i^n \left(K'_1 + \frac{K'_2}{2}\varepsilon_i\right)\right\}, \quad (5.2)$$

где n – номер этапа пластической деформации.

Механические свойства материалов в условиях многоэтапной холодной пластической деформации рационально оценивать с применением обобщенных кривых деформационного упрочнения. Для стали 10 зависимость приведена на рисунке 5.7.

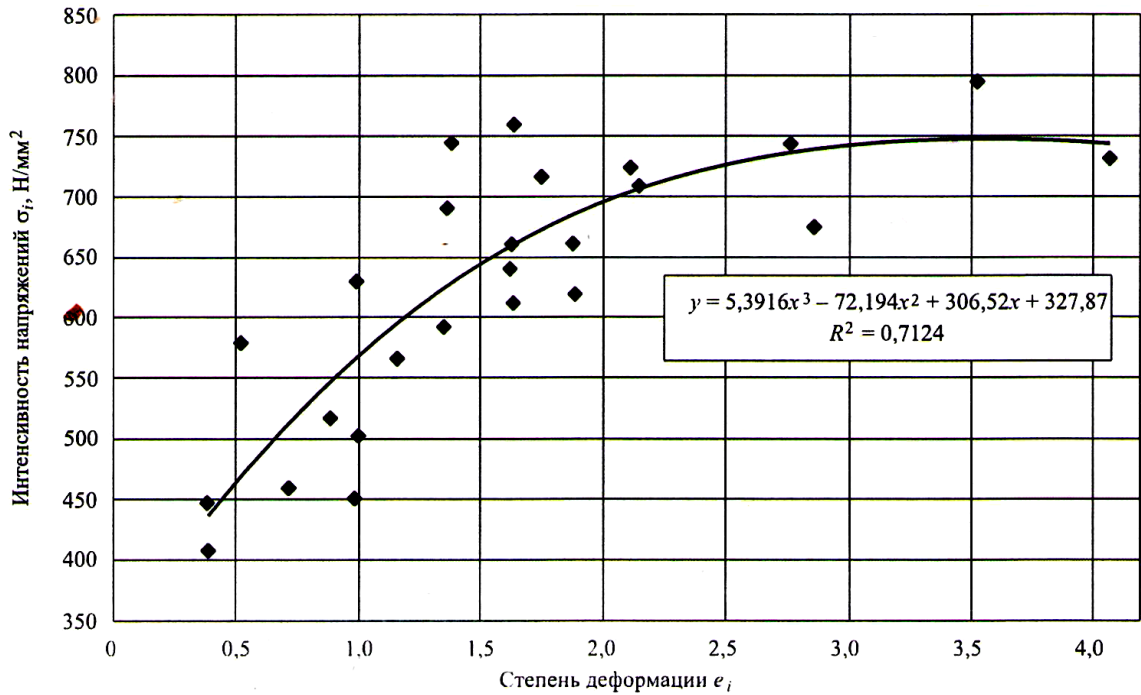


Рисунок 5.7 – Обобщенная кривая упрочнения стали 10

Кривая построена по разработанной методике [155-157], в которой степень деформации определяется микроструктурным методом с применением разработанной программы для ЭВМ [108], а интенсивность напряжений рассчитывается по методу твердости [154] с использованием показателей механических свойств металла, полученных при линейном растяжении. Кривая описывается уравнением $y = 5,3916x^3 - 72,194x^2 + 306,52x + 327,87$ с величиной аппроксимации $R^2 = 0,7124$.

Продолжительность обобщенных кривых упрочнения целесообразно рассматривать с позиции энергоемкости структуры, которая характеризуется предельной энергией деформации W_c , величина которой зависит от внутренних факторов состояния материала (состава, состояния, структуры, свойств) и от условий внешней нагрузки в которые входит механическая схема деформации.

Величина энергии деформации W_c материала на кривых упрочнения определяется, как площадь зависимости напряжение – степень деформации,

Для одноосного растяжения величина W_c , рассчитывается по формуле [184]

$$W_c = 0,5 (\sigma_T + \sigma_K) \epsilon^{\text{пред}}, \quad (5.3)$$

где σ_T – предел текучести; σ_K – сопротивление разрушению; $\varepsilon^{\text{пред}}(\psi$ или $\delta)$ – истинная предельная деформация при растяжении, равная $\varepsilon^{\text{пред}} = \ln(1/\psi)$ (ψ – относительное сужение) или $\varepsilon^{\text{пред}} = \ln(1 + \delta)$ (δ – относительное удлинение).

Величина энергии деформации W_c , соответствующая одноосному растяжению на зависимости интенсивность напряжений – степень деформации определяется, как площадь участка, который ограничивается значениями напряжений и деформации при разрушении. При более «жестком» нагружении, при двухосном растяжении, значения напряжений и деформации при разрушении будут меньше, также как и величина энергии деформации W_c .

Полученные результаты позволяют высказать мнение, что обобщенная кривая деформационного упрочнения, описываемая полиномом третьей степени, определяет технологическую возможность оценки материала по величине предельной деформации и упрочнения в зависимости от схемы напряженного состояния. В зависимости от показателя напряженного состояния продолжительность обобщенной кривой для конкретной технологической деформации различна.

Стадийность обобщенных кривых упрочнения материала, как и кривые упрочнения полученных при статических испытаниях, целесообразно рассматривать исходя из кинетики накопления повреждений, которое включает периоды зарождения и распространения трещин. Каждый период имеет стадии накопления повреждений, которым должны соответствовать определенные участки кривой упрочнения. С этих позиций рассмотрения на обобщенных кривых упрочнения можно выделить следующие участки. Первый участок характеризуется интенсивным упрочнением, который обусловлен скольжением индивидуальных дислокаций. Переход ко второму участку происходит в конце интенсивного упрочнения и соответствует началу процесса фрагментации структуры. На последующих участках процесс фрагментации структуры, продолжается.

Немонотонное развития поврежденности сталей ферритно-перлитного класса также было исследовано на этапах многооперационного холодного

деформирования стали 20, которые подтвердили полученные результаты и позволили сделать следующее обобщение [183]:

- в условиях многоэтапного холодного пластического деформирования в материале происходит немонотонное накопление повреждений, в показателе изменение плотности материала, в силу реализации различных механических схем деформации на этапах, влияющих на развитие трехмерных дефектов;
- приведено уточнение общего уравнения связи дефектности металлического материала со степенью деформации, в котором учитываются изменения эффективного числа возможных мест разрушения на каждом этапе обработки, с учетом немонотонного накопления повреждений;
- дана оценка стадийности обобщенным кривым упрочнения в координатах "интенсивность напряжений – степень деформации" с позиции оценки предельной пластичности и деформационного упрочнения.

5.2 Структурные изменения в материалах в условиях горячей дробной деформации и их влияние на динамическую прочность

Структурные изменения горячедеформированного материала, происходящих в процессе деформирования зависят от степени деформации, схемы напряженного состояния, исходного структурного состояния (величины зерна, наличия полигонизированной структуры), химического состава, обуславливающего выделение второй фазы в виде карбидов и карбонитридов.

Структурные изменения после горячей деформации происходят при последующем нагреве деформированных материалов, охлаждения при выдержке и при температуре деформации. Кинетика статической рекристаллизации зависит от скорости и температуры деформации (параметр Зинера-Холломона), степени предшествующей горячей деформации, величины после деформационных и меж-деформационных пауз

Для объяснения структурных изменений в горячедеформированном материале используют модели процесса рекристаллизации, разработанные для статической рекристаллизации. Рассматриваются три возможных механизмов возникновения рекристаллизованных зерен.

Для материалов с невысокой энергией упаковки реализуется *механизм превращения малоугловой границы в большеугловую* (механизм Бейли-Хирша) [187]. Зарождение зародышей рекристаллизованных зерен происходит по границам исходных деформированных зерен. Возникновение свободной от дислокаций ячейки происходит в результате переползания и перестройки дислокаций. Движущей силой роста таких областей является разность значений полной энергии дислокаций в объеме деформируемого материала и энергии дислокаций, расположенных в малоугловых границах. По мере роста субзерна увеличивается угол их разориентировки по отношению к соседям, тем самым происходит превращение малоугловых границ в большеугловые границы. По Горелику С.С. данный механизм рекристаллизации также зависит от соотношения размеров исходного и динамически рекристаллизованного зерна.

Для материалов с высокой энергией упаковки рекристаллизованное зерно образовывается в *результате коалесценции субзерен* (механизм Кана-Бюргера), при которой один из полигонов структуры растет за счет поглощения соседних зерен [188,189].

При сочетании механизмов Бейли-Хирша и Кана-Бюргера возможен механизм динамической рекристаллизации *путем миграции небольших участков высокоугловой границы с образованием выступов* (геометрический механизм) [190-193].

– Структурные изменения стали аустенитного класса 12Х18Н10Т в условиях горячей дробной деформации определялись в выделенных зонах (периферийная и центральная) ступенчатой заготовки на переходах обработки, накопленная степень которой приведена в таблице 5.1) [194,195].

Таблица 5.1

	1 переход	2-й переход	3 переход	4 переход
	Накопленная степень деформации на переходах			
Периферийная зона	1,2	1,6	2,0	3,5
Центральная зона	0,6	2,3	2,5	3,5
Уков на переходе	1,31	1,66	1,19	1,12
Общий уков	1,31	2,08	2,59	5,3

Микроструктура материала 1-го перехода приведена на рисунке 5.8. В периферийной зоне зерна имеют неравноосную, вытянутую форму, величина которых достигает $d_m^{max} = 120$ мкм ($a \sim 14400$ мкм²) и превышает в шесть раз величину исходного зерна (средняя площадь $a \sim 375$ мкм², средний диаметр $d_m^{cp} \sim 20$ мкм). Микроструктура центральной зоны представляет собой неоднородные зерна с двойниками в виде многогранников с прямыми границами ($d_m^{cp} = 42$ мкм, $a \sim 1750$ мкм²), размер которых меньше размера зерен периферийных слоев, но превышает размер исходного зерна в три раза. Рост зерна в периферийной зоне объясняется тем фактом, что деформация материала находится в интервале критических степеней деформации.

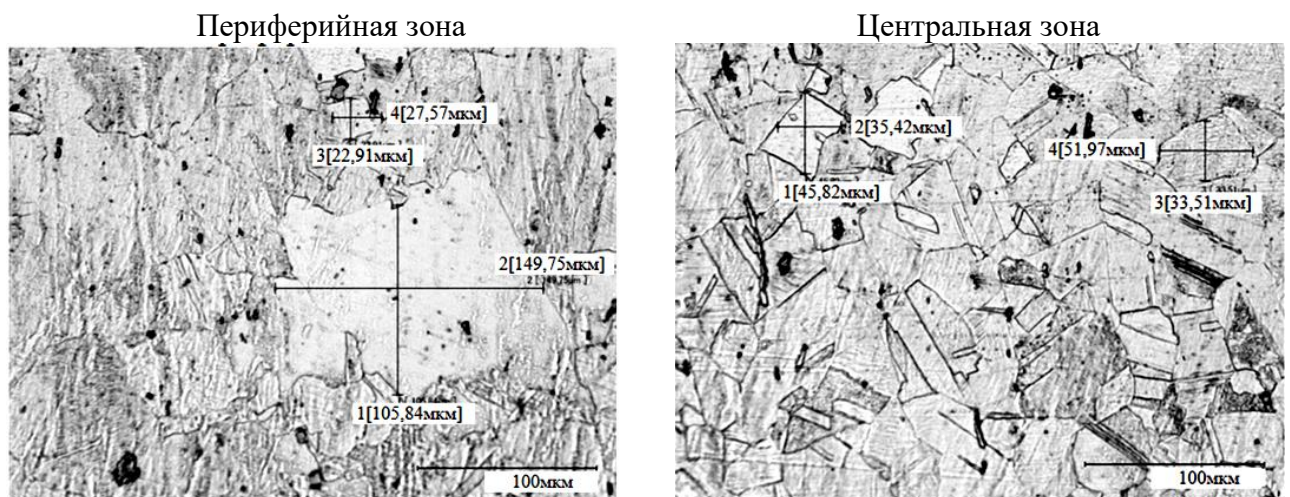


Рисунок 5.8 – Микроструктура стали X18H10T 1-го перехода деформирования

При деформации реализуется зародышевый механизм рекристаллизации, идущий по границам зерен.

Микроструктура материала 2-го перехода приведена на рисунке 5.9. На

2-м переходе в периферийных слоях увеличилось количество больших зерен, что может свидетельствовать о прохождении рекристаллизация по миграционному механизму, включающему перемещение границы зерна и увеличение размеров зерна, полученного на предыдущем переходе. Объяснением является небольшая деформация на переходе $\varepsilon_2^{\text{II}} = 0,4$. В центральной зоне форма зерен, в сравнении с 1-м переходом, не изменилась, но зерна имеют меньшую величину. При этом деформация имеет наибольшее значение на переходах $\varepsilon_2^{\text{II}} = 1,7$, накопленная деформация достигла

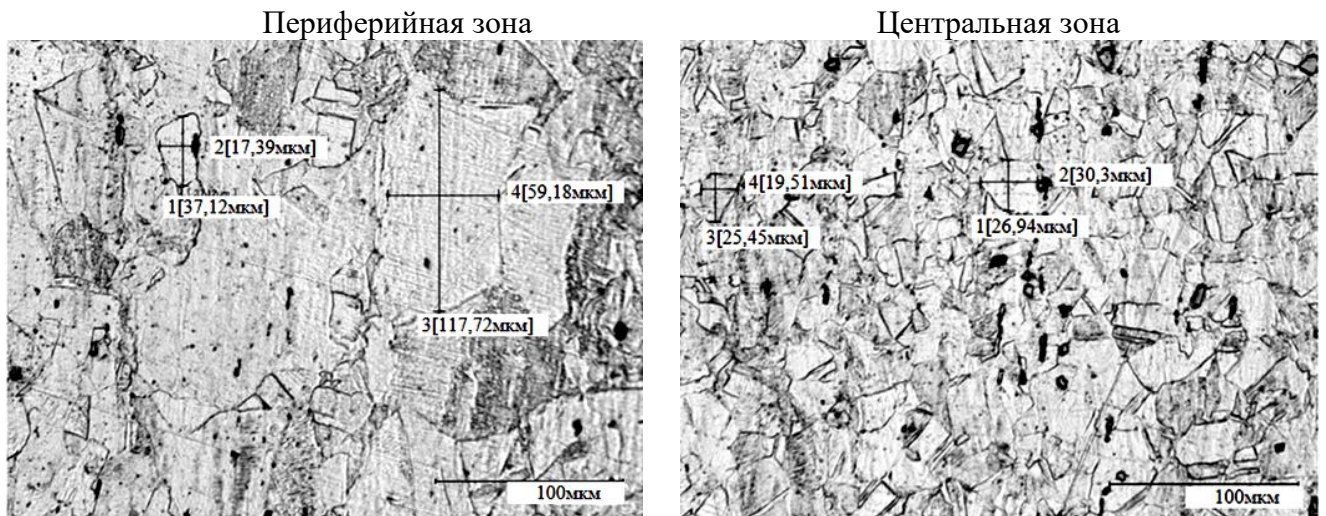


Рисунок 5.9 – Микроструктура стали X18N10T 2-го перехода деформирования

Микроструктура материала 3-го перехода приведена на рисунке 5.10.

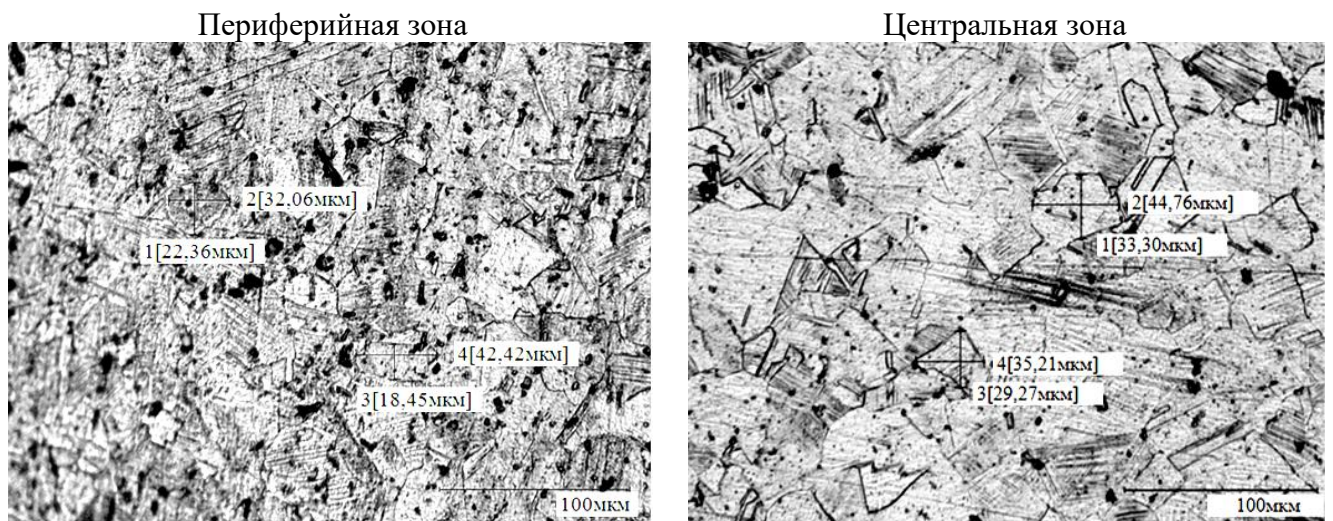


Рисунок 5.10 – Микроструктура стали X18N10T 3-го перехода деформирования

Микроструктура материала периферийной зоны содержит равноосные неоднородные зерна, максимальная величина которых составляет $d_m^{max} = 27$ мкм ($a \sim 800$ мкм²), вокруг больших зерен располагаются малые зерна. Накопленная деформация имеет значение $e_2^II = 2,0$. В микроструктуре центральной зоны присутствуют неоднородные зерна с двойниками в виде многогранников с прямыми границами, средняя величина которых увеличилась по сравнению со 2-м переходом и имеет значение $d_m^{cp} = 42$ мкм ($a \sim 1200$ мкм²).

На 4-м переходе микроструктура периферийной и центральной зон практически одинаковая. Она содержит однородные зерна величиной $d_m \sim 20$ мкм, средняя площадь которых составила $a \sim 375$ мкм² (рисунок 5.11), что соответствует величине исходного недеформированного зерна. Величина накопленной деформации составила $e_2 = 3,5$, а в показателе укова $y_{общ} = 5,3$.

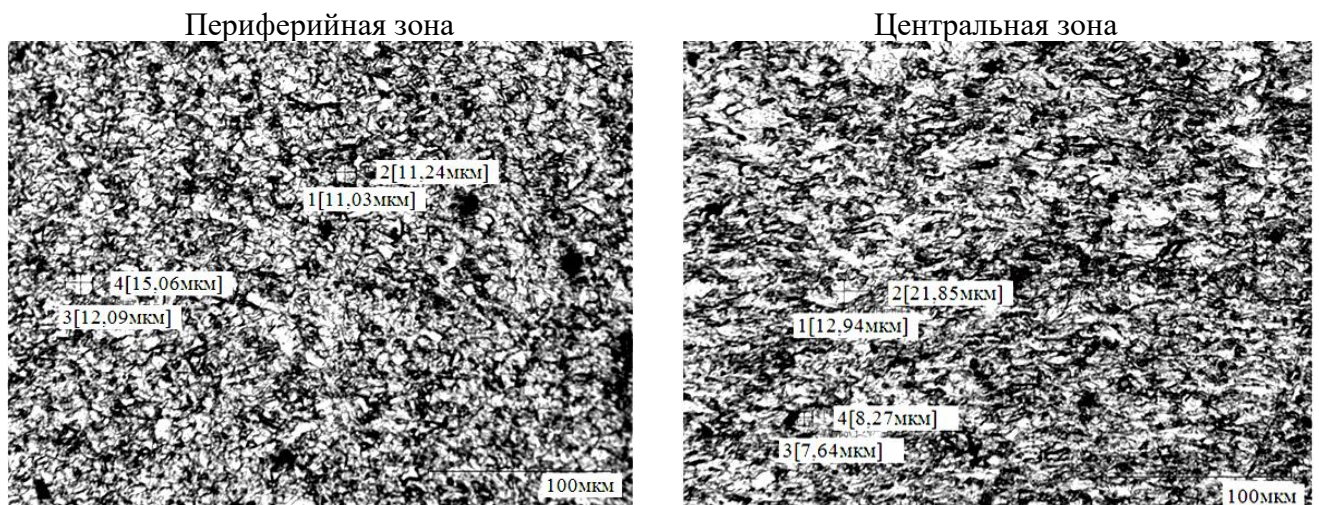


Рисунок 5.11 – Микроструктура стали X18H10T 4-го перехода деформирования

На основании полученных результатов построены зависимости изменения величины зерна при деформировании от степени деформации на переходах и накопленной деформации (рисунок 5.12).

Анализ построенных зависимостей позволяет сделать следующие выводы. Наибольшая величина рекристаллизованного зерна проявляется при деформации исходного материала в интервале критических степеней. Реализации механизмов динамической рекристаллизации зависит от условий деформации:

рекристаллизация, идущая по границам зерен, реализуется при мелкозернистой структуре и значительных степенях обработки; рекристаллизация по миграционному механизму происходит в крупнозернистой структуре с малыми степенями деформации; завершение динамической рекристаллизации определяется критическим значением величины накопленной деформации для материала.

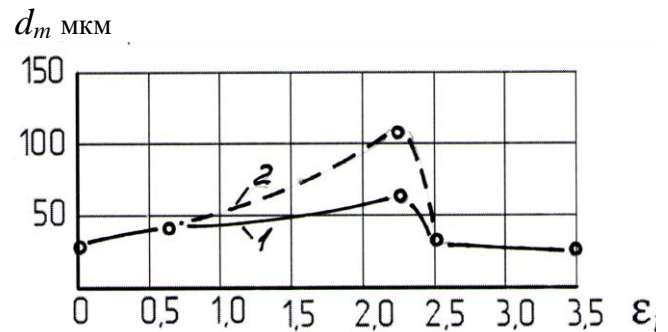
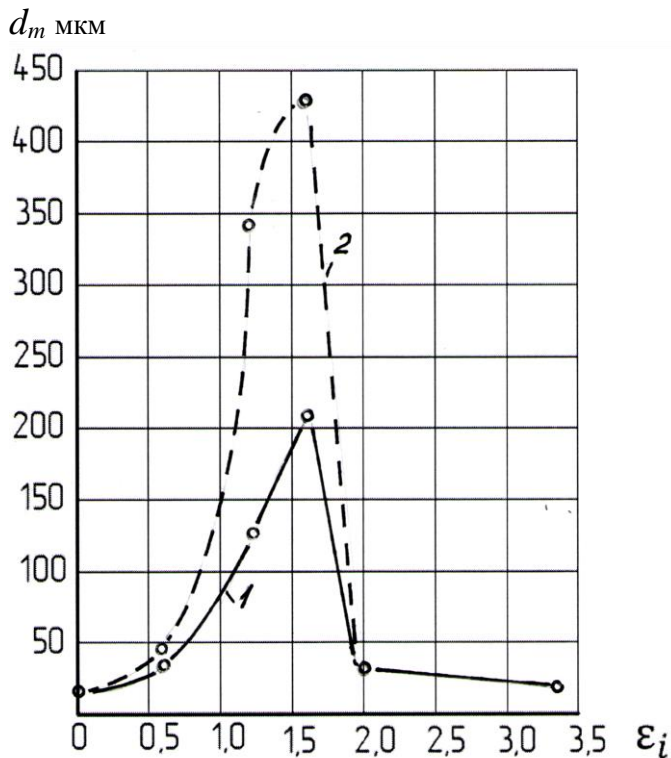


Рисунок 5.12 – Зависимости изменения среднего диаметра d_m зерна стали X18H10T от степени деформации ε_i в периферийной (а) и центральной (б) зонах:
1 – после деформирования;
2 – в ступенчатой заготовке

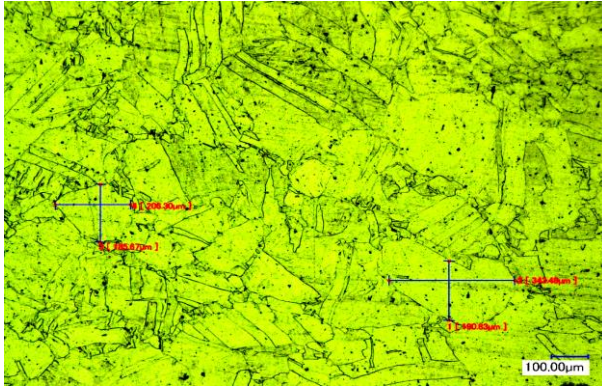
Кинетика собирательной рекристаллизации определялась на основании микроструктурного анализа материала ступеней заготовки.

На 1-й ступени (рисунок 5.13), которая без деформирования имела три подогрева (~ 40 мин.), наибольший рост зерна соответствовал периферийным слоям. Максимальная величина составила $d_m^{cp} = 340$ мкм ($a \sim 120000$ мкм²), что больше в три раза величины зерна при деформировании. В центральной зоне наблюдается мелкозернистая структура с округленными границами.

В микроструктуре материала 2-и ступени (рисунок 5.14) за два подогрева по всему сечению произошло укрупнение зерна: в центральной зоне в 3 раза до $d_m = 105$ мкм ($a \approx 11000$ мкм²), в периферийной зоне в 5 раз по сравнению с исходным

зерном. Учитывая интенсивное укрупнение отдельных зерен до $d_m = 450$ мкм ($a \approx 200000$ мкм²), можно предположить, что в периферийных слоях второй ступени поковки наряду с собирательной протекает вторичная рекристаллизация.

a – периферийная зона ×200



б – центральная зона ×1000

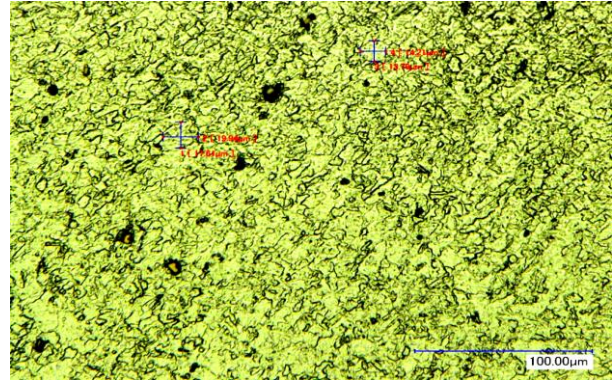
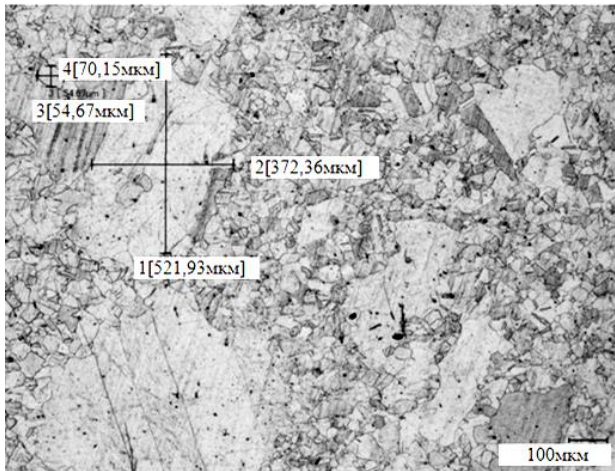


Рисунок 5.13 – Микроструктура стали X18N10T 1-и ступени заготовки

a – периферийная зона



б – центральная зона

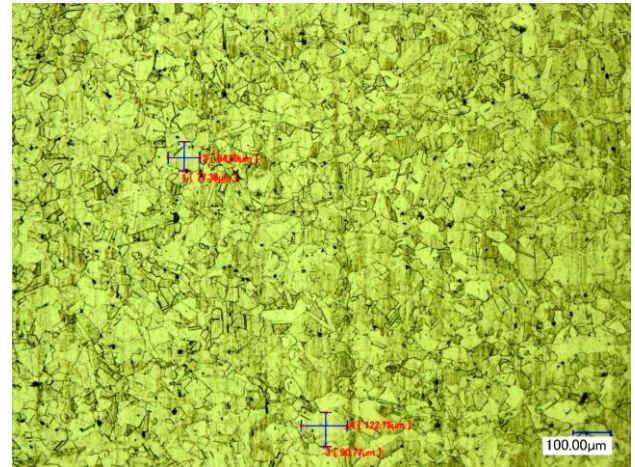


Рисунок 5.14 – Микроструктура стали X18N10T 2-и ступени заготовки

В микроструктуре третьей ступени после одного подогрева (рисунок 5.15) не наблюдалось значительного роста зерна. По всему сечению сформировалась одинаковая микроструктура с величиной зерна $d_m^{cp} = 28$ мкм ($a \sim 600$ мкм²), однако наблюдаются зерна величиной $d_m^{max} = 36$ мкм ($a \sim 1200$ мкм²). Полученные результаты могут свидетельствовать о начале прекращения статической рекристаллизации при величине общего укова $y_{зобщ} = 2,59$.

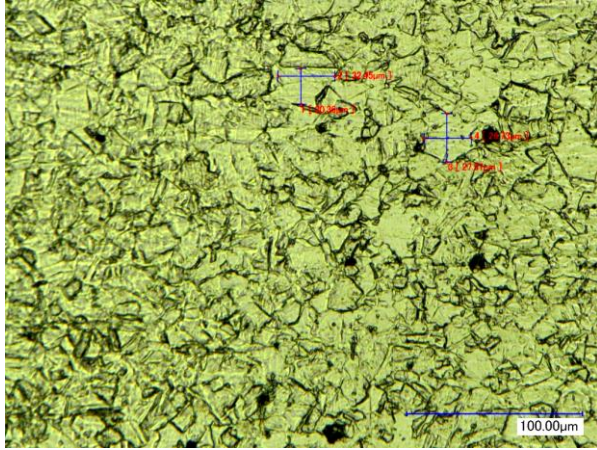
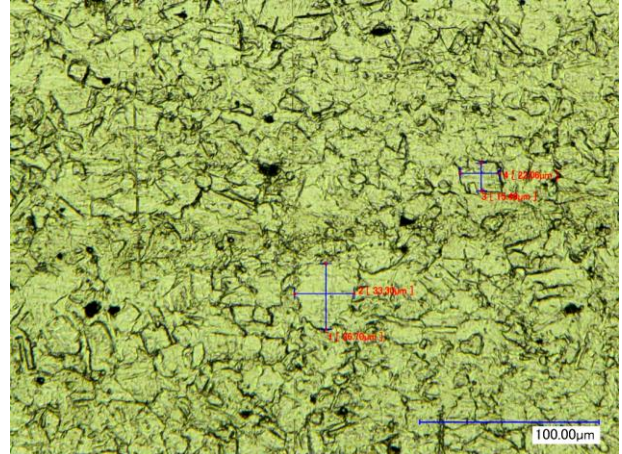
a – периферийная зона*b* – центральная зона

Рисунок 5.15 – Микроструктура стали X18H10T 3-и степени заготовки

При деформировании четвертой степени сформировалась одинаковая по всему сечению микроструктура с равноосными однородными зернами $d_m \approx 20$ мкм, средняя площадь которых $a \approx 375$ мкм², что соответствует размеру исходного недеформированного зерна горячекатаного проката.

Построенные зависимости изменения величины зерна в исследуемых зонах ступеней заготовки от степени деформации на переходах и накопленной деформации совмещены на рисунке 5.12 с зависимостями динамической рекристаллизации. Совместный их анализ позволяет сделать следующие выводы.

Наибольшая интенсивность динамической рекристаллизация соответствует интервалу критических степеней деформаций и зависит от размера зерна исходного материала; для деформаций, выше критических, размер зерна определяется накопленной деформацией по ходу обработки и не зависит от структуры металла на предыдущих переходах.

Стадия собирательной рекристаллизации реализуется после стадии динамической рекристаллизации при степенях деформации, соответствующих интервалу критических степеней, для стали X18H10T в показателе интенсивности деформации интервал имеет значение $\varepsilon_i = 1 \div 2$.

При изготовлении ступенчатых заготовок протяжкой из аустенитных сталей рекомендуется режимы горячей дробной деформации:

- минимальный общий уков, обеспечивающий мелкозернистую структуру, должен быть не менее трех, при этом возможна протяжка с любыми степенями обжатия;
- недопустимо изготовление ступеней заготовки из горячекатаного проката с критическими степенями деформации.

В дополнении к выводам следует отметить, что построенные зависимости имеют практическое значение. По мнению С.С. Горелика [17] «практическое применение имеют диаграммы, на которых наносится величина зерна к концу первичной рекристаллизации, а в случае необходимости на разных стадиях последующей рекристаллизации, что обеспечивается проведением отжигов различной продолжительностью».

5.3 Структурные изменения в тонколистовых материалах при «жестком» нагружении в условиях холодного, теплого и горячего деформирования и их влияние на предельную пластичность

В металловедении титановых сплавов определение оптимальных режимов термомеханической обработки неразрывно связано с изучением их повреждаемости и кинетикой разрушения. В исследованиях была применена структурно - кинетическая концепция прочности В.В. Рыбина [15,124]. Она учитывает структуру, созданную в процессе пластической деформации, кинетику зарождения и последующего развития микротрещин. При этом исследуется взаимосвязь механизмов деформации и разрушения на макро, микро и субструктурных уровнях. Характер деформируемой структуры сопоставляется с качественной и количественной характеристиками повреждаемости и видом картин изломов. В качестве основной феноменологической характеристики макроразрушения образца используется значение предельной деформации.

5.3.1 Микроструктурный и фрактографический анализы

Температурные зависимости предельной деформации в условиях одноосного и двухосного растяжения в интервале температур (20÷850) °С и скоростей деформации ($10^{-1} \div 10^{-3}$) с⁻¹ для титанового сплава ОТ4-1 приведены на рисунках 5.16 и 5.17, для титанового сплава ВТ6С – в Приложение 3, рисунки 55 и 56 [168,196-200]. Для характерных участков зависимостей выполнена фрактурная привязка механизмов разрушения, что позволило определить области хрупкого и вязкого разрушения. Анализ построенных зависимостей позволяет отметить, что не зависимо от схемы напряженного состояния происходит строго последовательная смена механизмов разрушения, каждому из которых соответствует участок зависимости, отличающийся величиной наклона.

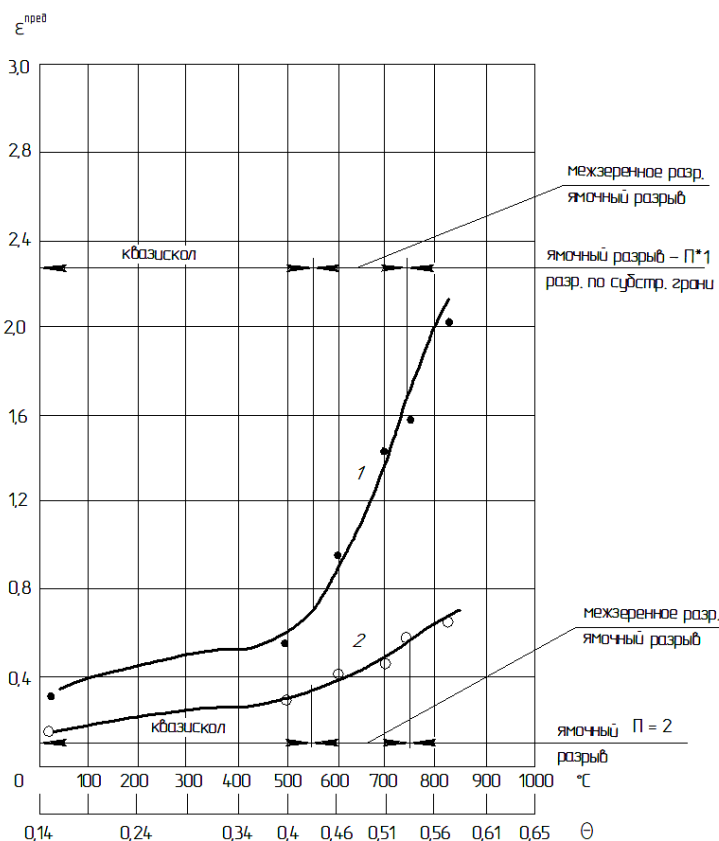


Рисунок 5.16 – Температурные зависимости предельной деформации $\epsilon^{пред}$ титанового сплава ОТ4-1 при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2}$ с⁻¹:
1 – одноосное растяжение;
2 – двухосное растяжение

Металлографический анализ показал, что при одних и тех же температурно-скоростных условиях деформации при одноосном и двухосном растяжении

микроструктуры имеют одинаковый характер деформационного рельефа и различную картину повреждаемости.

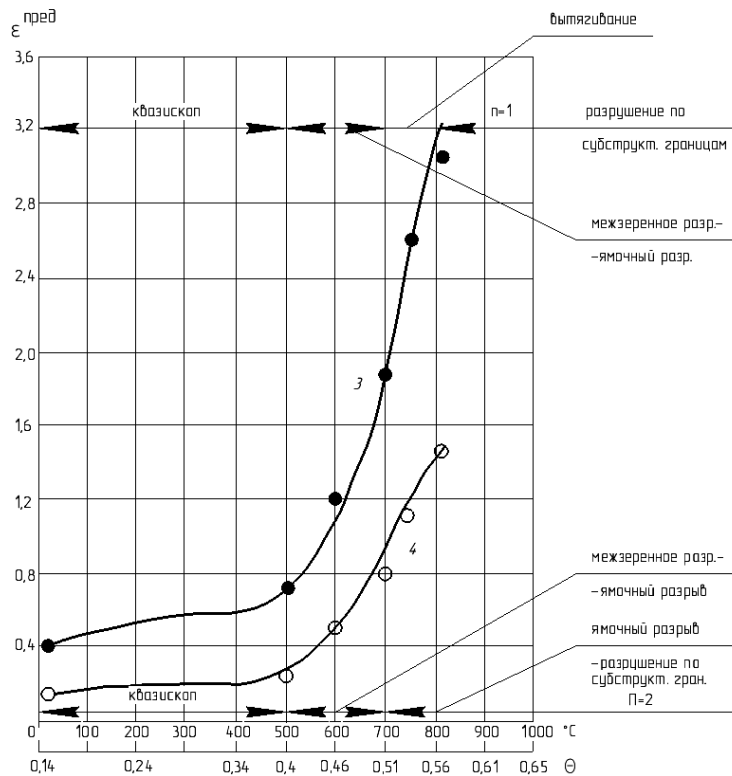


Рисунок 5.17 – Температурные зависимости предельной деформации $\varepsilon^{пред}$ титанового сплава ОТ4-1 при скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$:
3 – одноосное растяжение;
4 – двухосное растяжение

На первом участке до температур $(450 \div 500) \text{ } ^\circ\text{C}$ ($\sim 0,45 T/T_{пл}$) деформированная микроструктура не отличается от недеформированной. По данным исследований В.В. Рыбина [15] пластическая деформация осуществляется внутриверным дислокационным скольжением [201] и двойникованием [202].

На втором участке до температур $(700 \div 750) \text{ } ^\circ\text{C}$ ($\sim 0,7 T/T_{пл}$), в металле дополнительно, начинает реализовываться зернограничное проскальзывание [203] и диффузионная ползучесть, характерные для мелкозернистых титановых сплавов. При температурах $(750 \div 800) \text{ } ^\circ\text{C}$ указанные механизмы становятся основными, и в микроструктуре четко просматриваются межзеренные границы [203,204].

Возникающее в структуре порообразование зависит от температуры, скорости деформации и схемы напряженного состояния. Так по сравнению с одноосным растяжением для двухосного растяжения при температурах, начиная с $500 \text{ } ^\circ\text{C}$, для микроструктуры характерно порообразование, зависящее от скорости деформации. К примеру, при $750 \text{ } ^\circ\text{C}$ для титанового сплава ОТ4-1 при скорости

деформации $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ оно проявляется более интенсивно, чем при $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ (рисунок 5.18).

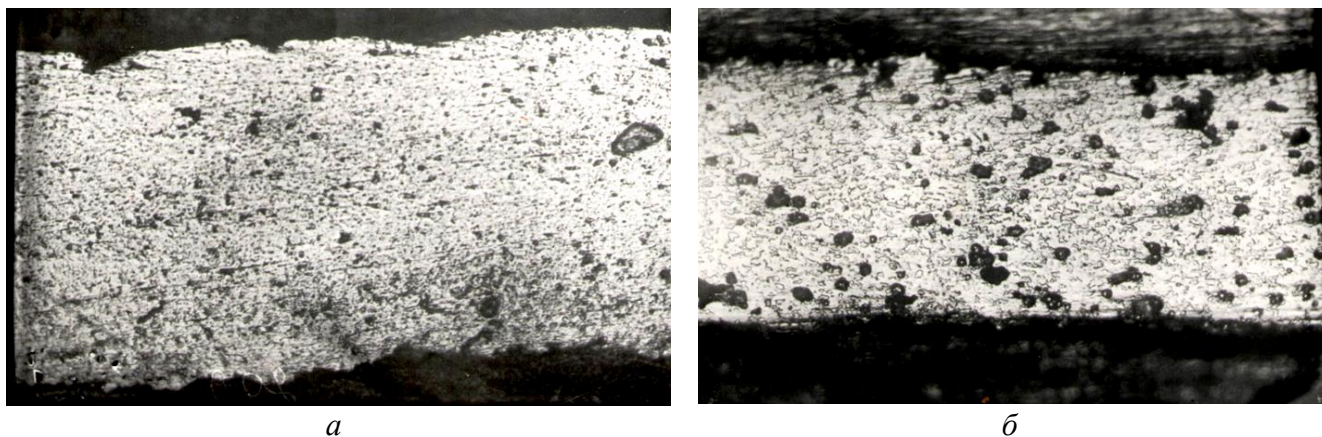


Рисунок 5.18 – Микроструктура титанового сплава ОТ4-1 при двухосном растяжении, температуре 750 °С и скоростях деформации: *a* – $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, *б* – $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ ($\times 340$)

По мнению В.В. Рыбина, причиной порообразования является зернограничное проскальзывание и недостаточно высокая температура для прохождения диффузионных процессов.

Фрактуры изломов при одноосном растяжении приведены на рисунке 5.19.

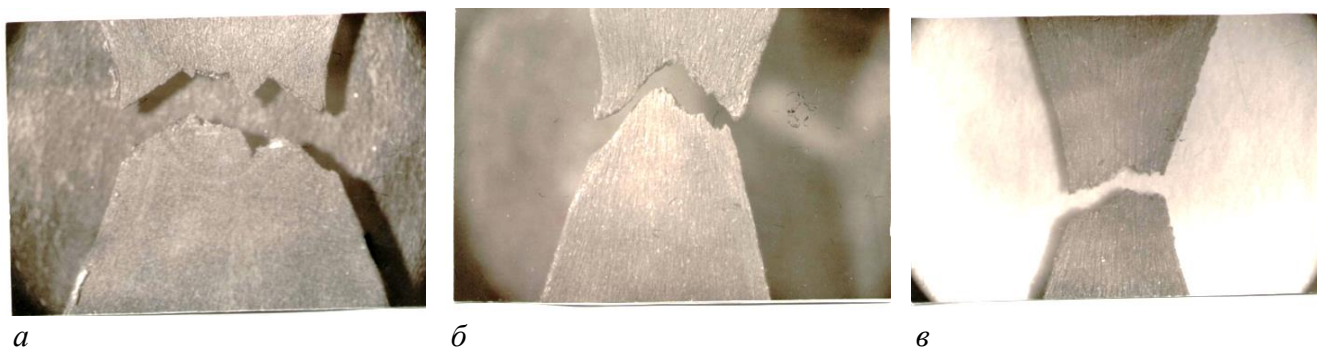


Рисунок 5.19 – Фрактографии изломов титанового сплава ОТ4-1 при одноосном растяжении, скорости деформации $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при температурах °С: *a* – 600, *б* – 700, *в* – 750 ($\times 5$)

При температурах менее 600 °С поверхность изломов в макромасштабе имеет характер вязко-хрупкого разрушения, о чем свидетельствует угол между направлениями поверхности разрушения и главного напряжения (рисунок 5.20 *a*).

При температурах свыше 600 °С поверхность излома начинает приобретать характер вязко-вязкого разрушения. Это характеризуется образованием шейки на образцах (рисунок 5.19 б, в).

При микрофрактографическом анализе поверхность изломов материала при одноосном растяжении до температуры 600 °С при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (рисунок 5.20 а) имеет сложную поверхность разрушения, которая характеризуется участками ячеистой структуры, на границах которых прослеживаются «дорожки» изломов. Это свидетельствует об ограниченности пластических зон, определяемых участками ячеистой структуры, и позволяет сделать заключение, что распространении микротрещин происходит по механизму квазискола.

При температурах свыше 600 °С поверхность излома начинает приобретать характер вязко-вязкого разрушения, На микрофрактограммах наблюдается образование раковин (чашек) в виде пор, микропор, которые увеличиваются, стенки их удлиняются до нарушения сплошности материала. На изломе наблюдаются вытянутые "ямки" и мельчайшие впадинки, что свидетельствуют о слиянии пустот по способу сдвигового разрыва.

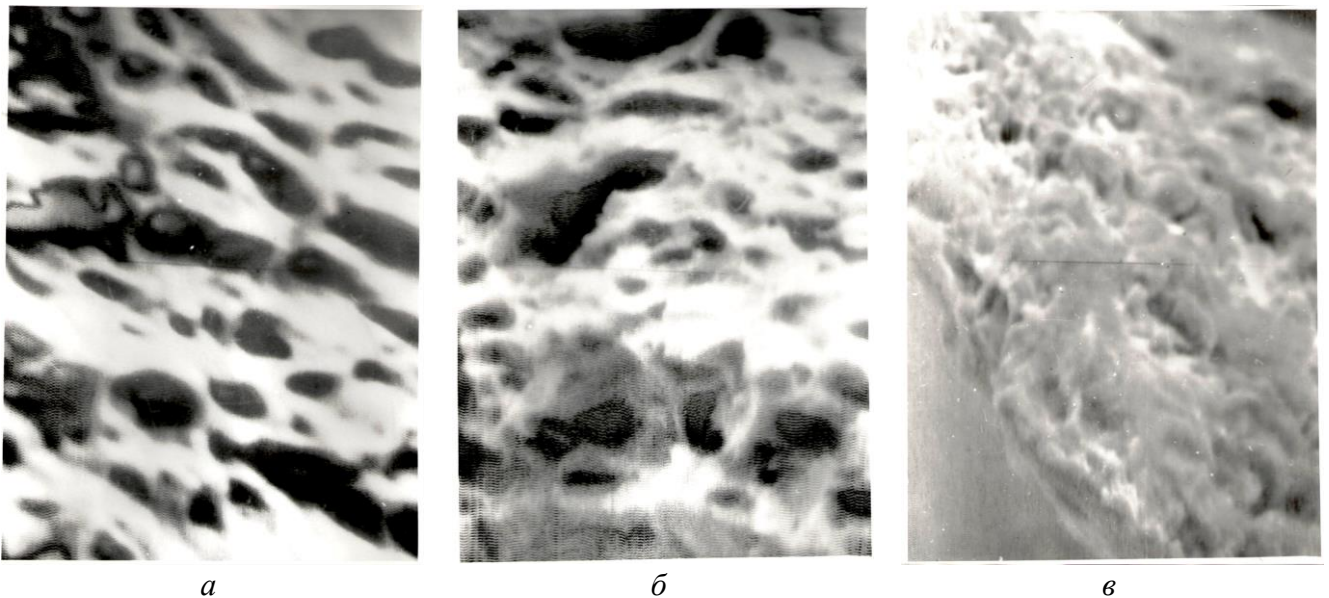


Рисунок 5.20 – Фрактографии изломов титанового сплава ОТ4-1 при одноосном растяжении, скорости деформации $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при температурах °С: а – 600. б – 700, в – 750 ($\times 1400$)

При 750 °С характер разрушения полностью меняется на ямочный разрыв (рисунок 5.20 б). При увеличении температуры до 800 °С и выше, поверхность характеризуется мелкими ямками, которые являются результатом образования ячеистой субструктуры (рисунок 5.20 в). При указанных температурах и небольших скоростях деформации $\sim 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, кроме ямочного разрыва, на поверхности излома наблюдаются элементы разрушения по субструктурным границам. С уменьшением скорости деформации, последовательность смены механизмов разрушения сохраняется, при этом замена вязко-хрупкого на вязко – вязкое разрушение смещается в сторону меньших температур.

Фрактографии изломов при двухосном растяжении приведены на рисунках 5.21 и 5.22. До 600 °С (рисунок 5.21 а) разрушение происходит квазисколом. В макромасштабе поверхность разрушения имеет конфигурацию, приближающуюся к прямой линии с небольшой зубчатостью по кромке. При повышении температуры разрушение приобретает вязко-вязкий характер. При температуре 750 °С квазискол меняется на ямочный разрыв, геометрия излома имеет разветвленную поверхность с мелкими зубчиками и впадинами (рисунок 5.21б, в).

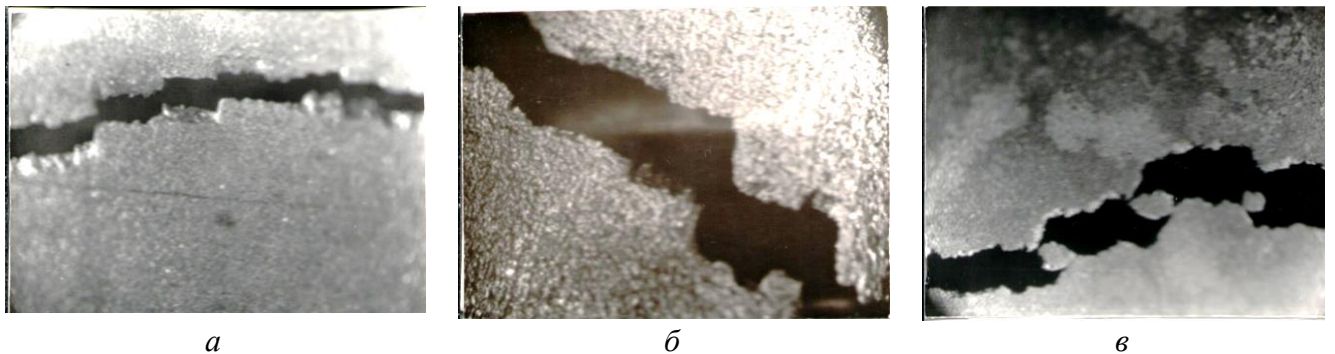


Рисунок 5.21 – Фрактографии изломов титанового сплава ОТ4-1 при двухосном растяжении, скорости деформации $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при температурах °С: а – 600. б – 700, в – 750 ($\times 5$)

При двухосном растяжении, как и для одноосного растяжения, до 700 °С разрушение имеет вязко-хрупкий характер и происходит квазисколом ("розеточный" излом) (рисунок 5.22 а). На микрофрактограммах наблюдаются участки ячеистой структуры с ямками округлой формы, в виде розеток. На

границах пластических зон просматриваются локальные участки распространения трещин, похожие на излом.

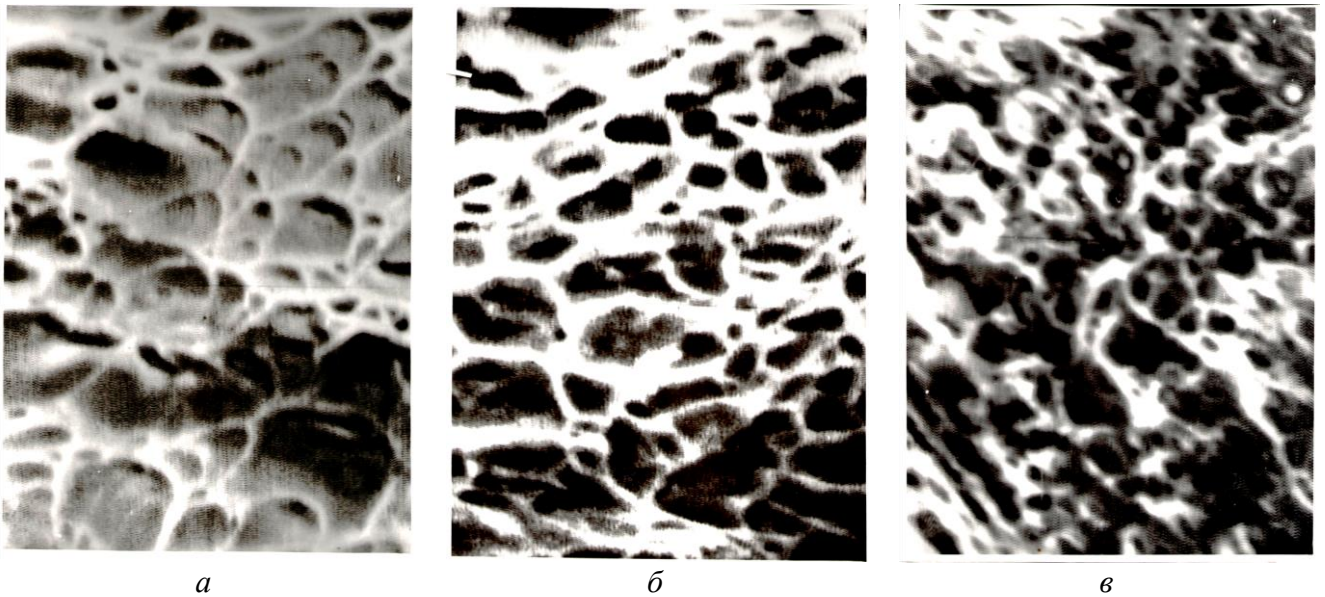


Рисунок 5.22 – Фрактографии изломов титанового сплава ОТ4-1 при двухосном растяжении, скорости деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ при температурах °С: *a* – 600. *б* – 700, *в* – 750 ($\times 1400$)

По мере увеличения температуры и развития зернограничного проскальзывания количество ямок растет (рисунок 5.22 *б*). При температуре ~ 750 °С разрушение приобретает вязко-вязкий характер (рисунок 5.22 *в*). Основным механизмом разрушения становится ямочный разрыв. В микромасштабе поверхность излома состоит из "чашечек" различных размеров, возникших в результате слияния микропор.

Приведенная оценка типов микромеханизмов разрушения подобна классификации, описанной в работе [205,206]. В ней также использованы две основные характеристики: первая по структурному признаку (внутрикристаллитное или межкристаллитное разрушение), и вторая – по вязкости разрушения (хрупкое, квазихрупкое и вязкое). Это позволяет четко описать микромеханизмы разрушения при наличии структурной текстуры. Хрупкое разрушение соответствует развитию трещин, которое не сопровождается пластическим деформированием. Квазихрупкое происходит по телу зерна и сопровождается пластической деформацией, прилегающей к трещине.

Теоретические представления о квазихрупком развитии трещины разработаны Стро [207].

Проведенный анализ позволяет сделать заключение, что независимо от схемы напряженного состояния у сплава ОТ4-1 происходит строго закономерная смена механизмов разрушения. При повышении температуры от 20 до 800 °С последовательность изменения механизмов разрушения выглядит следующим образом: для ОТ4-1: квазискол – межзеренное разрушение – ямочный разрыв – разрушение по субструктурным границам; для ВТ6С: квазискол – межзеренное разрушение – ямочный разрыв.

5.3.2 Развитие поврежденности листовых титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6С в условиях «жестких» схем напряженного состояния

На основании данных о развитии поврежденности в виде микротрещин на микрошлифах сечений деформированных образцов (таблица 4.5) построены зависимости плотности микротрещин ρ титанового сплава ОТ4-1 от величины предельной деформации $\varepsilon^{пред}$, напряженного состояния Π и скорости $\dot{\varepsilon}$ (рисунок 5.23).

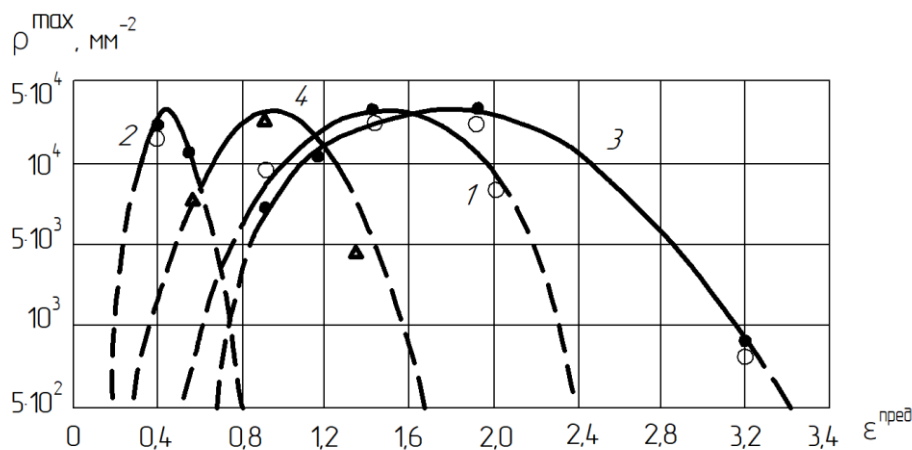


Рисунок 5.23 – Зависимости плотности микротрещин ρ от предельной степени деформации $\varepsilon^{пред}$ титанового сплава ОТ4-1 при скоростях деформации $\dot{\varepsilon}$ и схемах напряженного состояния Π : 1 – $\dot{\varepsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ – ($\Pi = 1$); 2 – $\dot{\varepsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ – ($\Pi = 2$); 3 – $\dot{\varepsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ – ($\Pi = 1$); 4 – $\dot{\varepsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ – ($\Pi = 2$)

Распределение чашечек по размерам на поверхности вязких изломов титанового сплава ОТ4-1 при скоростях деформации $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ и $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, одноосном и двухосном растяжении для $800 \text{ }^\circ\text{C}$ приведено на рисунке 5.24, для температур 600 и $700 \text{ }^\circ\text{C}$ – на рисунках 44 и 45 Приложения 3.

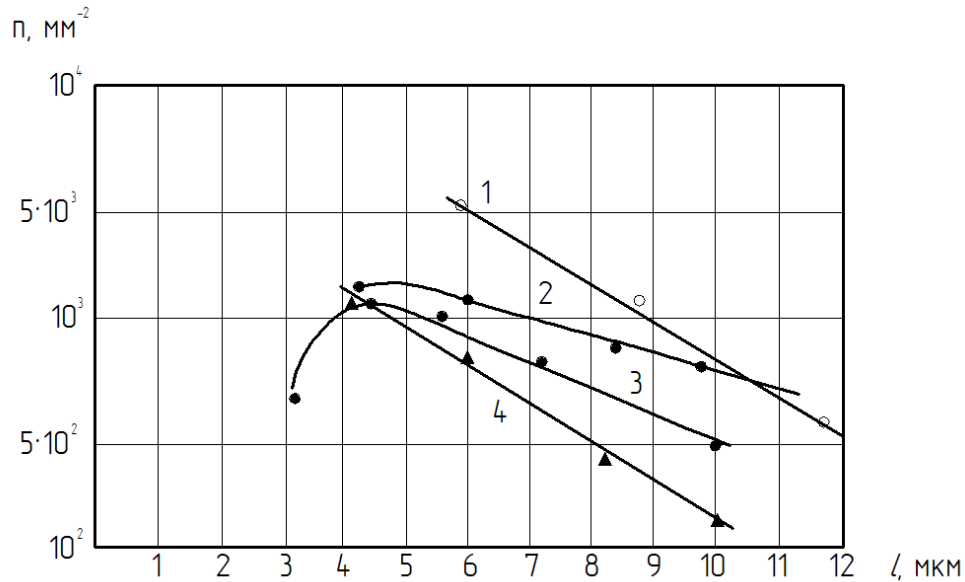


Рисунок 5.24 – Распределение плотности чашек n (мм^{-2}) по размеру l (мкм) титанового сплава ОТ4-1 при $800 \text{ }^\circ\text{C}$ при скоростях деформации $\dot{\epsilon}$: одноосное растяжение: 1 – $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$; 3 – $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$; двухосное растяжение: 2 – $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$; 4 – $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$;

Достоверность данных о развитии поврежденности в виде плотности микротрещин на микрошлифах сечений образцов подтверждается количественной оценкой плотности чашечек на поверхности вязких изломах.

В целом распределение чашечек описывается общей зависимостью

$$\Delta n / \Delta l = A \exp(-l/\bar{l}), \quad (5.1)$$

где \bar{l} – величина среднего размера пор.

Величина \bar{l} (табл.4.5) для всех условий деформации совпадает с результатами В.В. Рыбина и В.А. Лихачева [172], и находятся в интервале $(3 \div 6)$ мкм. Плотность чашечек в зависимости от температуры испытания указана в таблице 4.6 и приведена на рисунке 5.23. Их величина совпадает с числом микротрещин в плоскостях шлифов с точностью до множителя $0,3 \div 0,5$.

Анализ зависимостей плотности микротрещин ρ показывает, что зависимости имеют одинаковый характер и содержат, как правило, два участка.

На первом идет повышение плотности до максимума, на втором – снижение [79]. Совместное рассмотрение зависимостей плотности $\rho = f(\varepsilon^{пред})$ и температурных зависимостей предельной пластичности $\varepsilon^{пред} = f(T)$ показал, что максимальная плотность микротрещин соответствует температуре $\sim 0,5 T_{пл}$. Для сплава ОТ4-1 при скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ – это $650 \text{ }^\circ\text{C}$, для $\dot{\varepsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ – это $700 \text{ }^\circ\text{C}$. При этих температурах в титановых сплавах все больше начинает проявляться межзеренное проскальзывание, внося основной вклад в суммарную деформацию. Доля границ, на которых наблюдается проскальзывание, достигает 100%. Проскальзывание вдоль границ осуществляется так называемыми межзеренными дислокациями, плоскость скольжения которых совпадает с плоскостью границ [204]. Температуры ($650 \div 700$) $^\circ\text{C}$ не позволяют получить полной релаксации напряжений в границах зерен, что приводит к накоплению локальных напряжений и зарождение субмикротрещин по одной из дислокационных схем. Однако, при этих температурах начинает иметь место ситуация, когда все больше зародившейся субмикротрещин не развивается хрупко, а округляются в микропоры и пластически растут за счет дислокационной "подпитки".

По виду фрактур изломов можно сделать, что происходит смена механизмов разрушения квазискола на механизм вязкого межзеренного разрушения [150,151].

Все это свидетельствует о соответствии максимума на зависимости $\rho = f(\varepsilon^{пред})$ (рисунок) моменту перехода от вязко-хрупкого к вязко-вязкому при одинаковой температуре, независимо от скорости деформации.

Разным температурным испытаниям соответствует отличный наклон температурных зависимостей предельной деформации. Для $600 \text{ }^\circ\text{C}$ группе соответствует механизм разрушения типа квазискол, для $700 \text{ }^\circ\text{C}$ – межзеренное разрушение, для $800 \text{ }^\circ\text{C}$ – ямочный разрыв.

Полученные данные о микроструктуре, кинетики повреждаемости, картинах изломов при двухосном растяжении при высоких температурах позволили проанализировать влияние ужесточения напряженного состояния на механизм разрушения на стадии развитой пластической деформации. Начало перехода хрупкого к вязкому разрушению определялся согласно структурно-кинетической

концепции прочности, основанной на привязке картин изломов к характерным участкам зависимости предельной деформации. Количественная оценка развития повреждаемости уточнила этот момент: он соответствует достижению наибольшей плотности микротрещин на зависимости "предельная плотность микротрещин – предельная деформация". Определение величины предельной деформации, соответствующей хрупко-вязкому переходу, позволяет по данным кривых упрочнения материала определять характер его разрушения. Для этого кривые упрочнения рассматриваются совместно с зависимостью разрушающее напряжение – предельная деформация, на которой отмечена величина $\varepsilon^{пред}$.

В области хрупкого разрушения, соответствующей интервалу температур до точки рекристаллизационного перегиба на температурной зависимости предельной деформации, анализ микроструктур, кинетики повреждаемости, картин изломов показал следующее. Микроструктура сплавов при одноосном и двухосном растяжении имеет одинаковый характер деформационного рельефа и различную картину повреждаемости. Величина среднего размера микротрещин изменяется (увеличивается) при повышении температуры незначительно. Это свидетельствует о том, что напряженное состояние не оказывает влияния на характер механизмов деформации, которые осуществляются двойникованием, внутризерненным и межзерненным скольжением.

5.3.3 Математическая модель накопления дефектности и структурная оценка предельной пластичности

На основании полученных зависимостей плотности микротрещин ρ от термомеханических параметров деформации для области вязкого разрушения в интервале $\varepsilon_{II} < \varepsilon_i < \varepsilon^{пред}$ (ε_{II} - пороговая деформация, соответствующая началу образования микротрещин) предложено уравнение, связывающее поврежденность (число микротрещин) с основными факторами деформации для области вязкого разрушения [199]. Оно следует из выражения (4.4), в котором величина упругой деформации ε_0 заменяется значением пороговой деформации $\varepsilon_{пор}$, число

дефектов при пороговой деформации $N_0 = 1$, и выражение зависимости числа микротрещин N для стадии вязкого разрушения описывается уравнением

$$N = \exp[a^I \varphi(M) - a^{II}(\varepsilon_i - \varepsilon_{\text{пор}}) / \dot{\varepsilon}] (\varepsilon_i - \varepsilon_{\text{пор}}), \quad (5.5)$$

Для сплава ОТ4-1 в заданных температурно-скоростных условиях испытаний, рассчитаны показатели схемы механического деформирования $\varphi(M)$ и коэффициенты релаксации a^{II} . Для одноосного растяжения ($\Pi = 1$) показатель механической схемы деформации имеет значение $\varphi(M) = 2,7$, для двухосного растяжения ($\Pi = 2$) соответственно $\varphi(M) = 7,8$. Значения a^I , рассчитанные по выражению (2), в зависимости от скорости деформации $\dot{\varepsilon}$ и температуры имеют следующие значения: для скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{с}^{-1}$ при $600 \text{ }^\circ\text{C}$ – $a^I = 40$, при $700 \text{ }^\circ\text{C}$ – $a^I = 25$, при $800 \text{ }^\circ\text{C}$ – $a^I = 20$.

Полученная зависимость описывается выражением

$$\varepsilon = 1,6 \varepsilon_i^{\text{пред}} e^{-0,71}, \quad (5.6)$$

где $\varepsilon_i^{\text{пред}}$ – предельная пластичность при значении показателя напряженного состояния в интервале $1 < \Pi < 2$; ε – пластичность при одноосном растяжении.

Полученные результаты, на примере исследования титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6С, определили основные положения развития дефектности в тонколистовых материалах в зависимости от «жесткости» напряженного состояния.

1. Микроструктура деформируемых сплавов в одинаковых температурно-скоростных условиях при одноосном и двухосном растяжении имеет одинаковый характер деформационного рельефа и различную картину повреждаемости, что объясняется проявлением одних и тех же механизмов деформации и различии кинетики микронесплошностей. Этому соответствует характерные участки температурной зависимости предельной деформации, отличающихся углом наклона.

2. Независимо от схемы напряженного состояния у сплавов происходит строго закономерная схема механизмов разрушения. При повышении температуры от 20 до $800 \text{ }^\circ\text{C}$ она выглядит следующим образом:

– для ОТ4-1: квазискол – межзеренное разрушение – ямочный разрыв – разрушение по структурным границам;

– для ВТ6С: квазискол – межзеренное разрушение – ямочный разрыв.

3. При увеличении жесткости напряженного состояния, переход к механизмам разрушения вязкого типа происходит при более высоких температурах, чему соответствует смещение точек рекристаллизационного перегиба кривых предельных деформации в сторону увеличения температуры.

4. Двухосное растяжение по сравнению с одноосным характеризуется более интенсивным развитием повреждаемости, включающим в себя: достижение максимального значения предельной плотности микротрещин при меньших степенях деформации; меньшие размеры стабильных субмикротрещин; уменьшение значения пороговой деформации, соответствующей их образованию.

5. Наименьшее значение предельной плотности микротрещин приходится на температурно-скоростные условия перехода от хрупкого к вязкому разрушению, что соответствует температуре рекристаллизационного перегиба на зависимостях предельной пластичности.

6. Величина среднего размера чашечек значительно увеличивается при переходе к вязкому разрушению, чему соответствует резкое уменьшение угла наклона кривых распределения чашечек по размерам на поверхности изломов.

5.4 Структурные изменения в металлических сплавах при объемном и листовом деформировании и их влияние на сопротивление усталости

5.4.1 Оценка структурных изменений и механических свойств рессорной стали 50ХГФА в процессе горячей прокатки полосовой заготовки на клин

Выявление характеристик горячедеформированного металлического сплава, определяющих сопротивление усталости, было выполнено при исследовании

стали 50ХГФА полосовой заготовки, прокатанной на клин [139,208-215]. Результаты усталостных испытаний послойных образцов (рисунок 5.25) показали их значительное отличие.

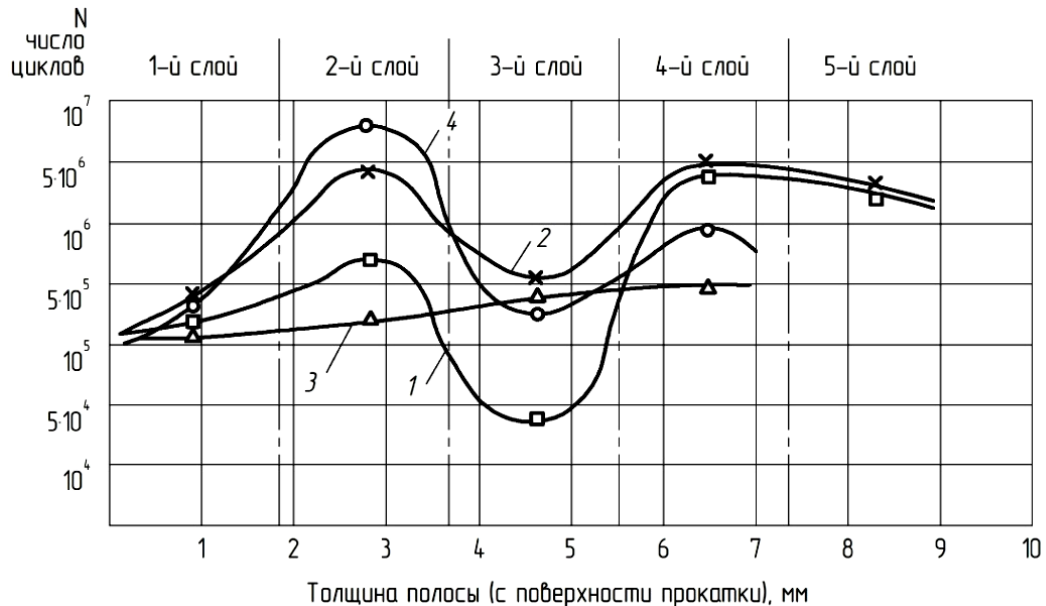


Рисунок 5.25 – Зависимости циклической долговечности N послойных образцов стали 50ХГФА, от степени обжатия ε_h : 1,2 – 23%; 3,4 – 40% (1,3 – срединные; 2,4 – краевые образцы)

При построении зависимостей циклической долговечности N материала послойных образцов учитывалось, что их деформированное состояние зависит, кроме степени обжатия, от расположения по толщине и ширине прокатанной полосы.

Выявление структурно-механической характеристики, определяющей сопротивление усталости горячедеформированного сплава, проводилось на основании анализа их влияния.

Результаты механических испытаний аналогичных послойных образцов в виде зависимостей механических свойств от степени деформации приведены на рисунке 5.26.

Зависимости механических свойств горячекатаной стали 50ХГФА от степени обжатия (рисунок 5.26) указали на их незначительные изменения. Это позволило сделать заключение, что в отличие от холоднодеформированных материалов,

прочностной параметр деформационного упрочнения, на сопротивление усталости горячедеформированных металлических сплавов не влияет.

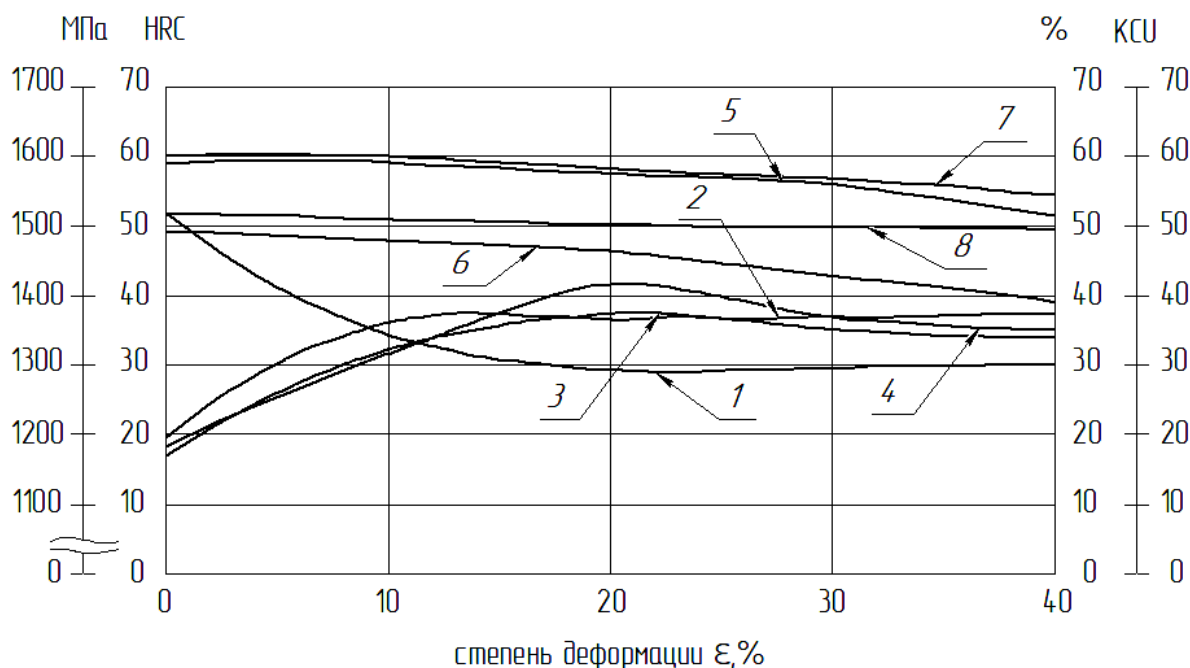


Рисунок 5.26 — Зависимости механических свойств стали 50ХГФА от степени обжатия:

- 1 – ударная вязкость; 2,3,4 – твердости поверхностей прокатки, среднего слоя, поверхности прилегания; 5 – предел прочности; 6 – предел текучести; 7 – относительное сужение; 8 – относительное удлинение

Микроструктурный анализ и данные по числу зерен на 1 мм^2 исследуемых зон по слоям поперечного центрального сечения раскатанной заготовки при степенях обжатия 4%, 23% и 40%, приведенные в Приложение 4 на рисунках 6,7 и 8, указали на незначительное изменение размера зерна. В то же время, величина зерна в продольных сечениях имеет значительное изменение, как в зависимости от степени обжатия, так и расположения исследуемого материала по толщине и ширине.

По результатам замера величины зерна в продольных сечениях построена зависимость в координатах «количество циклов – размер зерна» (рисунок 5.27),

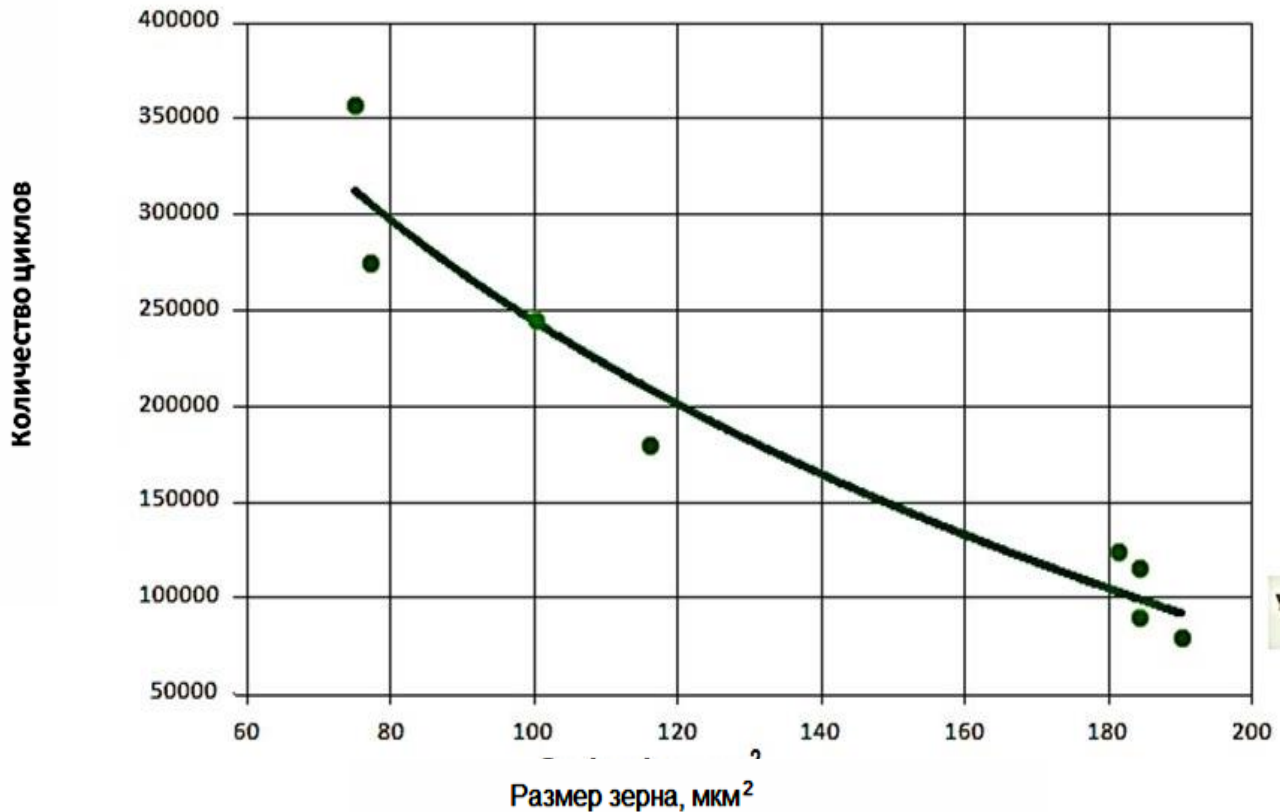


Рисунок 5.27 – Зависимость циклической долговечности стали 50ХГФА от размера зерна

Построенная зависимость показала повышение сопротивления усталости при уменьшении размера зерна. Наименьшее сопротивление усталости соответствует интервалу критических степеней деформации, при которых происходит интенсивный рост зерна. Полученные результаты позволяют высказать мнение, что для горячедеформированного материала определяющей характеристикой сопротивления усталости является величина рекристаллизованного зерна [216-219].

Микроструктура стали состоит из перлитных колоний и феррита и отличается неравномерностью, которая проявилась в размере ферритной составляющей, имеющей по всей толщине до степени обжатия 23%, равноосную форму (рисунок 5.28 а). При больших степенях микроструктура характеризуется вытянутыми зернами феррита и образованием текстуры деформации (рисунок 5.28 б). Бал зерна изменялся в диапазоне номеров (5÷11) согласно ГОСТ 5639. Наибольшая величина зерна: номера (5÷6) – соответствует интервалу степеней обжатия от 4% до 10%

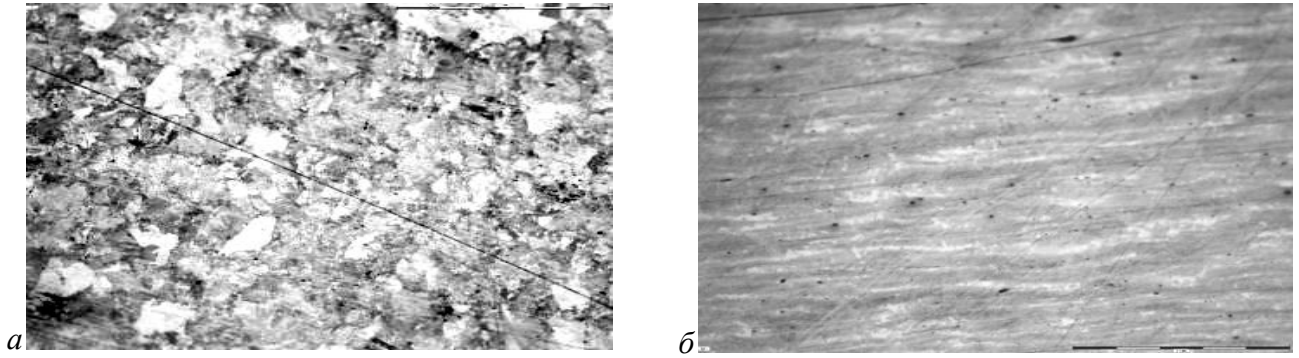


Рисунок 5.28 – Микроструктура стали 50ХГФА поперечного центрального сечения верхнего слоя раскатанной заготовки при степенях обжатия: *a* – 4%, *б* – 40% ($\times 200$)

В качестве значимого фактора, влияющего на сопротивление усталости, является наличие остаточных макро и микронапряжений. В таблице 5.2 приведены размер блоков мозаики D и уровень микронапряжений $\Delta a/a$ для различных состояний материала и степеней деформации.

Таблица 5.2 – Результаты рентгеноструктурного анализа

Состояние		D , мкм	$\Delta a/a \cdot 10^{-9}$
г/д	$\varepsilon = 0 \%$	0,33	0,61
т/о	$\varepsilon = 0 \%$	0,28	0,093
	$\varepsilon = 40 \%$	0,55	0,82

По данным таблицы 5.2 построены гистограммы (рисунки 5.29 – 5.32).

Результаты показали увеличение остаточных напряжений 3-го рода по длине раскатанной полосы в восемь раз, а размеров блоков мозаики в два раза.

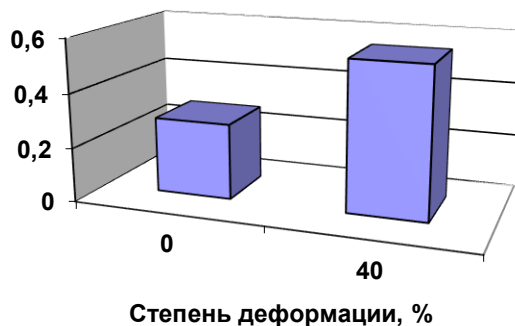


Рисунок 5.29 – Зависимость размера блока мозаики (D , мкм) стали 50ХГФА от степени деформации после термообработки

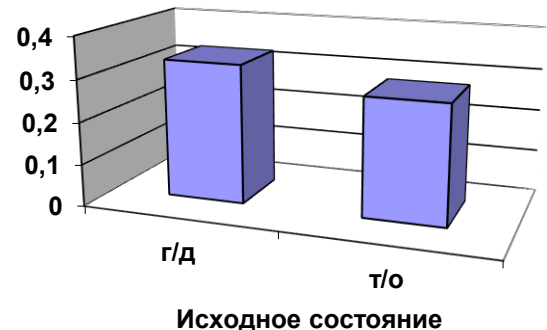


Рисунок 5.30 – Зависимость размера блока мозаики (D , мкм) стали 50ХГФА при $\varepsilon = 0\%$ от состояния материала (г/д или т/о).

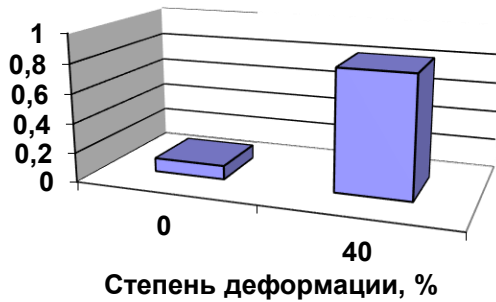


Рисунок 5.31 – Зависимость микронапряжений (a/a) стали 50XГФА от степени деформации после термообработки

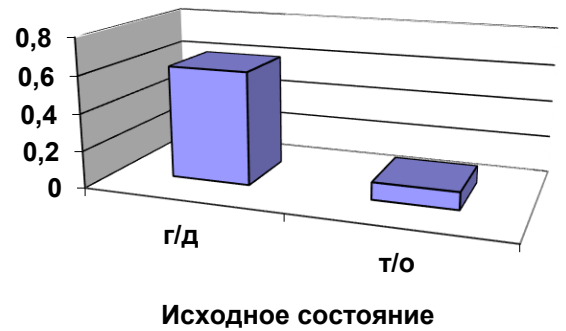


Рисунок 5.32 – Зависимость микронапряжений (a/a стали 50XГФА при $\varepsilon = 0\%$ от состояния материала (г/д или т/о)

Результаты показали увеличение остаточных напряжений 3-го рода по длине раскатанной полосы в восемь раз, а размеров блоков мозаики в два раза.

5.4.2 Оценка структурных изменений и механических свойств аустенитной стали 12X17Г9АН4 при холодной и горячей многопереходной формовке листовых гофрированных панелей

Результаты усталостных испытаний стали 12X17Г9АН4, представленные кривыми усталости на рисунке 4.56, показали, что металл гофрированных панелей, изготовленных на прессе эластичной средой, имеет лучшие результаты по усталостной прочности (циклической долговечности) по сравнению с металлом панелей, штампованных на молоте в металлическом штампе. При этом в обеих технологиях сопротивление усталости материала повысилось по сравнению с его исходным состоянием [219, 219-223].

Объяснение полученных результатов основано на оценке структурно-механических характеристик металла штампованных изделий.

При холодной деформации на прессе повышение сопротивлению усталости вполне закономерно и соответствует положению теории усталости, согласно которому, при уменьшении размера зерен по их границам увеличивается

сопротивление распространению трещин. Данное положение подтверждается анализом микроструктур, приведенных на рисунок 4.23. Для стали 12Х17Г9АН4 определяющим структурным фактором является размер субзерна [224].

Штамповка на молоте с нагревом имеет более сложную картину. С одной стороны металл нагревается до температур его рекристаллизации, что уменьшает сопротивление усталости. С другой, скорость деформации на молоте на два порядка выше скорости деформации на гидравлическом прессе. Тем самым, процесс рекристаллизации металла гофрированных панелей может произойти не в полной мере. Это согласуется с результатами работ Гусяковой Г.П., Пачурина Г.В. и других ученых, согласно которых большей скорости деформации соответствуют более высокие показатели сопротивления усталости [224-227].

Зависимости упрочнения металла, полученные при механических испытаниях, подтверждают полученные результаты. К примеру, на рисунке 5.33 представлены зависимости, которым соответствуют зонам наибольшей деформации и как следствие упрочнения: *а* - при формовке на прессе (зоны гребней), *б* - при штамповке на молоте – (зоны впадин). При обеих технологиях имеет место упрочнение металла изделий. При этом, упрочнение: на прессе (уравнение кривой деформационного упрочнения: $y = 0,14x + 3,14$) больше чем на молоте ($y = 0,09x + 3,01$). Это подтверждает вывод, что при горячей штамповке на молоте металл изделий имеет неполную рекристаллизацию.

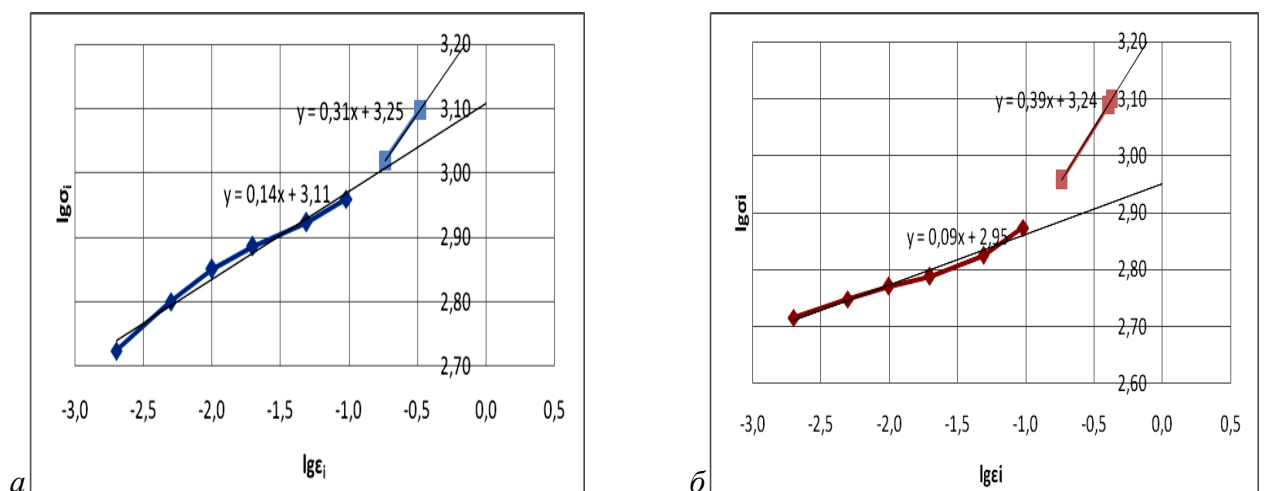


Рисунок 5.33 – Зависимости упрочнения стали 12Х17Г9АН4 листовых гофрированных панелей, изготовленных по технологиям: *а* – пресс (зоны гребней), *б* – молот (зоны впадин)

Следует отметить, что результаты механических и усталостных испытаний являются усредненными из-за неоднородности деформации в рифтах, как в поперечном, так и в продольном направлениях. Однако, в целом, они согласуются с данными технологического производства и подтвердили правомерность применения стали с учетом повышения механических и усталостных показателей за счет упрочнения металла в штампованных изделиях. С одной стороны, при молотовой штамповки инструкции допускают нагрев заготовки с целью повышения пластичности материала, так как неравномерность утонения выше по сравнению штамповкой на прессе эластичной средой. С другой стороны, в силу неполной рекристаллизации, имеет место упрочнение материала, что обеспечивает повышение прочностных характеристик и сопротивления усталости. Панель, штампуемая на прессе, в наиболее деформированной зоне имеет предел прочности $\sigma_g = 920$ МПа, а панель, штампуемая на молоте в горячем состоянии – 837,5 МПа. Результаты циклических испытаний образцов полностью подтверждаются результатами натуральных испытаний, в которых усталостные трещины появляются в зоне перехода от гофр к плоской части панелей, где предварительная пластическая деформация при штамповке практически отсутствует. Из них следует, что металл гофрированных панелей, изготовленных на прессе эластичной средой, имеет лучшие результаты по усталостной прочности (циклической долговечности) по сравнению с металлом панелей, штампованных на молоте в металлическом штампе. При этом в обеих технологиях сопротивление усталости материала повысилось по сравнению с его исходным состоянием.

5.5 Структурные изменения в чугунах с шаровидным графитом при сложном объемном горячем деформировании и их влияние на предельную пластичность

Проявляемая пластичность материала при деформировании является не свойством, а состоянием материала, которое зависит от условий обработки. Такой

вывод был сделан после исследований Т. Кармена в 1911 г. [31,228] при деформации заготовок из мрамора и красного песчаника в условиях всестороннего сжатия. Заготовки из материалов, которые считались хрупкими, были осажены со степенью обжатия $\sim 10\%$. Оказалось, что всестороннее сжатие затрудняет межкристаллитные сдвиги и дробление зерен, а деформация происходит главным образом за счет внутри кристаллических сдвигов, что в целом приводит к снижению повреждаемости материала.

Если рассматривать ранние работы в изучении больших деформаций при объемном напряженном состоянии следует отметить исследования А.Э. Трески (1864 г.), В. Спринга (1881 г.) и Г.Г. Тамманни (1902 г.) [31]. Выполненные исследования имели ограниченность, поскольку не определяли соотношение значений компонентов напряженного состояния и их влияние на пластичность.

Т. Кармен был первым экспериментатором, который доказал возможность деформирования хрупких материалов в условиях всестороннего сжатия и определил влияние соотношения значений компонентов напряжения сжатия на проявляемую пластичность. Чем резче выражена схема объемного сжатия, т.е., чем больше отношение величины напряжений, определяемых внешним давлением, к главному напряжению, создаваемого активной силой сжатия, тем большую пластичность проявляет материал. В дальнейшем полученные результаты получили дальнейшее развитие, которые были опубликованы в фундаментальных трудах П.В. Бриджмена и отечественных ученых [43,59,228].

Каждому методу обработки ковкой и горячей штамповкой соответствует определенный вид напряженного и пластического состояния, классификация которых была предложена Н.И. Корнеевым [38], в которой процессы горячей объемной штамповки в открытых штампах относятся к третьей группе методов обработки. Формоизменение материала характеризуется неравномерным всесторонним сжатием при среднем общем давлении и неполном боковом давлении металла на жесткие стенки инструмента. Отдельные участки деформируемого материала имеют различные направления течения в силу реализации различных механических схем деформации. Для изготовления

изделия из чугуна это означает формирование разнонаправленной структуры графитных частиц, форма и размеры которых определяют его пластичность в зависимости от напряженного состояния.

Первые исследования пластической деформации чугунов, содержащих в структуре графитовые включения, относятся к концу 40-х годов XX века. На практике схема неравномерного трехосного сжатия была реализована в 50-х годах XX века в технологических процессах прокатки и прессования. В качестве конкретных примеров изготовления заготовок из чугуна можно привести: горячую прокатку листа до толщины (1,5÷2,1) мм из сутунки прямоугольной формы за несколько проходов [229,230]; изготовление труб методами прессования, прошивки и раскатки [231,232], получение мелящих тел (шаров) процессом поперечно-винтовой прокатки [233].

Второе десятилетие нашего столетия отмечено большим числом исследований в области горячей пластической деформации чугуна с шаровидным графитом, в частности выполненных учеными белорусской школы деформирования [234]. Направление исследований касалось изменения структуры, в частности формы графитовых частиц, при различных схемах деформации и их влиянии на механические свойства. Основные результаты исследований были сформулированы в следующих выводах:

- структурно-механические и физические свойства чугуна определяются формой графитовых включений, изменения которых определяются деформацией металлической основы (матрицы) чугуна [235-239];
- в зависимости от реализуемой механической схемы деформации графитовые включения чугуна приобретают различную форму: дискообразную форму в условиях осадки [240], вытянутую форму при выдавливании [241];
- исследования пластического деформирования чугуна в условиях сложного нагружения рационально проводить с использованием технологических проб, в которых реализуются схемы деформации применительно к изготовлению определенного класса изделий [242].

– пластическое течение хрупких графитовых включений внутри металлической матрицы необходимо выполнять в условиях неравномерного всестороннего сжатия, однако возможно использование схем деформирования с наличием напряжений растяжения [243].

В качестве подтверждения использования схем деформирования, не полностью соответствующих всестороннему сжатию, приведены примеры разработанных процессов: обратного выдавливания за один проход детали «корпус патрона электродрели»; горячей поперечной трех валковой прокатки деталей типа прутков и валов; холодной поверхностной обкатки роликами [243].

Деформирование материала в открытых штампах характеризуется неравномерным всесторонним сжатием при среднем общем давлении и неполном боковом давлении металла на жесткие стенки инструмента. При деформировании, часть металла вытесняется из гравюры в виде технологического заусенца, что обуславливает местное свободное уширение металла в районе выхода в заусенечную канавку, создающее дополнительные напряжения растяжения, способствующие разрушению. Особенности строения очага деформации и периоды его изменения при штамповке в открытых штампах подробно изложены в работах М.В. Сторожева [37].

Результаты данного исследования включили оценку кинетики строения очага деформации металла при штамповке поковки фланца в открытом штампе и его влияние на формирование разнонаправленной структуры графитных частиц (формы и размеров) высокопрочного чугуна [244].

Материал исходной заготовки первоначально деформируется в центральной зоне в условиях обратного выдавливания (рисунок 5.34 *a*). Напряженное состояние характеризуется схемой всестороннего сжатия, которое обеспечивается активной силой по направлению осадки и реакцией смежных участков деформируемой заготовки в радиальном направлении к ее оси. Схема напряженного состояния не меняется в течение всего процесса деформирования, максимальное напряжение в конце процесса имеет значение (239÷256) МПа. Течение металла происходит в обе стороны от центра в радиальном направлении.

Начало деформации материала боковой (периферийной) зоны заготовки имеет запаздывание по отношению к деформации материала центральной зоны (рисунок 5.34 б). В ее объеме по ходу процесса изменяются схемы деформации. В начальный период напряженное состояние материала характеризуется неравномерным всесторонним сжатием. С одной стороны, за счет противодействия со стороны боковых стенок гравюры по месту формирования фланцевой части поковки, с другой – со стороны осаженного материала центральной зоны заготовки. В последующий период штамповки, при вытекании материала из гравюры в виде технологического заусенца, в зоне плоскости разъема состояние противодействия, как и всестороннего сжатия, исчезает. Деформированное состояние материала, как и в центральной зоне, имеет укорочение по направлению обжатия и удлинение по направлениям к центру заготовки и периметру гравюры штампа. Максимальное напряжение величиной (239÷256) МПа соответствует выходу материала из гравюры по плоскости разъема.

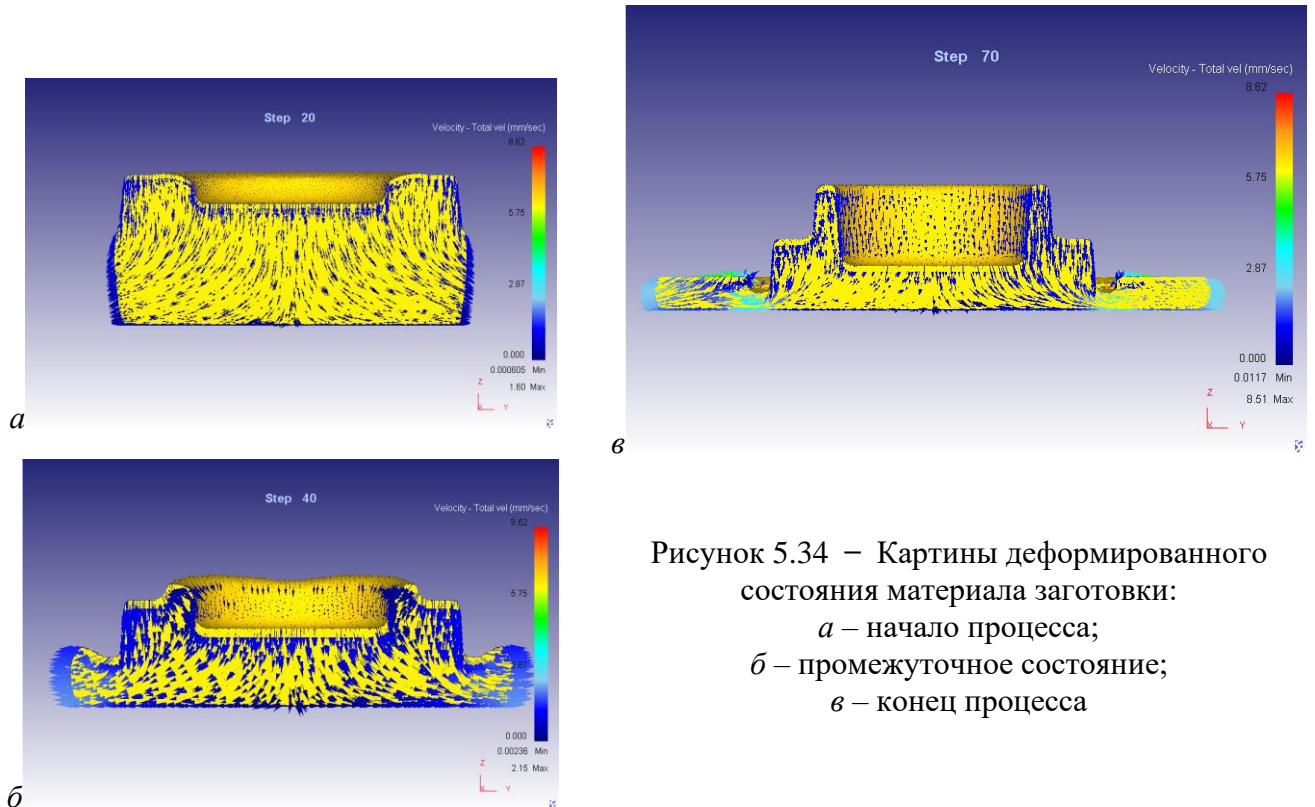


Рисунок 5.34 – Картины деформированного состояния материала заготовки:
 а – начало процесса;
 б – промежуточное состояние;
 в – конец процесса

Формирование цилиндрического участка изделия происходит в последнюю очередь в условиях обратного выдавливания, которое осуществляется за счет встречных радиальных смещений материала центральной и периферийной зон заготовки (рисунок 5.54 в). Со стороны стенок цилиндрического участка гравюры на выдавливаемый материал действуют силы трения, что в целом обеспечивает схему неравномерного всестороннего сжатия. Интенсивность напряжений достигает значений (239÷256) МПа. Картина напряженного состояния материала заготовки в конце процесса штамповки приведена на рисунке 5.35.

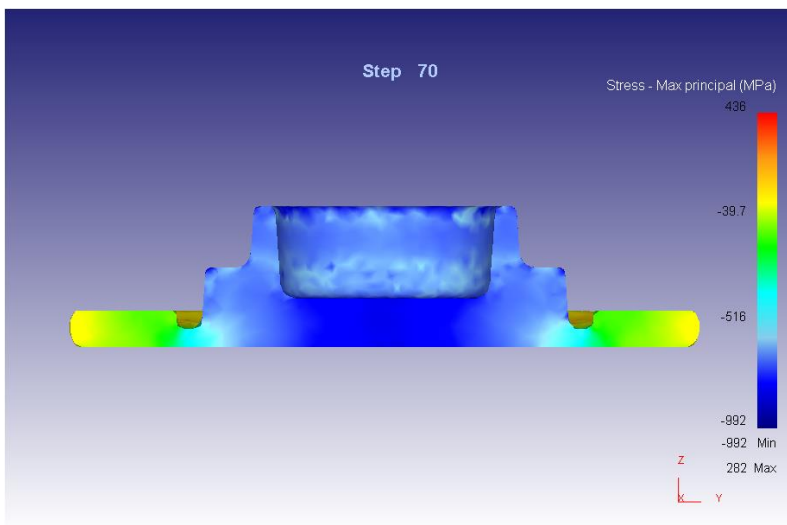


Рисунок 5.35 – Картина напряженного состояния материала заготовки в конце процесса штамповки приведены на рисунке 2.

Реализация различных механических схем деформации в процессе штамповки поковки выразилась в неравномерности деформированного состояния материала в ее объеме и изменении формы и размеров графитовых включений. Расположение исследуемых зон в слоях поковки приведено на рисунке 5.36/

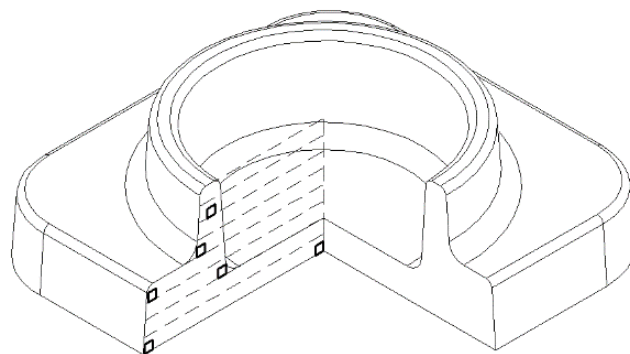


Рисунок 5.36 – Схема исследуемых зон в слоях поковки фланца (номера восьми слоев обозначены снизу вверх)

По периметру фланцевой части поковки по месту выхода материала в заусенечную канавку в 1-м слое интенсивность деформации имеет значение $\varepsilon_i = 2,02 \div 2,52$, во 2-м слое – $\varepsilon_i = 1,64 \div 1,9$. Деформация материала имеет укорочение по направлению обжатия и удлинение по двум другим направлениям, в первую очередь к периметру гравюры штампа. Графитовые включения имеют вытянутую форму по направлению течения материала в заусенечную канавку (рисунок 5.37).

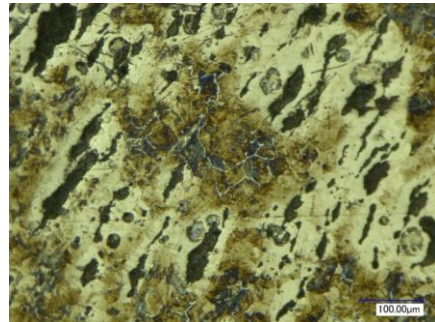
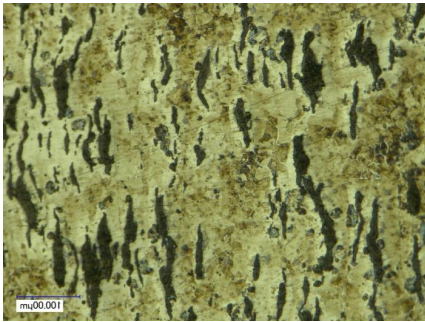


Рисунок 5.37 – Форма графитных включений в боковой фланцевой части поковки (слой №1):
a – послойное сечение; *б* – торцевое сечение

По направлению к центру поковки деформированное состояние первых двух слоев уменьшается до значения $\varepsilon_i = 1,41 \div 1,52$, а затем вновь увеличивается до $\varepsilon_i = 1,68 \div 1,91$. В центре деформированное состояние материала характеризуется укорочением по направлению обжатия и равномерным удлинением в двух остальных направлениях. Графитовые включения в большей степени изменили сферическую форму на сплюсненную линзообразную форму, положение которой перпендикулярно направлению осадки (рисунок 5.38).

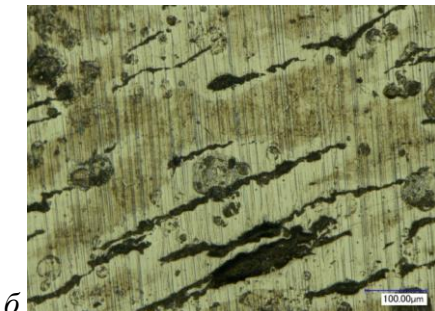
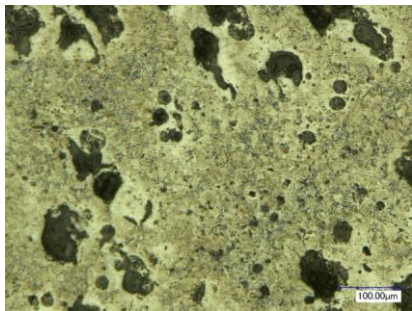


Рисунок 5.38 – Форма графитных включений в центральной зоне основания поковки (слой №1): *a* – послойное сечение; *б* – торцевое сечение

В 3-м и 4-м слоях периметра фланцевой части поковки деформация имеет значение $\varepsilon_i = 0,76 \div 1,26$, что меньше чем в первых двух слоях. По мере перехода в трубную часть поковки деформированное состояние этих слоев увеличивается, достигая на радиусном участке значение $\varepsilon_i = 1,79 \div 2,21$. Деформированное состояние материала трубной части поковки характеризуется удлинением по ее высоте и укорочением по толщине. Изменение формы графитовых включений характеризуется вытягиванием по направлению выдавливания (рисунок 5.39).

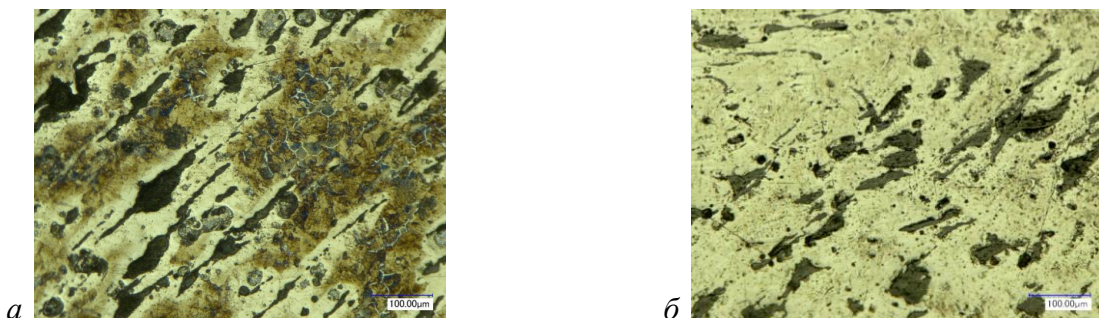


Рисунок 5.39 – Форма графитных включений на радиусном участке перехода фланцевой к трубной части поковки (слой №3): *a* – послойное сечение; *б* – торцевое сечение

В 5-м и 6-м слоях трубного участка деформированное состояние продолжает увеличиваться до значения $\varepsilon_i = 2,07 \div 2,42$. Наибольшее значение соответствует внешней поверхности участка, наименьшее – внутренней.

В 7-м и 8-м слоях деформированное состояние трубного участка по сравнению с предыдущими слоями имеет снижение: во внешних слоях до значения $\varepsilon_i = 1,5$, во внутренних слоях до значения $\varepsilon_i = 1,35$. Графитовые включения незначительно потеряли округлую форму (рисунок 5.40).

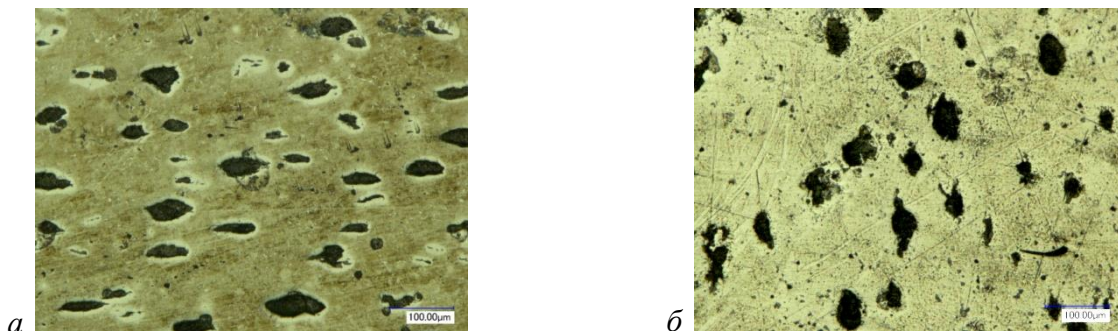


Рисунок 5.40 – Форма графитных включений в торцевых слоях трубного участка поковки (слой №7): *a* – послойное сечение; *б* – торцевое сечение

По результату деформационного анализа сделан вывод о значительной неравномерности деформации в объеме поковки, которая определяется сложной изменяющейся геометрией очага деформации, и как следствие, различными направлениями течения материала в процессе деформирования. Основное течение происходит в радиальном направлении от центра заготовки к заусенечной канавке. При этом нельзя полностью согласиться с положением, высказанным М.В. Сторожевым, согласно которого в период доштамповки, когда фигура штампа практически полностью заполнена металлом, происходит только вытекание излишка в заусенец [37]. Результаты математического моделирования показали, что в период доштамповки, за счет торможения металла по месту выхода из гравюры, направление основного течения изменяется (раздваивается) и дополнительно путем обратного выдавливания, обеспечивает оформление цилиндрической части изделия.

Положительные результаты штамповки опытной партии поковок круглой формы в плане свидетельствуют о технологической возможности горячего пластического деформирования чугуна с шаровидным графитом в штампах открытой конструкции, а также подтвердили положение, что пластичность материала является не свойством, а состоянием материала и определяется условиями деформации: скоростью, температурой, степенью и механической схемой деформации. Наиболее значимым фактором повышения пластичности считается деформирование в состоянии всестороннего сжатия. Его можно создать, применяя специальные приемы, имитирующие гидростатическое давление. В данной работе оно было создано за счет бокового давления со стороны стенок инструмента, осуществленного за счет оптимизации размеров исходной заготовки. Диаметр заготовки был выбран в соответствии с размерами внутреннего контура фланцевой части изделия. В ходе деформирования чугун проявил пластичность со значением интенсивности деформации $\varepsilon_i = 2,5$.

Исследование структурных изменений в чугуне с шаровидным графитом при деформировании в открытых штампах позволило оценить способность графитных включений подвергаться пластическому деформированию в условиях сложного

нагружения и больших степеней деформации. При штамповке поковки наибольшую деформацию претерпел материал в трех зонах: по периметру и центру фланцевой части и в зоне перехода фланцевой части в цилиндрический участок. При практически одинаковых степенях деформации $\varepsilon_i = 2,1 \div 2,5$ во всех зонах графитные включения имели различную морфологию, что показало их зависимость от условий нагружения. Наиболее сложное нагружение соответствует зоне выхода материала из полости штампа в заусенечную канавку, в которой отсутствует состояние всестороннего сжатия. В отличие от двух других зон, в которых схема неравномерного всестороннего сжатия реализуется с одной стороны деформирующим инструментом, с другой – соседними слоями металла, в рассматриваемой зоне со стороны выхода материала отсутствует сжимающее напряжение. Морфология графитных включений характеризуется наибольшим изменением формы и размеров, включая их дробление.

По результатам исследований сделаны следующие выводы:

- методом горячей объемной штамповки в штампе открытой конструкции получена опытная партия поковок круглой формы детали «фланец» с удовлетворительным качеством деформированного металла по макро и микроструктуре, измельчением и ориентированием графитной фазы в направлении главных деформаций;
- технологическая возможность штамповки в открытых штампах поковок круглой и близкой к ней формы в плане определяется путем создания условий неравномерного всестороннего сжатия материала, при этом чугун показал возможность пластичности графитовых частиц с изменением формы, размеров, включая их дробление со значением интенсивности деформации $\varepsilon_i = 2,5$;
- при штамповке в открытых штампах для создания условий всестороннего сжатия рационально применять специальные приемы, имитирующие гидростатическое давление, в частности боковое давление со стороны стенок инструмента, осуществляемого за счет подбора размеров и формы исходной заготовки.

Выводы по главе

Структурные изменения в сталях ферритно-перлитного класса при многооперационном холодном объемном деформировании и их влияние на деформационное упрочнение

1. Определены закономерности структурных изменений сталей ферритно-перлитного класса при многооперационном холодном деформировании. Структурные изменения характеризуются немонотонным накоплением повреждений, продолжительность и стадийность которого, с позиции энергоемкости структуры (предельной энергии деформации W_c), определяются числом и сложностью нагружений, что отображается в характере и продолжительности обобщенной кривой упрочнения.
2. Обобщенная кривая упрочнения, описываемая полиномом третьей степени, определяет технологическую возможность оценки материала по величине предельной деформации и упрочнения в зависимости от напряженного состояния. В зависимости от показателя напряженного состояния продолжительность обобщенной кривой для конкретной технологической деформации различна: для "жестких" схем ($\Pi > 0$) она минимальна, по мере "смягчения" напряженного состояния ($\Pi < 0$) имеет место ее повышение, и как следствие увеличение предельной пластичности и деформационного упрочнения.
3. Стадийность накопления повреждений при многоэтапном деформировании включает периоды зарождения и распространения трещин. Закономерности накопления повреждений описаны уравнением связи поврежденности (плотности) металлического материала со степенью деформации в зависимости от внешних и внутренних факторов, в которой введен поэтапный расчет повреждений с учетом изменения эффективного числа возможных мест разрушения.

Структурные изменения в материалах при многопереходном объемном горячем деформировании и их влияние на динамическую прочность

1. Установлено, что наибольшая интенсивность динамической рекристаллизация соответствует интервалу критических степеней деформаций $\varepsilon_i = 1,3 \div 1,9$ и зависит от структуры материала предыдущего перехода; для деформаций, превышающих критические значения, величина зерна определяется степенью деформации на переходе и не зависит от структуры металла предыдущих переходов. Определена взаимосвязь величины зерна с упрочнением материала в зависимости от степени деформирования.
2. Установлено, что статическая рекристаллизация происходит в материале, деформированном в интервале критических степеней деформаций. Полное завершение статической рекристаллизации соответствует итоговой степени деформации в показателе общего улова более трех.

Структурные изменения в тонколистовых материалах при «жестком» нагружении в условиях холодного, теплого и горячего деформирования и их взаимосвязь с предельной пластичностью

1. Получены новые микроструктурные данные, определяющие взаимосвязь процессов деформации и разрушения в условиях развитой пластической деформации, закономерности смены механизмов разрушения и количественных изменений значений повреждаемости при одноосном и двухосном растяжении титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6С в интервале температур от 20 до 800 °С и скоростей деформации ($10^{-1} \div 10^{-3}$) с⁻¹. Установлено, что независимо от показателя напряженного состояния у сплавов происходит строго закономерная смена механизмов разрушения. При повышении температуры она выглядит следующим образом: квазискол – межзеренное разрушение – ямочный разрыв – разрушение по субструктурным границам. Повышение жесткости напряженного состояния влияет на повышение интенсивности процессов зарождением суб микротрещин и порообразования, о чем свидетельствует увеличение числа ячеек (ямок) на фактурах изломов до максимального значения и разрушение при меньших степенях деформации.

2. Выполнена количественно-описательная оценка тенденции развития повреждаемости в зависимости от температурно-скоростных условий деформации в условиях вязкого разрушения и жестких схем напряженного состояния. Преждевременное разрушение при двухосном по сравнению с одноосным растяжением объясняется более быстрым зарождением субмикротрещин. ($h < h_{Гр}$) и ростом микротрещин до размеров $h > h_{Гр}$. Об этом свидетельствует достижение максимальной повреждаемости $N \cong 10^4 \div 10^5 \text{ мм}^{-2}$ при меньших степенях деформации по диаграммам $N = f(\varepsilon_i)$.

3. Построены температурно-скоростные зависимости предельной пластичности листовых титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6С при одноосном до двухосном растяжении в интервале температур от 20 до 800 °С и скоростей деформации ($10^{-1} \div 10^{-3}$) с⁻¹ с фрактурной привязкой характерных участков с механизмами разрушения, определенных по картинам изломов, согласно структурно-кинетической концепции прочности. Установлено, что независимо от показателя напряженного состояния у материалов происходит строго закономерная смена механизмов разрушения. При повышении температуры она выглядит следующим образом: квазискол – межзеренное разрушение – ямочный разрыв – разрушение по субструктурным границам.

Структурные изменения в материалах при объемном и листовом деформировании и их влияние на усталостную прочность

1. Для объективной оценки усталостной долговечности металлических материалов и с целью оптимизации режимов технологических процессов, целесообразно проведение комплексных исследований, включающих: испытания на статическую прочность, пластичность, циклическую долговечность, как образцов, так и натуральных изделий, структурный и фрактографический анализ, а также моделирование технологического процесса с целью определения неравномерности деформированного состояния материала;

2. В качестве основного параметром, влияющим на сопротивление усталости пластически деформированных металлов и сплавов в условиях горячей обработки, можно выделить размер рекристаллизованного зерна.

Структурные изменения в материалах при сложном объемном горячем деформировании и их влияние на предельную пластичность

1. Чугун с шаровидным графитом и ферритной матрицей обладает удовлетворительной пластичностью в условиях горячей объемной штамповки по открытой схеме на кривошипных горячештамповочных прессах, при условии создания внутренних сжимающих напряжений;

2. В условиях горячей объемной штамповки в открытых штампах чугун с шаровидным графитом за счет создания условий неравномерного всестороннего сжатия показал удовлетворительную пластичность с максимальным значением интенсивности деформации $\epsilon_1 = 5,1$.

.

ГЛАВА 6 ПРАКТИЧЕСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ РАБОТЫ

6.1 Высокотемпературное испытание тонколистовых материалов на двухосное растяжение методом выпучивания мембран

Одной из задач методического обеспечения явилось усовершенствование действующего метода оценки предельной пластичности тонколистового металла в условиях жестких схем теплой и горячей деформации. Для ее решения была разработана оригинальная конструкция устройства. Выпучивание мембраны осуществлялось сыпучей рабочей средой (песком) вместо жидкости [245-250]. Устройство (рисунок 6.1 *а*) состоит из втулки 1 и матрицы 4, между которыми зажимается испытываемый образец – мембрана 3. Пуансон 6 при ходе вверх деформирует диафрагму 4 с помещенной в ней рабочей средой 5, при этом смещение сыпучего материала внутри диафрагмы выпучивает мембрану в отверстии матрицы (рисунок 6.1 *в*).

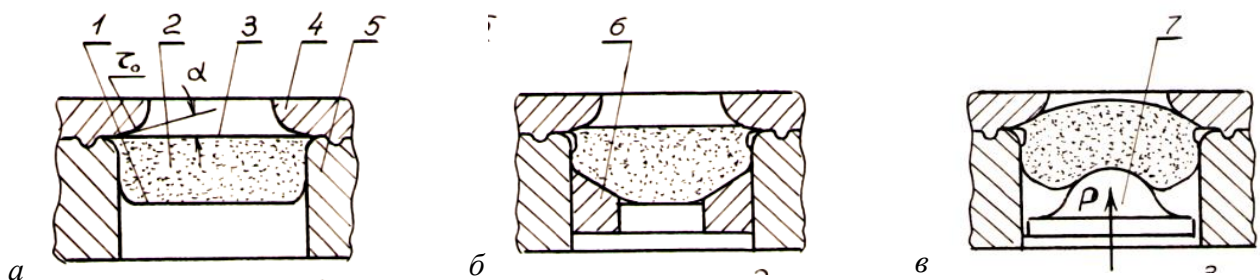


Рисунок 6.1 – Схема приспособления для испытания листового материала методом выпучивания сыпучей средой: *а* – исходное положение; *б* – подформовка диафрагмы; *в* – выпучивание мембраны - образца: 1 – диафрагма, 2 – рабочая среда, 3 – образец - мембрана, 4 – матрица, 5 – втулка, 6 – вкладыш, 7 – пуансон

Геометрия инструмента и подформованной диафрагмы (рисунок 6.2 *б*), была отработана на основании математического моделирования процесса. Она

обеспечивает в каждый момент испытания перемещение сыпучего материала перпендикулярно контуру выпучиваемого образца, что подобно жидкостному выдавливанию. Конструкция приспособления обеспечила выпучивание мембран со степенью деформации $\varepsilon^{nped} = 1,4 \div 1,6$ (рисунок 6.2 б).

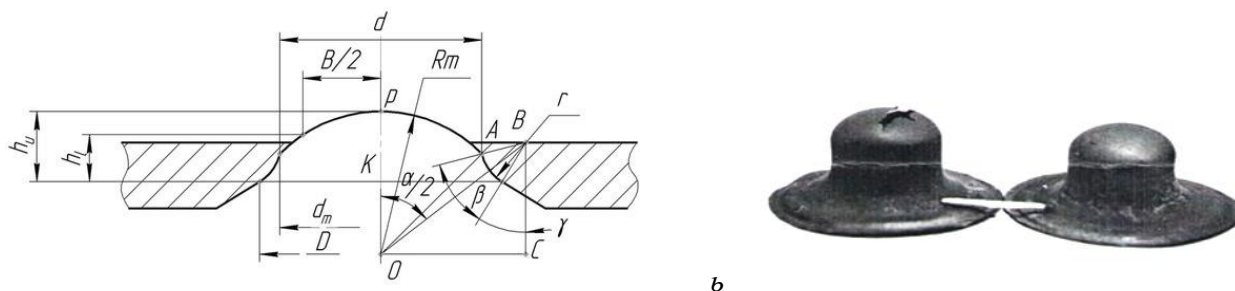


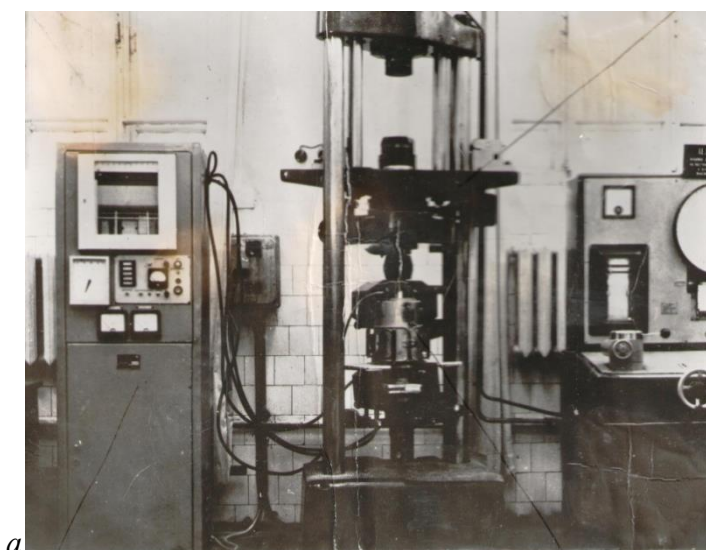
Рисунок 6.2 – Испытание листового материала методом выпучивания: а – модель линии перемещения меридиальной формы выпученной мембраны; б - фотографии образцов - мембран

Приспособление было разработано для двух видов испытательных машин: универсальной машине для испытания в условиях сложного напряженного состояния ЦДМУ-30 (рисунок 6.3) и установке для выдавливания колпачков МТЛ-10Г-1 (рисунок 6.4).

Конструкции устройств испытания на этих машинах отличаются друг от друга схемой передачи нагружающей силы на деформирующий вкладыш. В устройстве к испытательной машине ЦДМУ – 30 (рисунок 6.3 в) передача силы происходит от движения вверх, жестко связанных между собой захвата 1, рамки 11 и вкладыша 12. Приспособление для испытания в сборе выступами 2 втулки крепится в неподвижном основании 1 нижней тяги 16 .

В обеих машинах приспособление для испытания помещается в рабочее пространство нагревательного устройства. В машине ЦДМУ-30 применялось доработанное устройство типа УНС-1100, в машине МТЛ-10Г-1 - нагревательное устройство, подобное электрической печи марки ТЭП-1. Замер температуры испытываемого образца проводился хромель - алюмелевой термопарой, спай которой соприкасался непосредственно с образцом. Такой метод был подтвержден сравнительным замером температуры. Для этой цели в центре испытываемого образца припаивалась контрольная термопара. После нагрева до

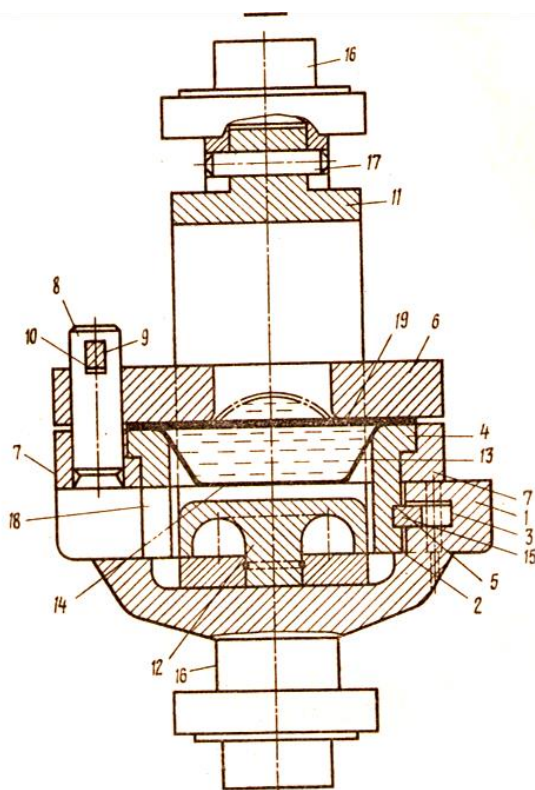
заданной температуры (для титановых сплавов $\sim 800^{\circ}\text{C}$) и 10 минутной выдержки в устройстве происходило выравнивание показаний контрольной и рабочей термопары. Различие в показаниях не превышало $\pm 5^{\circ}\text{C}$, что находится в пределах разброса показаний термопары, т.е. ошибка составляет $\sim 1\%$. Регулировка температуры осуществлялась автоматически: в машине ЦДМУ-30 - с помощью регулятора температуры типа РТ2С-5, в машине МТЛ-10Г-1 – прибором типа КСП-3 с приставкой ППР-2. С



а



б



в

Рисунок 6.3 – Испытание листового материала на двухосное растяжение методом выпучивания мембран на испытательной машине ЦДМУ-30:

а - фотография установки;

б – фотография приспособления;

в – схема приспособления:

1 - основание; 2 – выступ втулки;

3 – паз основания; 4 – основание;

5 – кольцевая проточка втулки;

6 - матрица; 7 - кольцо;

8 - палец; 9 - отверстие пальца;

10 - клин; 11 - рамка;

12 – вкладыш; 13 – мембрана;

14 – рабочая среда; 16 - тяга;

15 – поворотная часть втулки;

16 - шпилька; 18 – паз втулки;

19 - образец

В обеих машинах приспособление для испытания помещается в рабочее пространство нагревательного устройства. В машине ЦДМУ-30 применялось доработанное устройство типа УНС-1100, в машине МТЛ-10Г-1 - нагревательное устройство, подобное электрической печи марки ТЭП-1. Замер температуры испытываемого образца проводился хромель - алюмелевой термопарой, спай которой соприкасался непосредственно с образцом. Такой метод был подтвержден сравнительным замером температуры. Для этой цели в центре испытываемого образца припаивалась контрольная термопара. После нагрева до заданной температуры (для титановых сплавов $\sim 800^{\circ}\text{C}$) и 10 минутной выдержки в устройстве происходило выравнивание показаний контрольной и рабочей термопары. Различие в показаниях не превышало $\pm 5^{\circ}\text{C}$, что находится в пределах разброса показаний термопары, т.е. ошибка составляет $\sim 1\%$. Регулировка температуры осуществлялась автоматически: в машине ЦДМУ-30 - с помощью регулятора температуры типа РТ2С-5, в машине МТЛ-10Г-1 – прибором типа КСП-3 с приставкой ППР-2. С целью снижения фактора окисления поверхности, высокотемпературные испытания на машине ЦДМУ-30 проводились в среде нейтрального газа - аргона, для чего приспособление для испытания было обеспечено герметизированной камерой.

При испытаниях фиксировались сила деформирования и высота выпучивания. В машине ЦДМУ-30 (рисунок 6.3) сила деформирования фиксировалось силоизмерительным механизмом 12 испытательной машины с записью самописцем 10 на диаграмме 9, высота выпучивания фиксировалась на той же диаграмме. Перемещение измерялось через движение шупа 7 и механизма передачи 8. В машине МТЛ-10Г-1 (рисунок 2.40) сила деформирования фиксировалась регистрирующей аппаратурой, состоящая из мездозы с наклеенными тензометрическими датчиками 20, а величина выпучивания измерялась датчиком перемещения 11. Мездоза размещалась между штоком установки и стержнем 19, что обеспечивало защиту ее от нагрева. Датчик ДП-3 устанавливался непосредственно перед началом испытания.

При двухосном растяжении методом выпучивания мембран необходима оценка предельной степени деформации $\varepsilon^{пред}$. При этом, важным моментом является правильный выбор линии перемещения точки мембраны, что позволяет количественно определить деформацию в ее полюсе через высоту выпучивания. В работе [251,252] предложен способ по выбору линии перемещения, основанный на следующих допущениях: материал мембран несжимаем и изотропен; меридиальная форма выпученной мембраны мало отличается от сегмента. Очевидно, что эта методика справедлива для небольших степеней деформации, когда форма мембраны при выпучивании не перерастает форму полусферы. Она не позволяет выразить величину деформации в полюсе мембраны через высоту выпучивания для предложенного устройства, имеющего конструктивные особенности в виде радиуса на матрице r , величина которой соизмерима с величиной диаметра проймы d . Поэтому применительно к новой конструкции устройства для оценки деформируемости на стадии развитой пластической деформации была предложена отличная модель линии перемещения (рисунок 2.38 а), основанная на следующих допущениях [253]:

- при выпучивании недеформированная мембрана диаметром D и толщиной a_0 из начального положения принимает форму сферического сегмента радиуса R , переходящую в тороидальную поверхность, имеющую переменную толщину от a_0 до $a_{тек}$ по меридиану сегмента.

Замеры высоты выпучивания проводились по центру (в полюсе) и на расстоянии $v/2$ от центра мембраны. Исходя из равенства объемов недеформированной и выпученной мембран, текущее значение ее толщины в полюсе $a_{тек}$ определилось выражением

$$a_{тек} = a_0 \left\{ \frac{\frac{D^2}{2} - (d_0 + 2r)L + 2r \left[h_{ц} - R \left(1 - \cos \frac{\alpha}{2} \right) \right]}{(d + 2r)L - 2r \left[h_{ц} - R \left(1 - \cos \frac{\alpha}{2} \right) \right] + 4R^2 \left(1 - \cos \frac{\alpha}{2} \right)} \right\} \quad (6.1)$$

где a_0 - исходная толщина мембраны; D - диаметр мембраны; r - радиус отверстия матрицы; d_0 - диаметр отверстия матрицы; $h_{ц}$ - высота выпучивания мембраны по центру; h_1 - высота выпучивания мембраны на расстоянии от

центра; α - угол шарового сегмента; R - радиус кривизны выпученного шарового сегмента мембраны, определяемый выражением

$$R = \frac{(h_{\text{ц}} - h_1)^2 + B^2}{2(h_{\text{ц}} - h_1)}, \quad (6.2)$$

Угол шарового сегмента α определяется по формуле

$$\alpha = 2 \left(90^\circ - \arctg \frac{r + R - h_{\text{ц}}}{d_0/2 + r} - 2 \arctg \sqrt{\frac{(p - R)(p - K)}{p(p - r)}} \right), \quad (6.3)$$

$$\text{где: } P = \frac{R + r + K}{2}, \quad K = \sqrt{\left(\frac{d}{2} + r\right)^2 + (r + R - h_{\text{ц}})^2}, \quad (6.4)$$

$$L = 0,017r\beta, \quad \beta = 2 \arctg \sqrt{\frac{(p - r)(p - K)}{p(p - R)}} \quad (6.5)$$

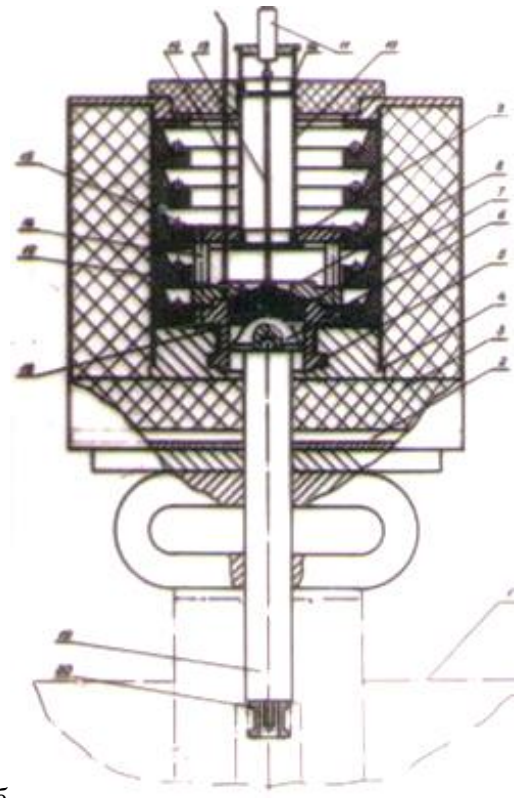
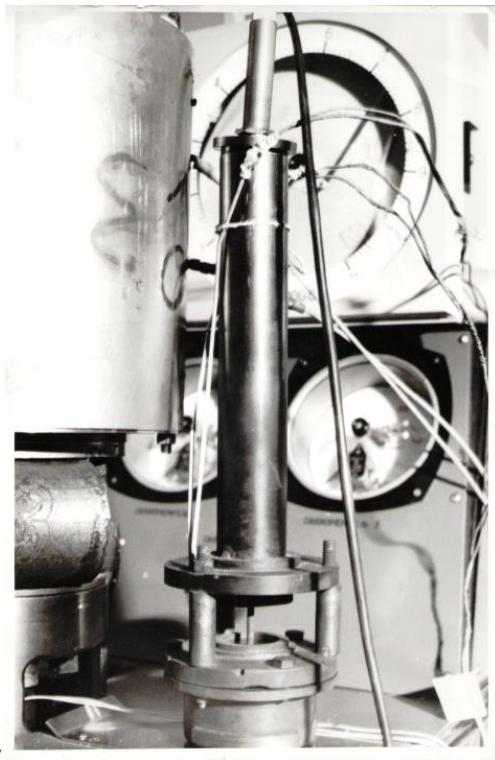


Рисунок 6.4 – Устройство для испытания листового материала на двухосное растяжение методом выпучивания мембран, примененное на испытательной машине типа МТЛ-10Г-1,
а - фотография приспособления; *б* - эскиз устройства: 1 - установка, 2,3 - прокладки, 4 - основание, 5 - втулка, 6 - вкладыш, 7 - рабочая среда, 8 - матрица, 9 - втулка, 10 - труба, 11 - датчик перемещения, 12 - втулка, 13 - штанга, 14 - термопара, 15 - фланец, 16 - опоры, 17 - образец, 18 - диафрагма, 19 - стержень, 20 - мездоза

Несовпадение расчетных значений толщины мембраны на момент разрыва с результатами замеров составило не более 8%, что сопоставимо с точностью замера деформации.

Метод построения зависимости "истинное напряжение - истинная деформация" при двухосном растяжении методом выпучивания мембран имеет свои особенности [253]. Способ испытания с применением сыпучей рабочей среды, размещенной в мембране, не позволяет непосредственно измерить величину деформации и напряжения. Они находятся путем косвенных расчетов по следующей методике.

1. Проведение испытания и регистрация диаграмм: "суммарная сила нагружения диафрагмы, рабочей среды, мембраны P - время"; "высота выпучивания мембраны в центре $h_{ц}$ - время"; "высота выпучивания мембраны на расстоянии $v/2$ от центра h_1 - время".

2. Определение силы деформации диафрагмы при различных температурных и скоростных условиях, и регистрация диаграммы "сила P_g - время".

3. Определение силы выпучивания образца $P_{обр}$ по формуле

$$P_{обр} = \frac{P - P_g \cdot \kappa_1}{1 + \kappa_2}, \quad (6.6)$$

где P – суммарная сила нагружения; P_g – сила деформации диафрагмы; κ_1 – коэффициент, учитывающий трение при перемещении сыпучей среды, $\kappa_1 = 1,25$ – значение получено из сравнительных нагружений отдельной диафрагмы и диафрагмы, заполненной рабочей средой (кварцевый песок + 3% графита); κ_2 – коэффициент, учитывающий силу на подпрессовку рабочей среды, $\kappa_2 \sim 0,1$ – значение получено из сравнительных испытаний, когда в качестве рабочей среды использовалась вода.

4. Определение текущей толщины мембраны в ее полюсе $a_{тек}$ (2.9), радиуса кривизны мембраны R (2.10) и площади поверхности мембраны S (2.13)

5. Определение значения максимальной главной деформации ϵ_1 (2.4).

6. Определение значения максимального главного напряжения σ_1 по соотношению Лапласа [254]

$$\sigma_1 = \frac{p \cdot R}{2 \cdot a_{\text{тек}}}, \quad (6.7)$$

где $p = \frac{P_0}{S}$ – удельное давление деформирования; R – радиус кривизны выпученного шарового сегмента; $a_{\text{тек}}$ – текущая толщина мембраны в полюсе;

7. Построение по текущим значениям σ_i и ε_i зависимости "истинное напряжение - истинная деформация".

Конструкция устройства для испытания тонколистового металлического материала на двухосное растяжение методом выпучивания в интервале температур $(20 \div 900)^\circ\text{C}$ и скоростей деформации $(10^{-1} \div 10^{-3}) \text{c}^{-1}$. Авторские свидетельства № 1194141, МКИ³ G 01N 3/10 от 22.07.1985г.; № 1299264, МКИ³ G 01N 3/08 от 22.11.1986. Устройство аттестовано Научным советом ВДНХ СССР в 1987 г. и награждено серебряной медалью ВДНХ.

6.2 Инженерные решения оценки механических свойств конструкционных сталей и сплавов в процессах многпереходного объемного деформирования

6.2.1 Совершенствование структуры технологического проектирования

Совершенствование структуры технологического проектирования при многоэтапном холодном деформировании включило оценку и прогнозирование деформационного упрочнения материала изделия с учетом его пространственного неоднородного деформированного состояния [164]. Для этого используется программное и информационное обеспечение. Программное обеспечение, в виде специализированного программного комплекса типа DEFORM и разработанных твердотельных моделей технологической оснастки, применяется при моделировании процесса многоэтапной холодной пластической обработки для определения положения исследуемых зон в объеме операционных заготовок и

степени их деформации. Определение этапной и итоговой степени деформации исследуемых зон изделия в показателе интенсивности деформации может также выполняться методом микроструктурных измерений с применением разработанной программы для ЭВМ. Данные методы однозначно оценивают итоговую степень деформации металла в локальном исследуемом объеме изделия в условиях многоэтапного процесса. Ее значение определяется арифметической суммой степеней интенсивности деформации отдельных операций. Определение этапной и итоговой степени деформации также возможно на основании применения классических аналитических методов оценки напряженно-деформированного состояния, к примеру, метода линий скольжения. В качестве информационного обеспечения используются обобщенные кривые упрочнения. Их построение основано на применении разработанной методики построения экспериментальных обобщенных кривых упрочнения.

Разработанная методика была применена для определения причин малой стойкости инструмента – пуансонов при выдавливании крестообразного шлица в винтах с потайной головкой из сталей 16ХСН и 14Х17Н2 [255-257]. Переходы высадки винта М5-ОСТ1 110574 приведены на рисунке 6.5. Математическое моделирование проводилось с применением программного комплекса DEFORM-3D, твердотельных моделей заготовки, инструмента и включило два этапа.

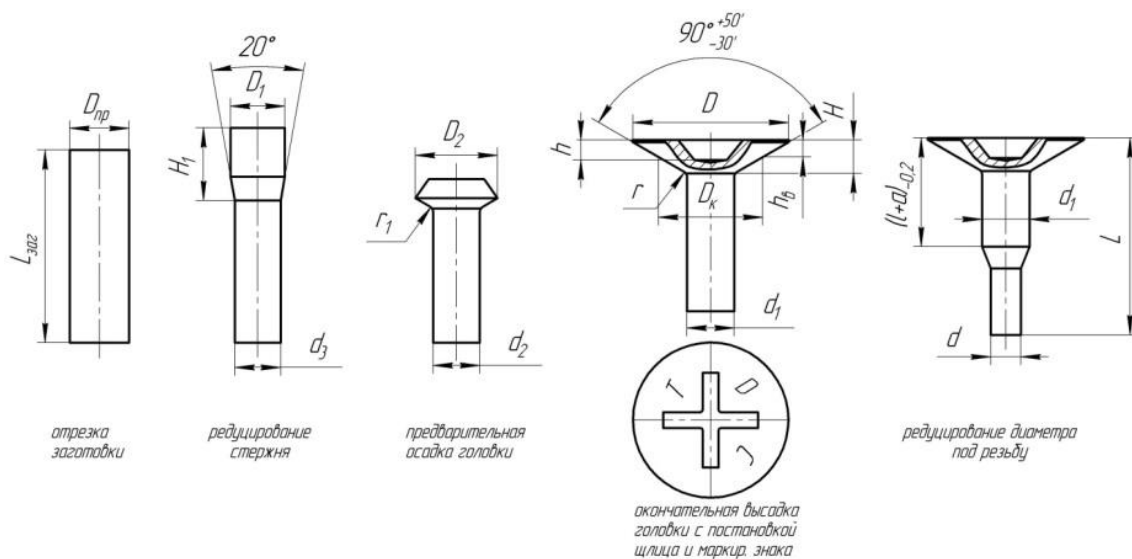


Рисунок 6.5 – Переходы высадки винта М5-ОСТ1 110574 с потайной головкой и крестообразным шлицем

По результатам моделирования были выделены характерные зоны деформированной заготовки. Их расположение подобно контуру шлицевого паза. Начиная с контактной поверхности в слое толщиной $\sim 0,1$ мм деформация имеет наибольшие значения $\varepsilon_i = 3,9 \div 2,64$, а интенсивность напряжений достигают 3730 МПа. Далее располагается слой толщиной 0,2...0,6 мм с меньшими степенями деформации в интервале $\varepsilon_i = 2,64 \div 1,32$ и уменьшением напряженного состояния до 2500 МПа. Степень деформации в остальной части головки значительно снижается до значения $\varepsilon_i = 1,32 \div 0,95$ с интенсивностью напряжений 1270 МПа.

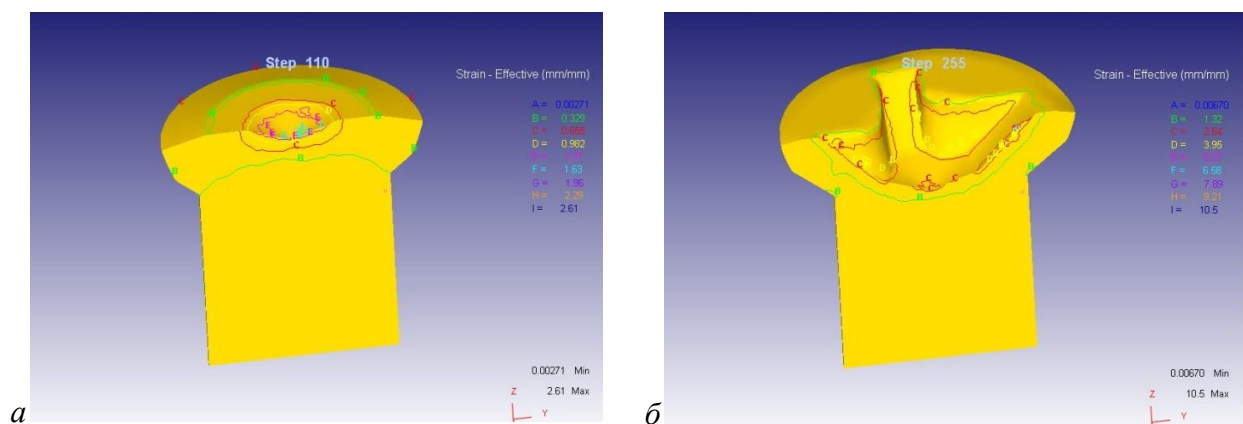


Рисунок 6.6 – Картины деформированного состояния материала при внедрении в заготовку участков формообразующего профиля: *a* – торцевого; *б* – усеченного конуса

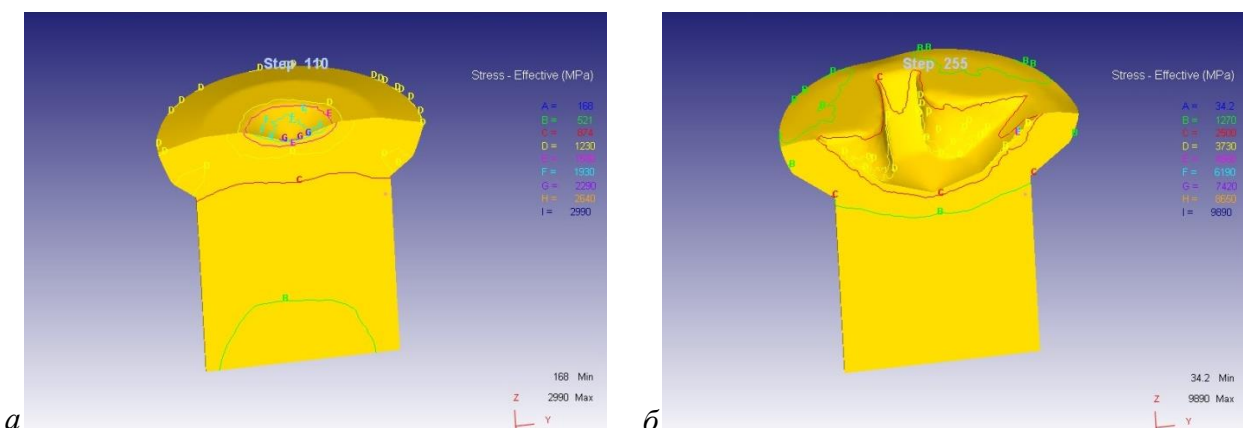


Рисунок 6.7 – Картины напряженного состояния материала при внедрении в заготовку участков формообразующего профиля: *a* – торцевого; *б* – усеченного конуса

На втором этапе при моделировании в виде силового воздействия на пуансон было задано напряженное состояние материала заготовки по контактной

поверхности (рисунок 6.8). По результатам моделирования была дана оценка напряжениям, приходящимся на шлицевые элементы формообразующего профиля пуансона. Наибольшие напряжения приходятся на середину их длины. Их величина составляет (3500÷6000) МПа, что превышает предел текучести материала пуансона. При этом соотношение касательных напряжений к нормальным достигают своего максимума [205]. Это подтверждается потерей геометрии профиля шлицевых элементов пуансона кроме смятия за счет истирания.

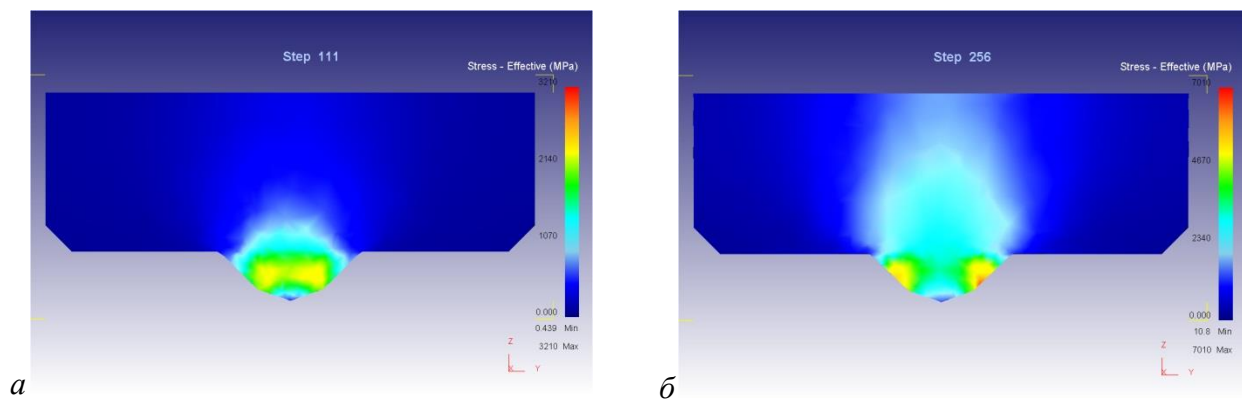


Рисунок 6.8 – Картины напряженного состояния формообразующего элемента пуансона при вдавливании в заготовку участков: *а* – торцевого; *б* – усеченного конуса

6.2.2 Конструкторско-технологические решения по холодной высадке крепежных изделий

В практике технологического проектирования применяют типовые технологические процессы изготовления крепежных изделий, схемы которых приведены на рисунках 6.9 и 6.10.

Конструкторско-технологические решения (КТР) по холодной высадке содержат обобщенные кривые упрочнения материалов и данные деформированного состояния материала в объеме изделий на переходах их изготовления [164,258,259].

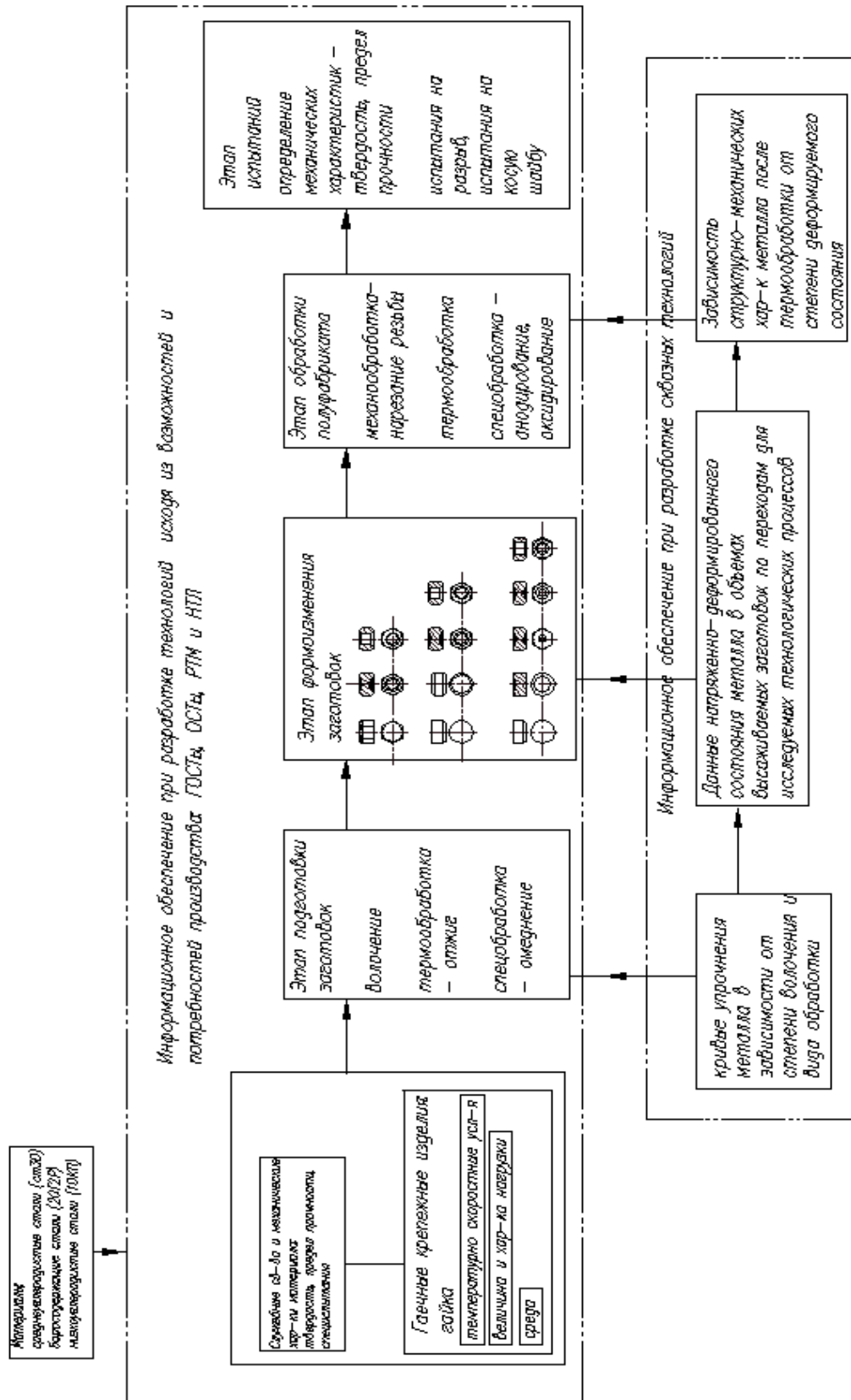


Рисунок 6.9 – Структура технологического обеспечения проектирования гаечных изделий

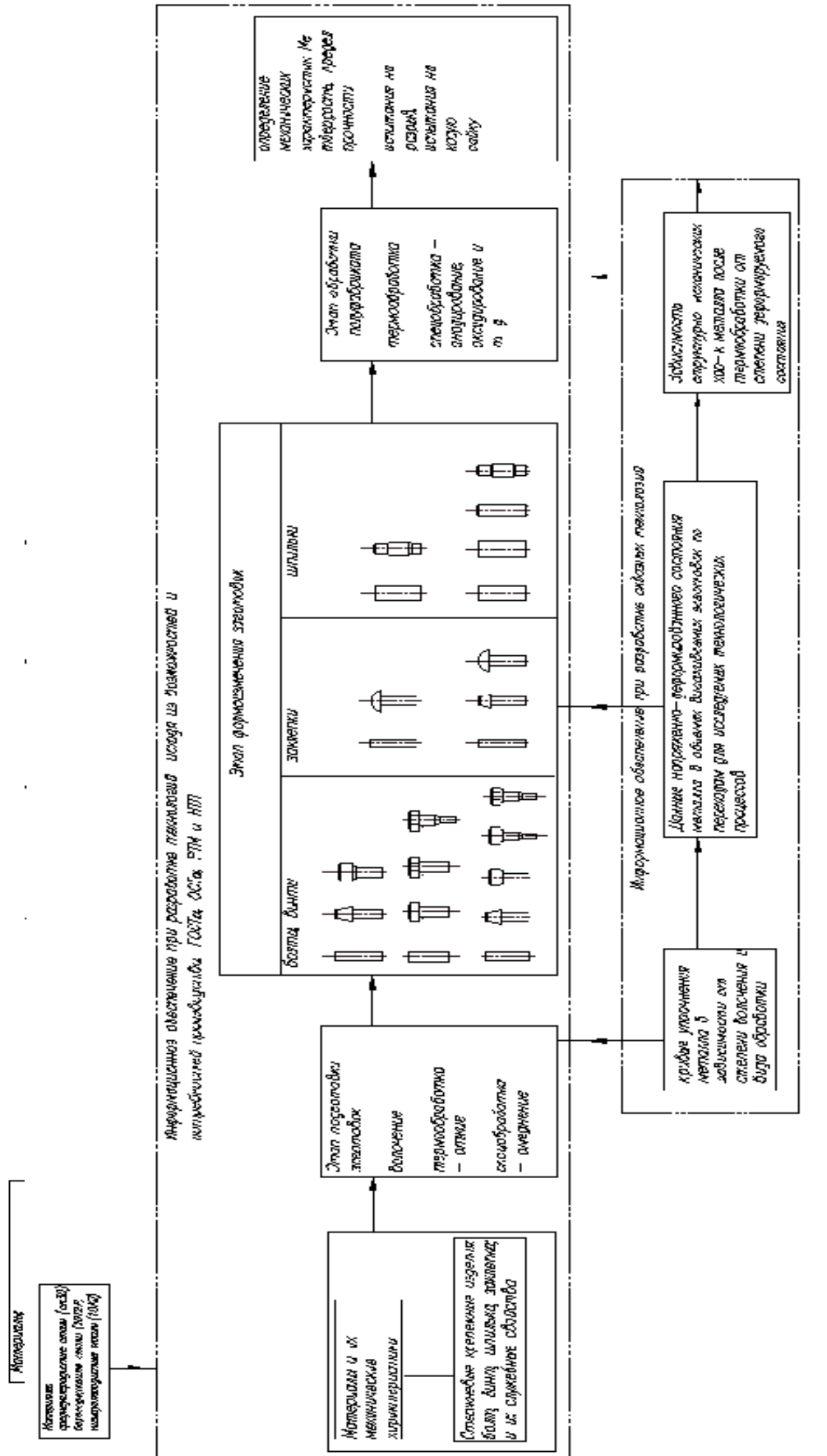


Рисунок 6.10 – Структура технологического обеспечения проектирования стержневых изделий

Для стандартных крепежных изделий: обрезного болта М10, фланцевого формованного болта М10 и гайки М18, информационное обеспечение для технологического проектирования в виде картин математического моделирования и структурно-деформационных характеристик, представлены на рисунках 6.11-6.13. Анализ деформированного состояния металла высаженных изделий показал значительную его неоднородность в различных зонах посадки.

В формованном болте М10 (рисунок 6.11) центральная зона головки имеет степень деформации $e_i = 0,8 \div 1,5$. Наибольшая степень деформации $e_i = 2,5 \div 3,0$ соответствует боковым поверхностям фланца. По месту перехода головки в стержень степень деформации равна $e_i = 0,5$.

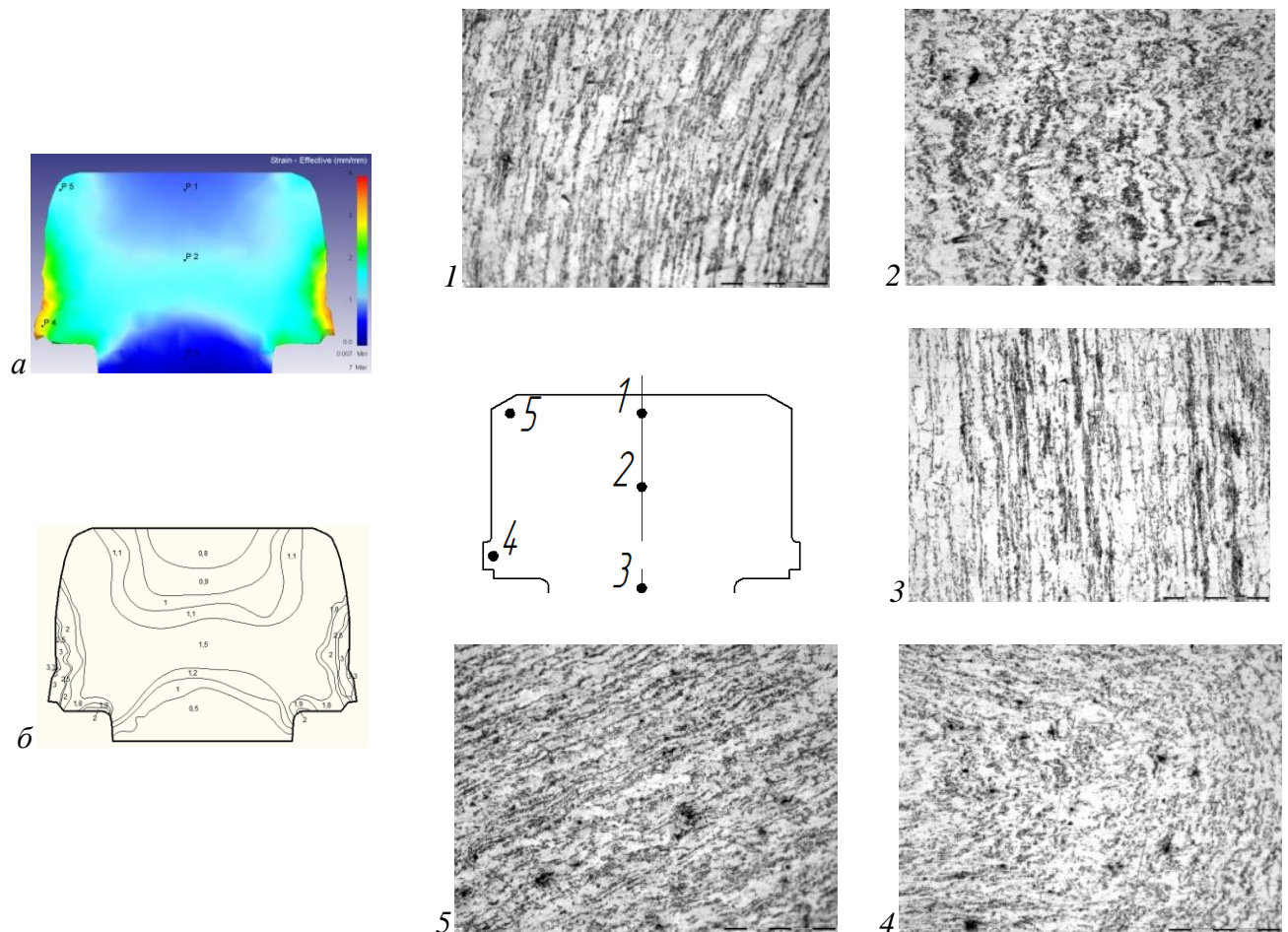


Рисунок 6.11 – Высадка шестигранного формованного болта М10: *а* – картина математического моделирования; *б* – зоны с одинаковой степенью деформации (цифры – значение степени деформации); *в* – микроструктура исследуемых зон (цифры – номера зон)

Для обрезного болта М10 (рисунок 6.12) наибольшая степень деформации $e_i = 2,5-3,3$ соответствует боковым граням, минимальная, $e_i = 0,4-0,9$, - переходной зоне головки в стержень. Центральную часть имеет степень деформации $e_i = 1,0$.

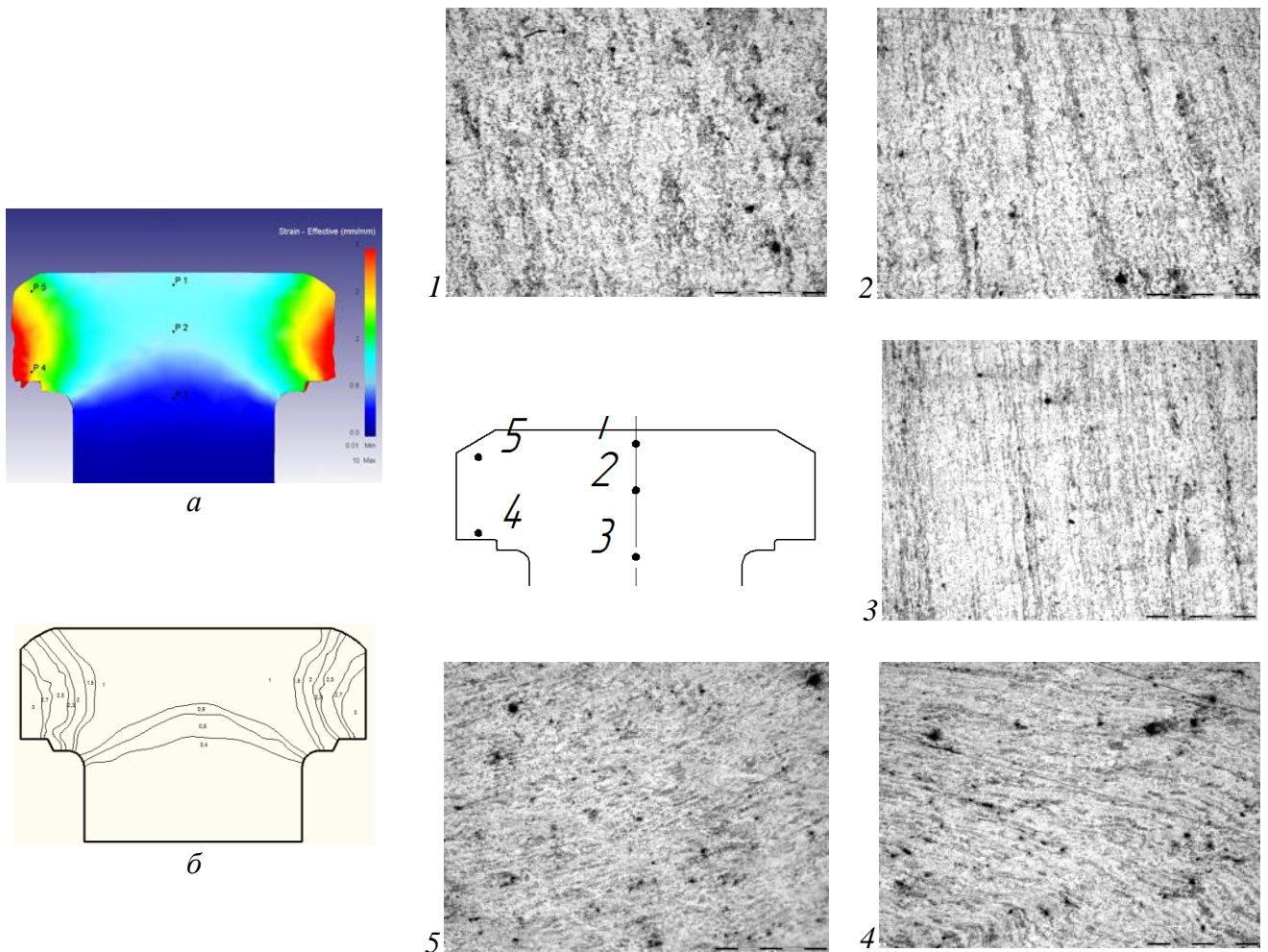


Рисунок 6.12 – Высадка шестигранного обрезного болта М10: *а* – картина математического моделирования; *б* – зоны с одинаковой степенью деформации (цифры – значение степени деформации); *в* – микроструктура исследуемых зон (цифры – номера зон)

Для гайки М18 (рисунок 6.13) наибольшая степень деформации $e_i = 2,5 \div 3,3$ соответствует опорной поверхности изделия и зоне пробитого отверстия. Боковые грани имеют минимальную степень деформации $e_i = 0,5 \div 1,0$, а большая часть объема изделия деформируется со степенью деформации $e_i = 1,5 \div 2,0$.

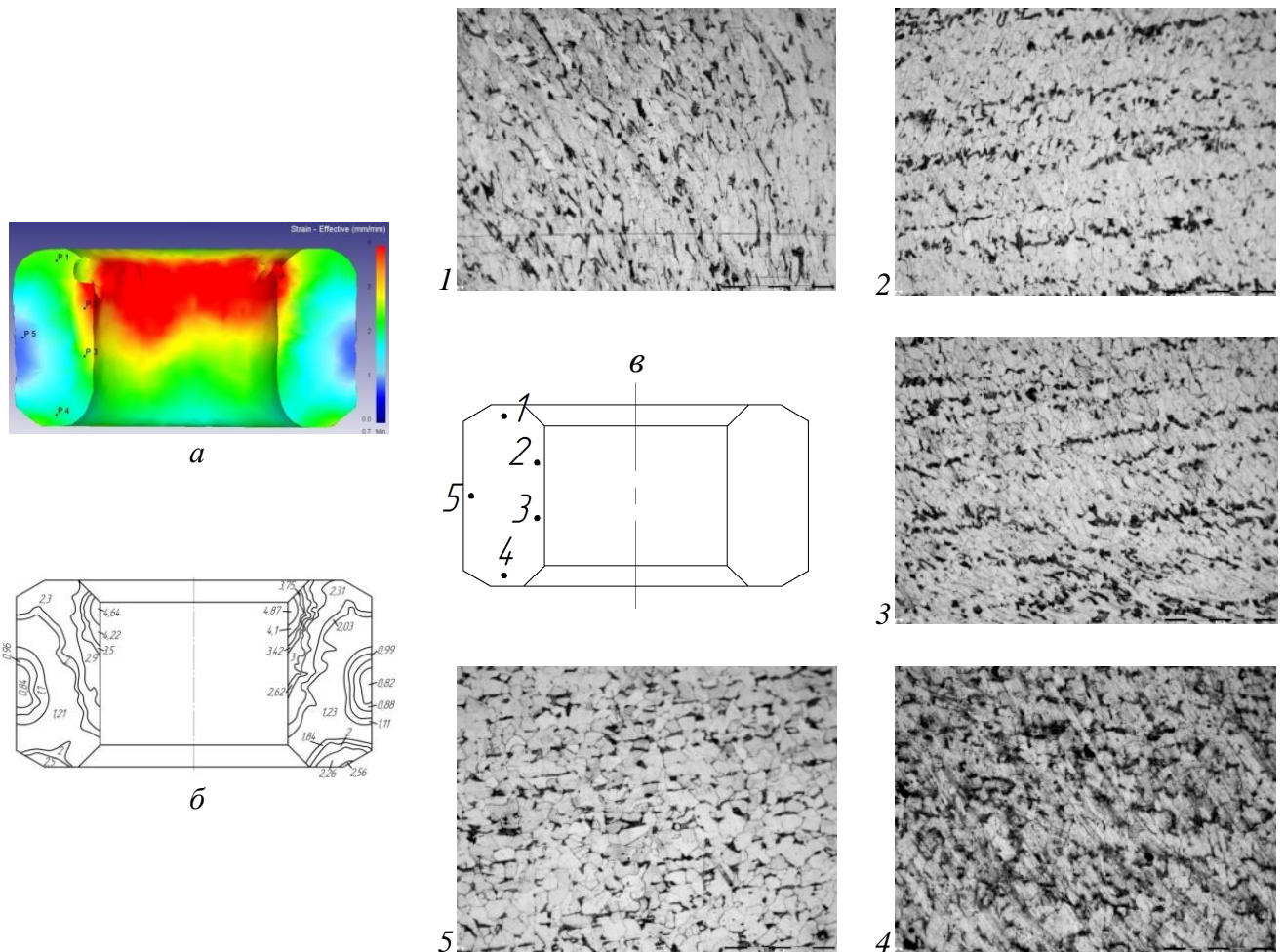


Рисунок 6.13 – Высадка шестигранной гайки М18: *а* – картина математического моделирования; *б* – зоны с одинаковой степенью деформации (цифры – значение степени деформации); *в* – микроструктура исследуемых зон (цифры – номера зон)

При анализе ресурса упрочнения металла изделий, и как следствие повышения их класса прочности в зависимости от их деформированного состояния и используемых марок материала, можно сделать следующие заключения.

Для гайки М18, при ее изготовления ее из стали 20, в зонах опорной поверхности и пробитого отверстия упрочнение металла имеет максимальное значение $\sigma_i = (900 \div 920)$ МПа, которое незначительно превышает значение порога упрочнения. Минимальное упрочнение соответствует боковым граням, $\sigma_i = (600 \div 650)$ МПа. Большая часть высаженного объема изделия имеет упрочнение $\sigma_i = (750 \div 800)$ МПа, что ниже порога упрочнения примерно на 10÷12%. В случае

изменения марки материала, в частности при изготовлении изделия из стали 20Г2Р, можно прогнозировать повышение прочностных характеристик, так как порог упрочнения данного материала соответствует меньшей степени деформации $e_i = 2,2$ при большем упрочнении $\sigma_i = (920 \div 940)$ МПа.

Для формованного фланцевого болта М10, изготовленного из стали 20Г2Р, его центральная зона имеет упрочнение $\sigma_i = (800 \div 850)$ МПа, что ниже возможного повышения до $\sigma_i = (900 \div 920)$ МПа. Это свидетельствует о ресурсе его повышения за счет изменения технологии высадки, включающей увеличение числа операций.

Для обрезного болта М10, изготовленного из стали 10, основное упрочнение соответствует поверхностям обрезанных граней шестигранника. Его значение максимально и составляет $\sigma_i = 750$ МПа. Основной объем головки имеет упрочнение $\sigma_i = (600 \div 650)$ МПа.

Для специальных крепежных изделий информационное обеспечение выполнены для фланцевого бола М8-6g с волнистым наружным профилем головки типа "TORX" из стали 20Г2Р и двенадцатигранной гайки с фланцем из стали 35В2 и приведено в Приложении 1.

6.2.3 Конструкторско-технологические решения по горячей ковке ступенчатых поковок

Механический режим протяжки заготовок из жаропрочных, жаростойких сталей и сплавов из горячекатаного проката включает параметры: способ протяжки, варианты чередования обжатий и кантовок, направление и величину относительной подачи, степень единичного обжатия, форму инструмента.

1. Величина степени деформации заготовок из жаропрочных, жаростойких сплавов за один нагрев вдоль оси должна быть не более 40 % (уков 1,66) и не более 20...40 % (уков 1,25...1,66) поперёк оси заготовки; для коррозионностойких сталей, средне- и высоколегированных сталей и сплавов – не более 55 % (уков 2,2).

2. Минимально допустимый уков за один нагрев для заготовок из жаропрочных, жаростойких сплавов при протяжке 1,2.
3. Минимально допустимый общий уков составляет 4.
4. Величина подачи заготовки при протяжке вдоль оси должна быть 0,5...0,8 диаметра или высоты протягиваемой заготовки. После осадки разрешается производить протяжку с величиной подачи 0,3÷0,4 диаметра или высоты протягиваемой заготовки.
5. За один ход пресса обжатие заготовки следует проводить для высоколегированных, коррозионностойких сталей – на 8...12 %, для сталей и сплавов на никелевой и железоникелевой основе, жаропрочных и жаростойких – не более чем на 5...12 %.

6.3 Оптимизация технологических процессов изготовления металлоизделий из малопластичных материалов

6.3.1 Листовая горячая вытяжка цилиндрических изделий со сферическим дном типа "баллон" из титановых сплавов

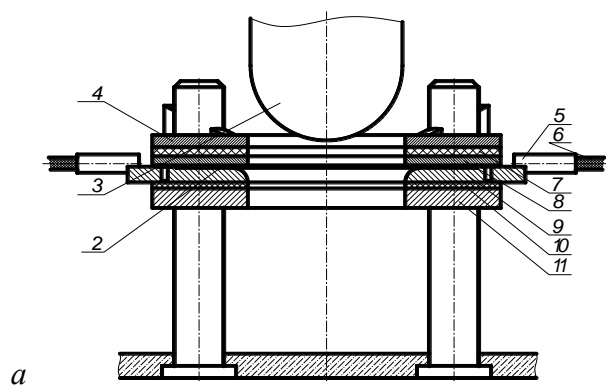
Тонколистовая вытяжка

В ходе выполнения работ по оценке предельной пластичности материала в условиях "жестких" схем деформации, проведено успешное освоение опытного производства изделий типа «баллон» (рисунок 6.14 в) из тонколистовых заготовок толщиной 0,5÷3 мм, в частности из титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6 [260-267]. Была отработана технология их изготовления, включая конструкцию штамповой оснастки, режимов и метода нагрева заготовки. Она основана на оригинальном способе вытяжки с электро-контактным нагревом инструмента и заготовки на гидравлическом прессе мод РVE-259. Принципиальная схема штампа приведена на рисунке 5.12 а, б. Штамп состоит из нижнего 11 и верхнего 4 оснований, к

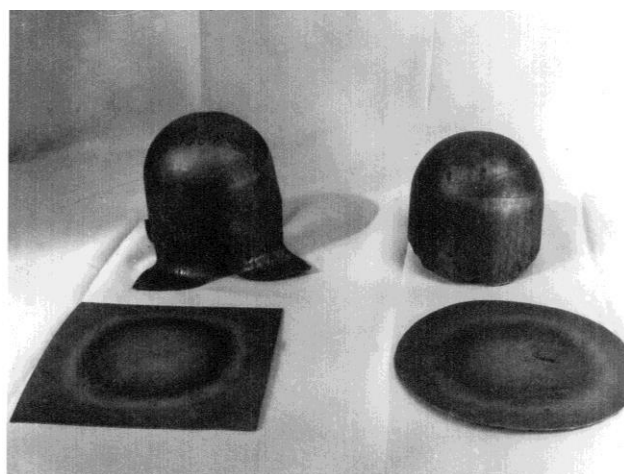
которым через теплоизоляционные прокладки 7 и 10 прикреплены матрица 9 и прижимное кольцо 8. Матрица 9 по наружному контуру имеет четыре выступа 12, к которым подключены электрические контакты 5. Контакты 5 через шинпровода 6 подключены к двум источникам переменного тока 1. Особый порядок подсоединения контактов к источнику тока обеспечивает дифференциальное протекание тока в матрице, и как следствие различный ее нагрев: фланцевые зоны нагреваются до более высоких температур по сравнению со срединной частью.

Штамп работает следующим образом. При сомкнутом штампе включается ток, который нагревает матрицу 9 и прижимное кольцо 8 до заданной температуры. Для нагрева до температуры штамповки, в частности титановых сплавов ~ 800 °С на фланце, время нагрева составило ~ 40 мин. После нагрева ток отключается, приподнимается прижимное кольцо над матрицей и заготовка 2 помещается в рабочую зону штампа. Затем производится смыкание штампа, включается ток нагрева и заготовка нагревается до температуры деформирования. При отключении нагрева производилась вытяжка пуансоном 3 изделия. При разработке процесса вытяжки тонколистового материал были решены вопросы о создании в заготовке в радиальном направлении неравномерного температурного поля, оптимального для каждого конкретного вида обрабатываемого материала, формы и размеров изделия. В отношении конструктивных элементов инструмента было отмечено увеличение диаметра матрицы, обусловленное температурным расширением материала изделия и оснастки.

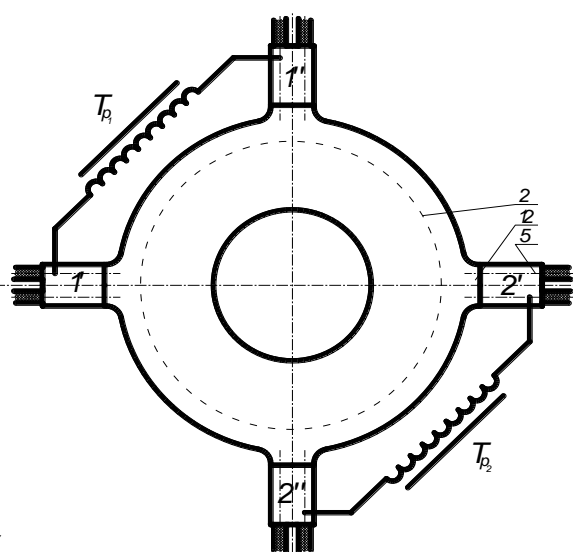
При разработке процесса вытяжки тонколистового материал были решены вопросы о необходимости создания в заготовке в радиальном направлении неравномерного температурного поля, оптимального для каждого конкретного вида обрабатываемого материала, формы и размеров изделия. Создание дифференциального температурного поля в нагретом инструменте был обеспечено разработкой специализированной установки нагрева.



a



b



б

Рисунок 6.14 – Вытяжка изделия «баллон» с дифференцированным нагревом заготовки в радиальном направлении: а, б – схема штампа: 1 – источник тока; 2 - заготовка; 3 - пуансон; 4 – верхнее основание; 5 – электр. контакты; 6 - шинопровод; 7. 10 - прокладки; 8 – кольцо; 9 – матрица; 11 – нижнее основание; 12 – выступ

Таблица 6.1 –Техническая характеристика нагревательной установки

Диапазон рабочих температур, град.	20÷1000
Штампующие заготовки, мм:	
- диаметр	100÷500
- толщина	0,5÷3
Время нагрева до рабочей температуры, мин	30÷40
Цикл штамповки, мин	3÷5
Контроль и поддержание температуры	Автоматически

Толстолистовая вытяжка

Правильность положения В. Бекофена для вытяжки толстолистого материала была проверена на примере изготовления оболочки защитного шлема [212-213]. Изделие имеет размеры эллиптического днища 230 и 270 мм, высоту

210 мм и толщину стенки 4 мм (рисунок 6.15 *а*). Для решения поставленной задачи был изготовлен опытный штамп.



Рисунок 6.15 – Оболочка защитного шлема (*а*); фотографии переходов вытяжки (*б*)

При конструировании рабочих частей штампа использовались рекомендации А.А. Любченко [213] по горячей штамповке толстолистового материала. Штамп имеет складкодержатель, так как коэффициент относительной толщины заготовки равен 60, что характеризует изделие как промежуточное между тонкостенными и тонкостенными. Расчету подвергались рабочие размеры вытяжной матрицы, радиус ее вытяжного ребра и технологический зазор между матрицей и пуансоном. Профиль рабочей части пуансона определялся в соответствии с 3-х мерной моделью внутренней поверхности изделия. Габаритные размеры матрицы и складкодержателя определялись по прочностным расчетам исходя из определения силы вытяжки по Э. Зибелю, А. Томпену. Для проведения опытной штамповки был использован гидравлический пресс силой 80 Кн. Вытянутая заготовка из титанового сплав ВТ 14 была получена за три перехода (рисунки 6.15 *б*), в силу необходимости соблюдения требуемой температуры в заготовке. В то же время заготовка из алюминиевого сплава марки БТА при температуре нагрева 500 °С была вытянута за один переход.

Определение размеров и контура исходной плоской заготовки проводилось с использованием моделирования процесса вытяжки (рисунки 6.16) [214].

По результатам опытных работ было сделано заключение, что коэффициент предельной вытяжки тонко и толстолистовых титановых сплавов при условии создания пластичного состояния металла во фланцевой зоне, находится в интервале $1,8 \div 2,0$ [196].

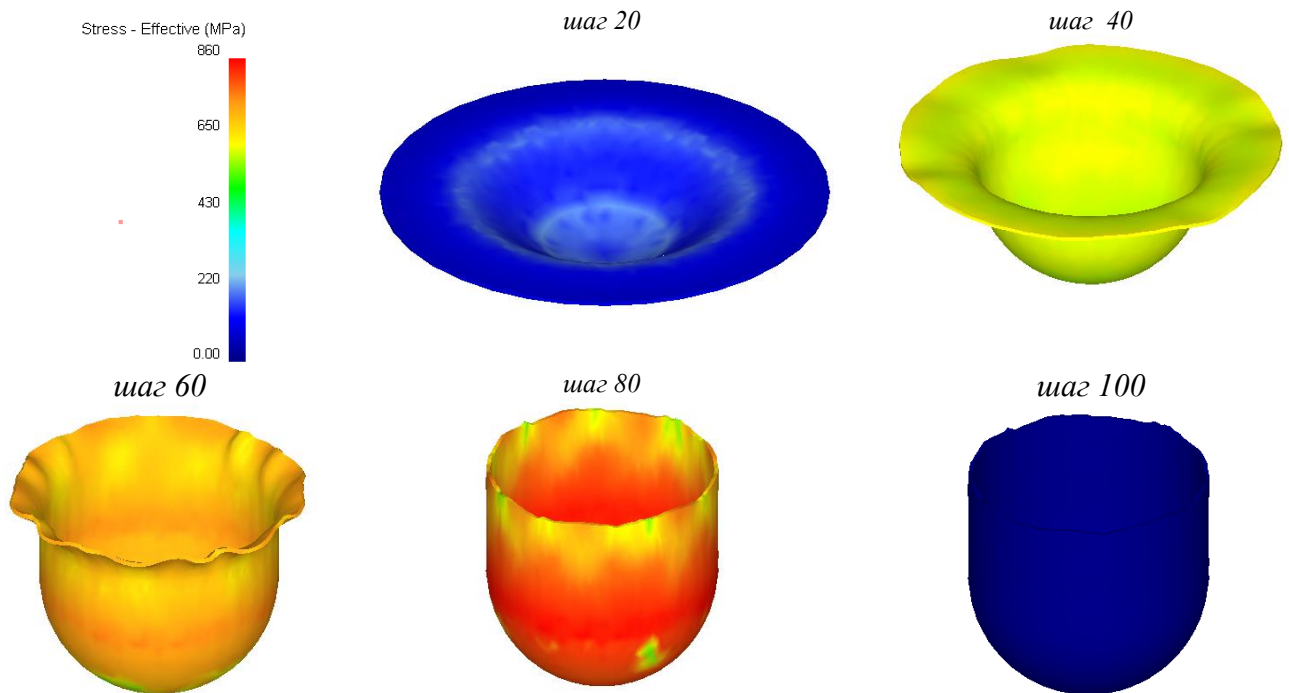


Рисунок 6.16 – Картины математического моделирования операции горячей вытяжки из под прижима по шагам, с указанием распределения интенсивности деформированного состояния в объеме заготовки

6.3.2 Газо-компрессионная штамповка листовых гофрированных панелей из титановых сплавов

Анализ полученных температурно-скоростных зависимостей предельной пластичности титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6С (рисунки 4.1-4.6), для интервала температур $(20 \div 900) ^\circ\text{C}$ и скоростей деформации $\dot{\epsilon} = (10^{-1} \div 10^{-3}) \text{ c}^{-1}$, подтвердил технологические характеристики обработки давлением титановых сплавов:

- высокая чувствительность к скорости деформирования, вследствие чего, в частности скорость вытяжки берется в два-три раза меньше, чем для стали;
- пониженная пластичность в холодном состоянии и высокая пластичность в нагретом состоянии вследствие изменения структуры;

- высокий предел текучести, близкий к пределу прочности, следствием чего является узкая область пластической деформации;

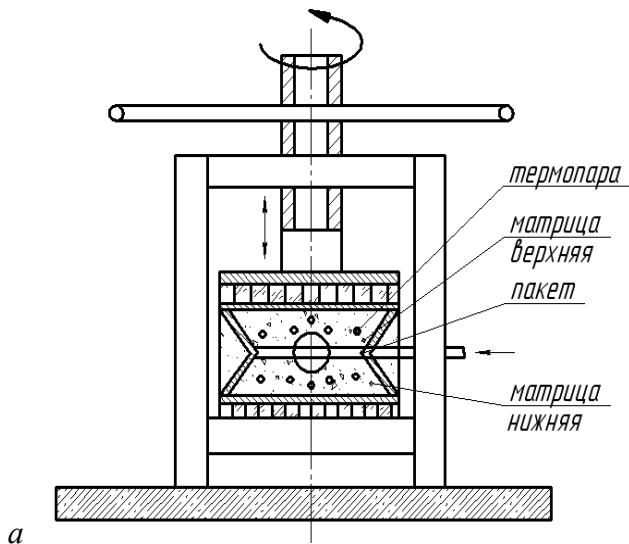
Полученные результаты свидетельствуют, что штамповка титановых сплавов должна производиться в нагретом состоянии, что соответствует практике изготовления титановых изделий в США. В силу узкого температурного интервала штамповки титановых сплавов, величина которого уменьшается по мере повышения их прочностных характеристик, желательно штамповку выполнять в изотермических условиях. Это положение было положено в основы разработки способа изготовления листовых гофрированных панелей [269].

В процессе газо-компрессионной формовки внутренняя поверхность изделия выдувается инертным газом, в частности аргоном. В производстве данный процесс выполнялся на специализированных прессах типа УФС при изготовлении изделий из алюминиевых сплавов. Формовка производилась в интервале температур $450\div 500^{\circ}\text{C}$ с применением газо-компрессионных уплотнений. При изготовлении титановых изделий требуются высокие температуры ($750\div 800$) $^{\circ}\text{C}$.

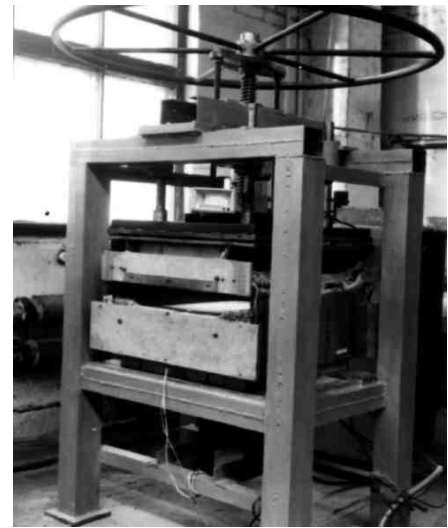
Для отработки технологических режимов был разработан специализированный испытательный стенд (рисунок 6.17 а, б) [190], который включил узлы: штамповую оснастку с нагревательными элементами; зажимное устройство по разьему штамповой оснастки; газо-компрессионную установку, обеспечивающую регулировку давления и поэтапную подачу газа в зону формовки.

На основе анализа диаграмм предельной пластичности исследуемых сплавов ОТ4-1 и ВТ6С определен интервал температур формовки, обеспечивающий предельную их пластичность. Он составил соответственно: $750\pm 10^{\circ}\text{C}$ и $850\pm 10^{\circ}\text{C}$. Необходимое давление определялось исходя из расчета потребной силы формовки (таблица 6.2). Для этого были использованы полученные зависимости "истинное напряжение - истинная деформация" (п.2.3.2).

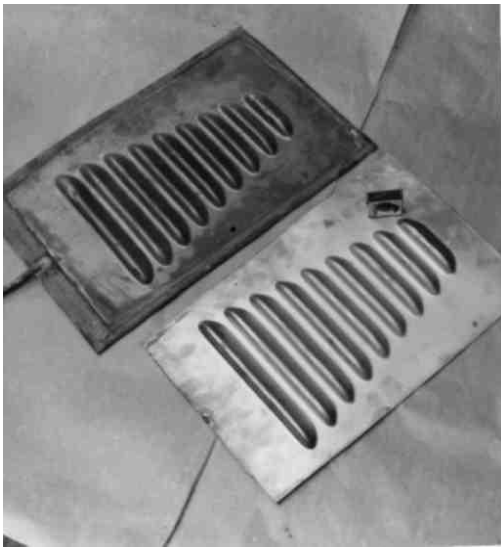
Заготовка выполнялась в виде пакета из двух листов, сваренного по контуру, и вваренного патрубка для подачи газа в пакет (рисунок 6.17 в).



а



б



в



г

Рисунок 6.17 – Газо-компрессионная формовка в нагретых керамических штампах:
 а – эскиз испытательного стенда; б – фотография испытательного стенда; в – фотография отформованного пакета из титановых листов; г - фотография листовой гофрированной панели

В качестве оснастки использовались штампы из кварцевой стеклокерамики ТСМ-532 со встроенными нагревателями, обеспечивающими нагрев технологического пакета до требуемой температуры. Нагрев заготовки осуществляется теплопередачей от нагретой керамической оснастки. При изготовлении деталей сложной формы (рисунок 6.17 г) нижняя матрица выполнялась сборной, для чего применялся вкладыш из окалиностойкого материала - из стали X18H10T.

Таблица 6.2 – Режимы деформирования титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6С

Материал	ОТ4-1	ВТ6С
Температура оснастки, °С	780±10	880±10
Температура заготовки, °С	750±10	850±10
Время выдержки перед деформированием	Определяется толщиной заготовки	
Время вдувания нейтрального газа (аргона), мин	10	10
Давление газа, кг/см	15	15

Выводы по главе

1. Разработана технология изготовления изделий типа «баллон» из тонколистовых малопластичных материалов, основанная на оригинальном способе вытяжки с электроконтактным нагревом инструмента и заготовки на гидравлическом прессе. Разработана конструкция штампа для вытяжки с электроконтактным нагревом, на которую получено Авторское свидетельство № 1517213, МКИ³ кл. G 01N 3/10 от 22.06.1989 г. Проведено успешное освоение опытного производства изделий типа «баллон» из тонколистовых заготовок толщиной 0,5÷3 мм, в частности титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6С.

2. Проведены опытные работы по вытяжке изделий типа «баллон» из толстолистовых малопластичных материалов, в частности титанового сплава ВТ13 из листовой заготовки толщиной 4 мм, по результатам которой уточнены температурно-скоростные режимы деформирования и коэффициент предельной вытяжки.

3. Разработана технология газокompрессионной формовки в нагретых керамических штампах листовых гофрированных панелей из титановых сплавов. Режимы деформирования основаны на использовании температурно-скоростных зависимостей предельной пластичности, выявленных в ходе диссертационных исследований. (Авторское свидетельство № 18142343, МКИ³ кл. В 21 D 26/02 от 11.10.1992 г.)

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В диссертационной работе решена научно-техническая проблема повышения механических свойств деформированных металлических материалов в условиях многопереходного и сложного нагружения, что имеет важное хозяйственное значение.

Основное содержание диссертационной работы заключается в следующем:

1. Разработана научно-технологическая концепция формирования механических свойств деформированных металлических сплавов в условиях сложного нагружения, основанная на установлении закономерностей поэтапного изменения их структурного состояния с учетом накопленной степени деформации, и обеспечивающая получение изделий с требуемыми эксплуатационными свойствами.
2. Определен алгоритм проведения технологических и структурных исследований в условиях сложного нагружения с учетом накопленной степени деформации на этапах деформирования.
3. Разработано программное обеспечение для количественного обсчета параметров микроструктуры и анализа структурно-механических характеристик металлических сплавов. Для количественной оценки холоднодеформированного состояния и оценки рекристаллизации горячедеформированных сталей и сплавов разработаны программы для ЭВМ с использованием программного обеспечения NI Vision в среде LabVIEW и бинаризации фотографий микроструктуры (Свидетельства государственной регистрации № 2914613502 от 27.03.14 г. и № 2015611190 от 26.01.15 г.). Для анализа структурно-механических характеристик металлических материалов при многоэтапном пластическом деформировании разработана программа для ЭВМ с использованием языка программирования C++ с возможностью обсчета микроструктуры в интервале от 100 до 1000 крат на любом виде микроскопов (Свидетельство государственной регистрации программы для ЭВМ № 2021614913 от 31.03.21 г.).

4. Разработано методическое обеспечение определения структурно-механических характеристик материалов в условиях сложного нагружения. Для оценки упрочнения холоднодеформированного материала разработана методика построения обобщенных кривых деформационного упрочнения. Для прогнозирования процесса рекристаллизации разработан способ построения зависимостей средней величины зерна от интенсивности деформации и температуры.

5. Установлен способ прогнозирования циклической долговечности горячедеформированных металлических материалов, основанный на выявленном положении, что основным определяющим параметром является размер зерна. Экспериментальное подтверждение выполнено на основании комплексных структурно-механических исследований и испытаний на циклическую долговечность деформированных материалов: прокатанной полосовой рессорной стали 50ХГФА при 1200 °С в диапазоне обжатий до 40% и листовой аустенитной стали в условиях многопереходной формовки гофрированных панелей (Патент № 2 619 480 С1, МПКG 01N 3/32 от 16.05.2017г.).

6. Установлена основная закономерность изменения структурного состояния в сталях ферритно-перлитного класса при многопереходном холодном объемном деформировании, которое характеризуется немонотонным развитием трехмерной дефектности, о чем свидетельствует изменение плотности материала, как характеристики общей дефектности. Получено математическое описание изменения повреждаемости, представленное в виде общего уравнения связи дефектности материала со степенью деформации, в котором учитываются изменения эффективного числа возможных мест разрушения на каждом этапе обработки.

7. Выявлены закономерности протекания стадий рекристаллизации сталей аустенитного класса при горячем дробном деформировании в зависимости от степени деформации на переходах, накопленной степени деформации, времени выдержки при фиксированной температуре и величины зерна на переходах обработки. Установлено, что максимальный рост зерна на стадиях динамической

и собирательной рекристаллизации происходит при обработке недеформированного материала в интервале критических степеней деформации. Для стали X18H9T интервал критических степеней деформаций имеет значение $e_i = 0,6 \div 2,3$, в показателе величина укова – $(1,06 \div 2,08)$.

8. Определены закономерности изменений структуры и дефектности тонколистовых титановых сплавов в условиях высокотемпературного двухосного растяжения методом выпучивания мембран в интервале температур $(20 \div 900) ^\circ\text{C}$ и скоростей деформации $(10^{-1} \div 10^{-3}) \text{ c}^{-1}$. Впервые для испытаний разработана принципиально новая конструкция устройства для выпучивания с использованием промежуточной сыпучей среды (Авторские свидетельства № 1194141, МКИ³ G 01N 3/10 от 22.07.1985г.; № 1299264, МКИ³ G 01N 3/08 от 22.11.1986, Евразийский патент № 040659, заявка № 202100064 от 29.12.2020 г, патент выдан 12.07.22 г). Установлено, что жесткость напряженного состояния не влияет на последовательность изменения характера микроструктуры, что подтверждается одинаковой сменой механизмов разрушения на температурно-скоростных зависимостях предельной деформации. Повышение жесткости напряженного состояния интенсифицирует развитие дефектности, чему соответствует смещение точек рекристаллизационного перегиба кривых предельных деформации в сторону увеличения температуры и уменьшения предельной деформации.

9. Подтверждено положение, что всестороннее неравномерное сжатие материала при деформировании повышает его пластичность. За счет применения специального приема, в виде создания бокового давления на заготовку со стороны стенок инструмента, изготовлено объемное изделие из чугуна с шаровидным графитом деформированием в открытом штампе.

10. Разработаны и опробованы в производственных условиях технологии: тонколистовой вытяжки цилиндрических изделий типа "баллон" с нагревом элементов штампа и заготовки электро-контактным способом (Авторское свидетельство № 1517213, МКИ³ G 01N 3/10 от 22.06.1989г); газо-компрессионная штамповка листовых гофрированных панелей в керамических штампах со встроенными нагревателями, позволившие впервые изготовить

изделия из малопластичных титановых сплавов ОТ4-1, ВТ6С и ВТ13 (Авторское свидетельство № 1814234, МКИ³ В 21 D 26/02 от 11.10.1992 г.).

11. Результаты диссертационной работы, в соответствии с представленными актами, имеют промышленное внедрение на предприятиях:

- на ПАО «Нормаль» расширена информационная база проектирования процессов высадки крепежных изделий из малоуглеродистых и борсодержащих сталей, основанная на разработке методики и построения обобщенных кривых деформационного упрочнения;
- на СОВИНТЕХ-АВТО оптимизированы условия горячего деформирования листовых заготовок из сталей аустенитного класса и полосовых заготовок рессорной стали изделий, работающих в условиях усталостного нагружения, на основе выявления структурного параметра – величины зерна, как основной определяющей характеристики;
- на НАЗ «Сокол» - филиал АО «РСК «МиГ» выполнено внедрение на уровне опытного производства процессов изготовления изделий из тонколистовых титановых сплавов: горячей формовки и газо-компрессионной штамповки в керамических штампах листовых гофрированных панелей; глубокой вытяжки цилиндрических изделий с неравномерным электро-контактным нагревом заготовки;
- на ООО «Метмаш» уточнены технологические режимы деформирования сталей аустенитного класса, оптимизирована конструкция технологической оснастки и расширена номенклатура потенциальных кованных изделий;
- на АО «ПО «Горизонт» уточнены режимы деформирования конструкционных углеродистых сталей, расширена номенклатура потенциальных изделий.

12. Определены перспективы дальнейшей разработки темы:

- увеличение числа обобщенных кривых упрочнения материалов для оценки их возможного упрочнения при изготовлении изделий и анализа стойкости инструмента при их применении;
- определение кинетики роста зерен на стадиях процесса рекристаллизации и построение зависимостей средней величины зерна от температуры и накопленной

степени деформации, в том числе и после проведения отжигов с разной длительностью, для условий горячей дробной деформации сталей аустенитного и ферритно-мартенситного классов;

- исследование и установление закономерностей структурообразования и формирования дефектности титановых сплавов, таких как ВТ13 и ВТ20, в условиях теплой и горячей деформации и «жесткого» нагружения и построение температурно-скоростных зависимостей предельной пластичности;
- определение зависимостей предельной пластичности от показателя напряженного состояния малопластичных металлических сплавов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Терентьев, В.Ф. Усталостная прочность металлов и сплавов / В.Ф. Терентьев. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 288 с.
2. Коттрелл, А.Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах / А.Х. Коттрелл. - М.: Metallurgizdat, 1958. – 267 с.
3. Рид, В.Т. Дислокации в кристаллах / В.Т. Рид. – М.: Metallurgizdat, 1957. – 279 с.
4. Фридель, Ж. Дислокации / Ж. Фридель. – М.: «Мир», 1967. – 643 с.
5. Хирт, Д. Дислокации в кристаллах / Д. Хил. – М.: Атомиздат, 1968. – 277 с.
6. Коттрелл, А.Х. Теория дислокаций / А.Х. Коттрелл. – М.: Мир, 1969. – 96 с.
7. Хирт, Дж. Теория дислокаций / Дж. Хирт, И. Лот. – М.: Атомиздат, 1972. – 600 с.
8. Одинг, И.А. Теория дислокаций в металлах и ее применение / И.А. Одинг. – М.: Изд-во АН СССР, 1959. – 84 с.
9. Неклюдов, И.М. Физические основы прочности и пластичности металлов. Дефекты в кристаллах Ч. II / И.М. Неклюдов, Н.М. Камышанченко. – Белгород: Педагогика-Пресс и БГУ, 1997. – 158 с.
10. Трефилов, В.И. Металлофизика / В.И. Трефилов, В.А. Фирстов. – Киев: Наукова думка, 1971, вып.35. – С.11-15.
11. Трефилов, В.И. Физика деформационного упрочнения монокристаллов / В.И. Трефилов. – Киев: Наукова думка, 1972. – 191с.
12. Трефилов, В.И. Физические основы прочности тугоплавких металлов / В.И. Трефилов, Ю.В. Мильман, В.А. Фирстов. – Киев: Наукова думка, 1975. – 315 с.
13. Трефилов В.И., Фирстов С.А., Лофт А., Шляубитн К. Эволюция дислокационной структуры в ОЦК металлов // Проблемы физики твердого тела и материаловедения: Сб. – М: Наука, 1976. – С.97-121.
14. Трефилов, В.И. Структура, текстура и механические свойства деформированных сплавов молибдена / В.И. Трефилов и [др.]. – Киев: Наукова думка, 1983. – 232 с.

15. Рыбин, В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов / В.В. Рыбин. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
16. Панин, В.Е. Основы физической мезомеханики / В.Е. Панин // Физ. мезомеханика. – 1998. – №1. – С.5-22.
17. Горелик, С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С.С. Горелик, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина – М.: МИСИС, 2005. – 432 с.
18. Орлов, А.Н. Границы зерен в металлах / А.Н. Орлов, В.Н. Перевезенцев, В.В. Рыбин. – М.: Металлургия, 1980, – 156 с.
19. Чувильдеев, В.Н. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения / В.Н. Чувильдеев. – М.: Физматлит, 2004, – 304 с.
20. Перевезенцев, В.Н. Рекристаллизация металлов и сплавов: учебное пособие / В.Н.Перевезенцев, М.Ю.Щербань. – Нижний Новгород: Изд-во ННГУ, 2000. – 62 с.
21. Бетехтин, В.И. Пластическая деформация и разрушение кристаллических тел: Сообщение 1 / В.И. Владимиров, А.Г. Кадомцева, А.И. Петров // Проблемы прочности. – 1979. – №7. – С.38-45.
22. Бетехтин, В.И. Пластическая деформация и разрушение кристаллических тел: Сообщение 2 / В.И. Владимиров, А.Г. Кадомцева, А.И. Петров // Проблемы прочности. – 1979. – №8. – С.51-57.
23. Владимиров, В.И. Физическая природа разрушения металлов / В.И. Владимиров. – М.: Металлургия, 1984, – 280 с.
24. Качанов, Л.М. Основы механики разрушения / Л.М. Качанов. – М.: Наука, 1974. – 311 с.
25. Хоникомб, Р. Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб. – М.: Мир, 1972, – 408 с.
26. Соколов, Л.Д. Сопротивление металлов пластической деформации / Л.Д. Соколов. – М.: Металлургия, 1963. – 272 с.
27. Соколов, Л.Д. Механические свойства редких металлов / Л.Д. Соколов и [др.]. – М.: Металлургия, 1972. – 278 с.

28. Закономерности пластичности металлов: аналитический обзор / Л.Д. Соколов, В.А. Скуднов. – М.: ВИЛС, 1980. – 130 с.
29. Скуднов, В.А. Предельные пластические деформации металлов / В.А. Скуднов. – М.: Metallurgiya, 1989. – 176 с.
30. Шмитт-Томас, К.Г. Металловедение для машиностроения: справочник / К.Г. Шмитт-Томас. – М.: Metallurgiya, 1995. – 512 с.
31. Белл, Дж.Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. Часть II. Конечные деформации / Дж.Ф. Белл. – М.: Наука, 1984. – 432 с.
32. Пресняков, А.А. Очаг деформации / А.А. Пресняков. – Алма-Ата: Metallurgiya, 1989. – 176 с.
33. Губкин, С.И. Пластическая деформация металлов. Т I / С.И. Губкин. – М.: Metallurgizdat, 1960, – 376 с.
34. Губкин, С.И. Пластическая деформация металлов. Т II / С.И. Губкин. – М.: Metallurgizdat, 1961, – 466 с.
35. Павлов, И.М. Теория прокатки: в 3 т. / И.М. Павлов. – М.: Metallurgizdat, – 1950. – 3 т.
36. Целиков, А.И. Вопросы обработки металлов давлением / А.И. Целиков. – М.: Изд-во АН СССР, 1958. – 238 с.
37. Сторожев, М.В. Теория обработки металлов давлением / М.В. Сторожев. – М.: Машиностроение, 1971. – 424 с.
38. Корнеев, Н.И. Деформация металлов ковкой / Н.И. Корнеев. – М.: Оборонгиз, 1947. – 244 с.
39. Смирнов-Аляев, Г.А. Сопротивление металлов пластическому деформированию / Г.А. Смирнов-Аляев. – Л.: Машиностроение, 1978. – 386 с.
40. Тарновский, И.Я. Свободная ковка на прессах / И.Я. Тарновский, В.Ф. Трубин, М.Г. Златкин. – М.: Mashgiz, 1967. – 328 с.
41. Ковка и штамповка. Справочник Т.3. Холодная объемная штамповка / Е.И. Семенов (пред.) и [др.]; под ред. Г.А. Навроцкого. М.: Машиностроение, 1987. – 384 с.

42. Макушок, Е.М. Инженерная теория пластичности / Е.М. Макушок и [др.]. – Минск: Наука и техника, 1985. – 288 с.
43. Колмогоров, В.П. Напряжения, деформации, разрушение / В.П. Колмогоров. – Л.: Металлургия, 1970. – 229 с.
44. Охрименко, Я.М. Неравномерность деформации при ковке / Я.М. Охрименко, В.А. Тюрин. – М.: Машиностроение, 1969. – 184 с.
45. Терентьев В.Ф., Пойда В.Г. Влияние размера зерна на сопротивление усталости металлов. – В сб.: Усталость и вязкость разрушения металлов. – М.: Наука, 1974. С. – 109-140.
46. Бэкофен, В. Процессы деформации / В. Бэкофен. – М.: Металлургия, 1977. – 288 с.
47. Wang, Z.G. Al S. H. Fatigue of Martensite – Ferrite High Strength Low –alloys Dual Phase Steels / Z.G. Wang // ISIJ International. – 1999. – V. 39. – N 8. – pp. 747-759.
48. Терентьев, В.Ф. Влияние температуры старения на комплекс механических свойств матричностаряющей стали / В.П. Терентьев, И.Ж. Бунин, П.В. Загребев // Метериаловедение. – 1998. – Т.2. – № 1. – С. 40-44.
49. Бюрен, Ван. Дефекты в кристаллах / Ван Бюрен. – М.: ИЛ, 1962. – 584 с.
50. Кан, Р.У. Физическое металловедение. Т.1 / Р.У. Кан. – М.: Металлургия, 1987. – 640 с.
51. Вишняков, Я.Д. Дефекты упаковки в кристаллической структуре / Я.Д. Вишняков. – М.: Металлургия, 1970. – 215 с.
52. Келли, А. Кристаллография и дефекты в кристаллах / А. Келли, Г. Гровс. – М.: Мир, 1974. – 496 с.
53. Штремель, М.А. Прочность сплавов. Ч.1. Дефекты решетки / М.А. Штремель. – М.: МИСИС, 1999. – 278 с.
54. Орлов, А.Н. Введение в теорию дефектов в кристаллах / А.Н. Орлов. – М.: Высшая школа, 1983. – 144 с.
55. Новиков, И.И. Кристаллография и дефекты кристаллической решетки: учебник для вузов / И.И. Новиков, К.М. Разин. – М.: Металлургия, 1990. – 336 с.

56. Неклюдов, И.М. Физические основы прочности и пластичности металлов. Дефекты в кристаллах / И.М. Неклюдов, Н.В. Камышанченко. – Белгород: Педагогика-Пресс и БГУ, 1997. – 158 с.
57. Фрост, Г.Дж. Карты механизмов пластической деформации / Г.Дж. Фрост, М.Ф. Эшби. – Челябинск: Metallurgy. Челябинское отделение, 1989. – 328 с.
58. Роботнов, Ю.Н. Механика деформируемого твердого тела / Ю.Н. Роботнов. — М.: Наука, 1970. – 229 с.
59. Бриджмен, П.В. Исследование больших пластических деформаций и разрыва / П.В. Бриджмен. – М.: Иностранная литература, 1955. – 444 с.
60. Лариков, Л.Н. Залечивание дефектов в металлах / Л.Н. Лариков. – Киев: – Наука, 1980. – 280 с.
61. Валиев, Р.З. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / Р.З. Валиев, И.В. Александров. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
62. Трощенко, В.Т. Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении. – Киев: Наукова думка, 1981. – 345 с.
63. Иванова, В.С. Усталостное разрушение металлов / В.С. Иванова. – М.: Metallurgizdat, 1963. – 272 с.
64. Иванова, В.С. Природа усталости металлов / В.С. Иванова, В.Ф. Терентьев – М.: Metallurgizdat, 1975. – 456 с.
65. Горицкий, В.М. Структура и усталостное разрушение металлов / В.М. Горицкий, В.Ф. Терентьев. – М.: Metallurgizdat, 1980. – 207 с.
66. Валиев, Р.З. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / Р.З. Валиев, И.В. Александров. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
67. Трощенко, В.Т. Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении / В.Т. Трощенко. – Киев: Наукова думка, 1981. – 345 с.
68. Иванова В.С. Усталостное разрушение металлов / В.С. Иванова. – М.: Metallurgizdat, 1963. – 272 с.

69. Поведение стали при циклических нагрузках / Пер с нем.; под ред. В. Даля. – М.: Металлургия, 1983. – 568 с.
70. Романив, О.Н. Механика разрушения и прочность материалов: справ. пособие. Т. 4. Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О.Н. Романив, С.Я. Ярема, Г.Н. Никифорчин и [др.]; под ред. В.В. Панасюка. – Киев: Наукова думка, 1990. – 680 с.
71. Шетулов, Д.И. Связь сопротивления циклической нагрузке с повреждаемостью поверхности металлов / Д.И. Шетулов // Изв. АН СССР. Металлы. – 1991. – № 5. – С. 160-162.
72. Геров, В.В. Влияние топографической структуры поверхности на механические характеристики мартенситностареющей стали / В.В. Геров, А.Г. Колмаков, В.Ф. Терентьев. // Физ. и хим. обр. мат. – 2002. – № 1. – С. 15-21.
73. Форрест, П. Усталость металлов / П.Форрест. – М.: Машиностроение, 1968. – 352 с.
74. Пачурин, Г.В. Роль структуры поверхности в коррозионной усталости деформированных металлических материалов / Г.В. Пачурин // Современные проблемы науки и образования. – 2014. – №1. – С. 22-28.
75. Степанов, А.В. Основы практической прочности кристаллов / А.В. Степанов. – М.: Наука, 1974. – 132 с.
76. Иванова, В.С. Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов / В.С. Иванова, Л.К. Гордиенко и [др.]. – М.: Наука, 1965, – 180 с.
77. Смирнов, Б.И. Эволюция дислокационной структуры и стадийность кривых упрочнения кристаллов / Б.И. Смирнов // Изв. АН СССР. Сер.физ. – 1973. – Т.37. – №11. – С.2427-2432.
78. Одинг, И.А. Развитие повреждаемости в никеле при статическом растяжении / И.А. Одинг, Ю.П. Либеров // Изв. АН СССР. ОНТ. Металлургия и топливо, горное дело. – 1962. – № 6. – С.125-130.
79. Одинг, И.А. Накопление дефектов и образование субмикроскопических трещин при статическом деформировании армко-железа / И.А. Одинг, Ю.П.

- Либеров // Изв. АН СССР. ОНТ. Metallургия и топливо, горное дело. – 1964. – № 1. – С.113-119.
80. Терентьев, В.Ф. Усталость металлических материалов: учеб. пособие / В.Ф. Терентьев. – Воронеж: Изд-во Воронежского техн. ун-та, 2000. – 60 с.
81. Терентьев, В.Ф. Синергетика и усталостное разрушение металлов / В.Ф. Терентьев. – М.: Наука, 1989. – 416 с.
82. Бурке, Д.Е. Успехи физики металлов / Д.Е. Бурке, П. Трубул. – М.: Metallургиздат, 1956. – 386 с.
83. Иванов, В.И. Возврат и рекристаллизация в металлах при быстром нагреве. / В.И. Иванов, К.А. Осипов. – М.: Наука, 1964. – 186 с.
84. Jonas, J.J. / M.J. Luton, C.M. Sellars, W.J. Tegart // Metallurgical reviews. – 1969. – № 130. – P. 1-33.
85. Luton, M.J. The kinetics of grain boundary nucleattdreactions / M.J. Luton, C.M Sellars // Acta Metal. – 1969. – V. 17. – P. 1033-1043.
86. Кан, Р.У. Физическое металловедение. Т.3. Физико-механические свойства металлов и сплавов / Р.У. Кан. – М.: Metallургия, 1987. – 450 с.
87. Рекристаллизация металлических материалов / Пер. с англ.; под ред. Ф. Хаснера. – М.: Metallургия, 1982. – 352 с.
88. Бернштейн, М.Л. Термомеханическая обработка стали / М.Л. Бернштейн, В.А. Займовская, Л.М. Капуткина. – М.: Metallургия, 1983. – 315 с.
89. Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов / И.И. Новиков. – М.: Metallургия, 1986. – 480 с.
90. Материаловедение: учебник для втузов / Под ред. Б.Н. Арзамасова. – М.: Машиностроение, 1986. – 336 с.
91. Новиков, В.Ю. Вторичная рекристаллизация / В.Ю. Новиков. – М.: Metallургия, 1990. – 130 с.
92. Солнцев, Ю.П. Материаловедение: учебник для втузов / Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин, Ф.М. Войткун. – М.: МИСИС, 1999. – 278 с.
93. Громов, Н.П. Теория обработки металлов давлением / Н.П. Громов. – М.: Metallургия, 1967. – 340 с.

94. Dillinger, J. Fachkunde Metall Mechanische Technologie / J. Dillinger, W. Escherich, W. Günter. – School of Computer and Communication Sciences, 2010. – 625 p.
95. Dillinger, J. ZEISS ZEN core v.3.2 Software Manual / J. Dillinger.– School of Computer and Communication Sciences, – 2020. – 792 p.
96. Lammers, D. Objekterkennung in Bilddaten / D. Lammers, S. Wachenfeld. – School of Computer and Communication Sciences, 2008. – 228 p.
97. Achanta, R. SLIC Superpixels / R. Achanta, A. Shaji, K. Smith, A. Lucchi. – School of Computer and Communication Sciences, 2015. – 225 p.
98. Лафоре, Р. Вопросы ориентирования в программе C++: учеб. пособие / Р. Лафоре. – СПб.: Изд-во Питер, 2011. – 338 с.
99. Кроха, В.А. Упрочнение металлов при холодной пластической деформации: справочник / В.А. Кроха. – М.: Машиностроение, 1980. – 157 с.
100. Рогельберг, И.А. Диаграммы рекристаллизации металлов и сплавов / И.А. Рогельберг, Е.С. Шпиченецкий. – М.: Metallurgizdat, 1950. – 280 с.
101. Бережковский, Д.И. Новый тип диаграмм рекристаллизации и методика их построения / Д.И. Бережковский // Заводская лаборатория. – 1964. – № 1. – С.1482-1489.
102. Ковка и штамповка. Справочник. Т.1. Материалы и нагрев. Оборудование. Ковка / Е.И, Семенов (пред.) и [др.]; под ред. Е.И. Семенова. М. Машиностроение. 1985. – 384 с.
103. Цветков, А.С. Влияние технологических параметров термомеханической и термической обработки аустенитных сталей для внутрикорпусных устройств ВВЭР на формирование зеренной структуры и свойств: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Цветков Антон Сергеевич. – Санкт-Петербург, 2020. – 140 с.
104. Смирнов-Аляев, Г.А. Экспериментальные исследования в обработке металлов давлением / Г.А. Смирнов-Аляев, В.П. Чикидовский. – Л.: Машиностроение, 1972. – 370 с.

105. Прудников, М.И. Предельные деформации листового материала при двухосном растяжении / М.И. Прудников // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением – 1962. – № 8. – С.15-17.
106. Макаров, Э.Л. Остаточные напряжения и прочность сварных соединений и конструкций: труды МВТУ / Э.Л. Макаров, В.Г. Федоров. – М.: Изд-во МВТУ. – 1969. – № 133. – С.8-12.
107. Золотов М.А., Скуднов В.А., Ольман Г.В, Чиженков И.Г. Устройство для испытания образцов на двухосное растяжение. А.с. 1114915, МКИ³ G 01N 3/08 от 23.09.84, Бюл. №35.
108. Уманский, Я.С. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия / Я.С. Уманский, Ю.А. Скаков, А.Н. Иванов, Л.Н. Расторгуев. – М.: Металлургия, 1982. – 632 с.
109. Лившиц, Б.Г. Металлография: учебник для вузов / Б.Г. Лившиц. – М.: Металлургия, 1990, – 236 с.
110. Богачев, И.Н. Статистическое металловедение / И.Н. Богачев, А.А. Вайнштейн, С.Д. Волков. – М.: Металлургия, 1984. – 286 с.
111. ГОСТ 5639-82 Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. – М.: ИПК. Издательство стандартов, 2003. – 16 с.
112. Скуднов, В.А. Закономерности изменения плотности при ОМД / В.А. Скуднов, Ф.А. Богашова // Изв. Вузов. Черная металлургия. – 1986. – № 8. – С.38-45.
113. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2014613502. Заявка № 2014610743 от 04.02.14 г. Зарегистрировано 27.03.14 г. Определение величины зерна для количественной оценки холоднодеформированного состояния сталей и сплавов / Манцеров С.А., Галкин В.В., Вилков Н.Н., Терещенко Е.Г, Дербенев А.А., Кошелев А.А.
114. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2015611190. Заявка № 2014662663 от 09.12.14 г. Зарегистрировано 26.01.15 г. Определение величины зерна для оценки рекристаллизации

горячедеформированных сталей и сплавов / Манцеров С.А., **Галкин В.В.**, Хадеев Р.Г., Терещенко Е.Г., Дербенев А.А., Пачурин В.Г.

115. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2021614913. Заявка № 2021613777 от 24.03.21 г. Зарегистрировано 31.03.21 г. Программное обеспечение анализа структурно-механических характеристик металлических материалов при многоэтапном пластическом деформировании / Манцеров С.А., Дудников Д.О., Огурцов Н.А., **Галкин В.В.**, Гаврилов Г.Н.

116. Энгель, Л. Растровая электронная микроскопия. Разрушение: справочник / Л. Энгель, Г. Клингель. – М.: Металлургия, 1986. – 232 с.

117. Гордеева, Т.А. Анализ изломов при оценке надежности материалов / Т.А. Гордеева, М.П. Жегина. – М.: Машиностроение, 1978. – 200 с.

118. Золотаревский, В.В. Механические испытания и свойства металлов / В.В. Золотаревский. – М.: Металлургия, 1974. – 162 с.

119. Испытания материалов: справочник / Пер. с нем.; под ред. Н. Блюменауэра. М, Металлургия, 1979. – 446 с.

120. Серенсен, С.В. Динамика машин для испытаний на усталость / С.В. Серенсен, М.А. Гарф, В.А. Кузьменко. – М.: Металлургия, 1967. – 460 с.

121. Эшби, М. Конструкционные материалы: учебное пособие / М. Эшби, Д. Джонс. – М.: Издательский дом «Интеллект», 2010. – 672 с.

122. Келоглу, Ю.П. Металлы и сплавы: справочник / Ю.П. Келоглу, К.М. Захариевич, М.И. Карпшневская. – Кишинев: Изд-во "Картя Молдовенякэ", 1977. – 264 с.

123. Амиров, М.Г. Боросодержащие стали для крепежных деталей / М.Г. Амиров, В.И. Пова, Н.И. Счисляев, И.С. Фривель // Автомобильная промышленность. – 1983. – № 8. – С.8-12.

124. РД 37.002.0208-90. Объемная штамповка крепежных деталей. Конструктивные и технологические расчеты / Н.Г. Левинсон, Е.Н. Хохлов, В.Г. Тимербаев, В.Г. Кутяйкин и [др.]. – Горький: Изд-во КТИавтометиз, 1990. – 288 с.

125. Бунатян, Г.В. Стандартизация и технические основы менеджмента качества резьбовых крепежных изделий в машиностроении: учебное пособие / Г.В.

- Бунатян, В.Г. Кутяйкин. – Нижний Новгород: Нижегородский филиал ФГДОУ ДПО "Академия стандартизации, метрологии и сертификации", 2012. – 164 с.
126. **Галкин, В.В.** Оценка напряженно-деформированного состояния металла холодновысадочных крепежных изделий методами математического моделирования и экспериментальных исследований / **В.В. Галкин**, А.А.Дербенев, А.С. Шаров // Современный научный вестник. – 2014. – № 17 (213). – С. 94-99.
127. **Галкин, В.В.** Деформация материала в головке болтов при холодной высадки / **В.В. Галкин**, О.С. Кошелев, Е.Г. Терещенко, Е.Н. Хохлов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2008. – №1. – С. 24-27.
128. **Галкин, В.В.** Оценка технологичности высадки стержневых крепежных изделий с наружным волнистым профилем головки типа «TORX» / **В.В. Галкин**, О.С. Кошелев, Е.Н. Хохлов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2007. – №7. – С. 30-32.
129. **Галкин В.В.**, Гаврилов Г.Н., Дербенев А.А., Братухин А.В. Инженерные решения оценки механических свойств холоднодеформированных металлических материалов в условиях многоэтапной обработки: монография / В.В. Галкин и [др.]. – Нижний Новгород: Изд-во НГТУ, 2019. –100 с.
130. **Галкин, В.В.** Исследование развития рекристаллизации нержавеющей стали 12Х18Н10Т в условиях многопереходной горячей пластической обработки / **В.В. Галкин**, О.С. Кошелев, А.А. Дербенев, Е.Г. Терещенко // Заготовительные производства в машиностроении. – 2017. – №4. – С. 6-12.
131. Галкин, В.В. Моделирование обработки металлов давлением с помощью комплекса DEFORM / В.В. Галкин, А.А. Халамов, П.В. Уланов, А.А. Латаев // САПР и графика. – 2005. – №5. – С. 40-42.
132. Колачев, Б.А. Механические свойства титана и его сплавов / Б.А. Колачев. – М.: Металлургия, 1974. – 544 с.
133. Инструкция № 642-71 по листовой штамповке деталей из титановых сплавов: Утв. ВИАМ 14.06.81. М., 1971. – 26 с.
134. Пачурин Г.В., **Галкин В.В.**, Пачурин В.Г. Проектирование штампованных изделий с высокими усталостными свойствами: монография / Г.В. Пачурин, В.В.

Галкин, В.Г. Пачурин. – Саарбрюккен: LAP LAMBERT Academic Publishing GmbH & Co KG, 2016. 117 с.

135. **Галкин, В.В.** Исследование неравномерности деформации в заготовке прямоугольного сечения, прокатанной на клин / **В.В. Галкин** и [др.] // Заготовительные производства в машиностроении. – 2007. – № 1. – С. 30-34.

136. Жадан, В.Т. Производство проката из рессорно-пружинной стали // В.Т. Жадан. – М.: Металлургия, 1984. – 216 с.

137. Целиков, Н. А. Производство новых автомобильных рессор / Н.А. Целиков и [др.]. // Тяжелое машиностроение. – 2003. – № 5. – С.16-17.

138. **Галкин, В.В.** Строение очага деформации в полосе прямоугольного сечения, раскатываемой валком на клин по плите / **В.В. Галкин**, О.В. Власов, А.А. Дербенев, Е.Г. Терещенко // Заготовительные производства в машиностроении. – 2012. – №11 – С. 23-31.

139. Пачурин, В.Г. Закономерности изменения структурно-механических свойств металла в изделиях с клиновым профилем, получаемого операцией раскатки / В.Г. Пачурин, **В.В. Галкин**, Г.В. Пачурин, А.А. Дербенев: монография Перспективные технологии в XXI веке. В 2-х книгах. К 2 / под общ. ред. С.В. Куприенко. – Одесса: Куприенко С.В., 2013. – 155 с.

140. **Галкин, В.В.** Моделирование процесса прокатки заготовок рессор переменного сечения / **В.В. Галкин**, П.В. Уланов, Г.В. Пачурин // Известия СНЦ РАН. Самара. – 2006. – Т.8. – №4. С. – 911-914.

141. **Галкин, В.В.** Деформационный анализ и оценка упрочнения стали 12Х17Г9АН4 при изготовлении листовых панелей с синусоидальным рифтом на молоте в жестком штампе и прессе с применением эластичной среды / **В.В. Галкин**, Г.В. Пачурин, Е.А. Баженов // Наука, теория, практика авиационно-промышленного кластера современной России: Сборник научных трудов VI Междунар. научно-произв. конф. / УлГТУ – Ульяновск, 2021 г. – С. 122-131.

142. Горбунов, М.Н. Технология заготовительно-штамповочных работ в производстве летательных аппаратов / М.Н. Горбунов. – М.: Машиностроение, 1970. – 350 с.

143. Пачурин Г.В., **Галкин В.В.**, Власов В.А., Меженин Н.А. Усталостное разрушение при разных температурах и долговечность штампованных металлоизделий: монография / Г.В. Пачурин и [др.]; под общей ред. Г.В. Пачурина. – Нижний Новгород: Изд-во НГТУ, 2010. – 169 с.
144. Конструкционные материалы: справочник / Б.Н. Арзамасов, А. Бростем, Н.А. Буше и [др.]; под общ. ред. Б.А. Арзамасова. – М.: Машиностроение, 1990. – 688 с.
145. Крамер, И. Влияние среды на механические свойства металлов / И. Крамер, Л. Демер. – М.: Metallurgia – ЦИАМ Инжиниринг, 2013. – 515 с.
146. Литейные сплавы. Справочные данные: учеб. пособие / Е.А. Чернышев. Нижний Новгород: Изд-во НГТУ, 2004. – 204 с.
147. Захарченко, Э.В. Отливки из чугуна с шаровидным и вермикулярным графитом / Э.В. Захарченко, Ю.И. Левченко, В.Т. Горенко, П.А. Вареник. – Киев: Наукова думка, 1986. – 180 с.
148. Щербединский, Г.В. Чугун как перспективный материал XXI столетия / Г.В. Щербединский / *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2005, – №7. – С.83-93.
149. Лисовский А.В., Романцев Б. А. Формирование уникальных структур и свойств чугуна при горячей штамповке металла // *Металлург.* – 2010. – Т. 54. – № 3. – С. 173-177.
150. Nofal, A.A. Advances in metallurgy and applications of ADI / A.A. Nofal // *J. Metall. Eng.* – 2013. – N. 2. – pp.1-18.
151. Дубинский, В.Н. Горячая деформация чугуна с шаровидным графитом / В.Н. Дубинский, И.О. Леушин, В.А. Коровин, В.В. **Галкин**, А.Н. Грачев // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия.* – 2007. – № 1. – С. 30-34.
152. Dubinskii, V.N. Hot deformation of cast iron with globular graphite / V.N. Dubinskii, I.O. Leushin, V.A Korovin, **V.V. Galkin**, A.N Grachev // *Steel in Transl.* – 2007. – N37. – С.11-13.
153. **Галкин, В.В.** Изготовление чугунных поковок круглой формы методом горячей объемной штамповки в открытом штампе на кривошипном

- горячештамповочном прессе / **В.В. Галкин**, В.Н. Дубинский, В.А. Коровин // Заготовительные производства в машиностроении. – 2007. – № 2. – С. 31-33.
154. Дель, Г.Д. Определение напряжений в пластической области по распределению твердости / Г.Д. Дель. – М.: Машиностроение, 1971. – 386 с.
155. **Галкин, В.В.** Развитие микроструктурного метода исследования конечных пластических деформаций / **В.В. Галкин**, С.А. Кудрявцев, Е.Г. Терещенко // Заготовительные производства в машиностроении. – 2010. – №2. – С. 22-24.
156. **Галкин, В.В.** Методика расчета конечных пластических деформаций металлоизделий, изготовленных много переходными процессами холодной объемной штамповки / **В.В. Галкин**, С.А. Кудрявцев, Е.Г. Терещенко, А.А. Дербенев // Заготовительные производства в машиностроении. – 2012. – №9. – С.23-27.
157. **Галкин, В.В.** К вопросу построения экспериментальных зависимостей интенсивности напряжений металла от степени деформации / **В.В. Галкин**, С.А. Кудрявцев, Е.Г. Терещенко, А.А. Дербенев // Заготовительные производства в машиностроении. – 2013. – №11. – С.23-27.
158. **Галкин, В.В.** Вопросы оценки деформации металла методами математического моделирования и экспериментальных исследований / **В.В. Галкин**, А.А. Дербенев, Е.Г. Терещенко // Заводская лаборатория. – 2014. – №6 (том 80). – С. 62-65.
159. **Галкин, В.В.** Применение программного обеспечения для определения механических свойств металлических материалов в условиях многoperеходного деформирования / В.В. Галкин, С.А. Манцеров, Д.О. Дудников, Н.А. Огурцов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2021. – №9 (том 19). – С. 400-407.
160. Ильюшин, А.А. Соппротивление материалов // А.А. Ильюшин, В.С. Ленский. М.: Физматгиз, 1959. – 371 с.
161. **Галкин, В.В.** К развитию вопроса о построении диаграмм рекристаллизации металла / **В.В. Галкин**, А.А. Дербенев, Е.Г. Терещенко // Заготовительные производства в машиностроении. – 2013. – №3. – С. 43-46.

162. **Галкин, В.В.** Особенности построения диаграмм рекристаллизации II и III рода для высоколегированных сплавов различных структурных классов ВЖ159 и 14X17H2 / **В.В. Галкин**, Р.М. Явтушенко, А.А. Генералов, А.С. Фомичев, Е.О. Баженов // Современные направления и перспективы развития технологий обработки и оборудования в машиностроении 2021: тезисы докл. Междунар. конф. (ICMTMTE 2021). – Севастополь, 6-10 сентября 2021. – С.43-46.
163. **Галкин, В.В.** Влияние повреждаемости структуры при многоэтапной холодной деформации на механические свойства малоуглеродистых и борсодержащих сталей / **В.В. Галкин**, А.А. Дербенев // Вестник машиностроения. – 2019. – №1. – С.32-38.
164. **Галкин, В.В.** Рекристаллизация аустенитной стали X18H10T при дробной горячей деформации / **В.В. Галкин**, А.Д. Рябцев, Г.Н. Гаврилов, Е.Г. Терещенко, А.В. Вашурин // Вестник машиностроения. – 2021. – №11. – С.32-38.
165. **Galkin, V.V.** Recrystallization of Austenitic Steel in Hot Fractional Deformation / **V.V. Galkin**, G.N. Gavrillov, A.D. Ryabtsev, E.G. Tereshchenko, A.V. Vashurin // Russian Engineering Research. – 2022, – V. 42. – N. 2. – pp. 138 - 144.
166. **Галкин, В.В.** Поведение текстурированных сплавов титана в технологии теплой и горячей обработки / **В.В. Галкин**, В.А. Скуднов, М.А. Золотов // Текстуры и рекристаллизация в металлах и сплавах: Тезисы докл. Пятой всесоюзн. конф. – Уфа, 1987. – С.62.
167. **Галкин, В.В.** Исследование деформируемости титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6С при двухосном растяжении в условиях «теплой» и «горячей» деформации / **В.В. Галкин**, В.А. Скуднов, М.А. Золотов, Т.И. Позднякова // Сб. межвуз. трудов – Свердловск. – 1989. – №3. – С. 14-18.
168. **Галкин, В.В.** Изучение повреждаемости и разработка оптимальных технологий термомеханической обработки титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6С при производстве деталей летательных аппаратов: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / **Галкин Владимир Викторович**. – Горький, 1989. – 146 с.
169. **Галкин, В.В.** Исследование структуры и повреждаемости листового титанового сплава ОТ4-1 в условиях вязкого разрушения и жестких схем

- напряженного состояния // **В.В. Галкин**. Упрочняющие технологии и покрытия. – 2016. – № 12. – С.6-12.
170. Салтыков, С.А. Стереометрическая металлография / С.А. Салтыков. – М.: Металлургия, 1976. – 270 с.
171. Рыбин, В.В. Статистическое описание микротрещин, возникших при вязком разрушении молибдена / В.В. Рыбин, А.Н. Вергазов // Физика металлов и металловедение. – 1977. – Т.43, – №4. – С. 858-868.
172. Рыбин, В.В. Статистика микротрещин на вязких чашечных изломах / В.В. Рыбин, В.А. Лихачев // Физика металлов и металловедение. – 1977. – Т.44, – №5. – С. 1085-1092.
173. **Галкин, В.В.** Механические свойства стального рессорного листа после прокатки на клин / **В.В. Галкин**, Г.В. Пачурин, О.С. Кошелев // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2006. – №3. – С. 3-9.
174. **Галкин, В.В.** Качество рессорного листа из стали 50ХГФА, прокатанного на клин / **В.В. Галкин** и [др.] // Заготовительные производства в машиностроении. – 2007. – №11. – С.38-43.
175. **Галкин, В.В.** Исследование закономерностей формирования структуры заготовки в процессе раскатки рессор / **В.В. Галкин**, Ю.В. Бугров, Е.Г. Терещенко, П.В. Уланов // Труды НГТУ им. Р.Е. Алексеева. – Нижний Новгород: Изд-во НГТУ. – 2006. – Т.57. – С. 117-121.
176. **Галкин, В.В.** Структурно-деформированное состояние раскатанной на клин рессорной стали / **В.В. Галкин**, О.В. Власов, Г.В. Пачурин // Технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки от нано до микроуровня: мат. 13 международ. науч.-практ. конф. часть 1 / Политехн. ун-т. – СПб., 2011 г. – С. 323-330.
177. **Галкин, В.В.** Закономерности структурно-механических изменений в раскатанной на клин стали 50ХГФА / **В.В. Галкин**, В.Г. Пачурин, О.В. Власов, Е.Г.Терещенко // Технология металлов. – 2013. – №6. – С. 17-28.

178. **Галкин, В.В.** Взаимосвязь усталостных свойств горячедеформированных среднелегированных сталей со структурно-механическими характеристиками / **В.В. Галкин, В.Г. Пачурин** // Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества: Тезисы докл. VI Междунар. конф. с элементами научной школы для молодежи. – Суздаль, 3-7 октября 2016. – С.62.
179. **Галкин, В.В.** Структурно-механические и усталостные свойства штампованных на молоте и прессе листовых гофрированных панелей из сплава ЭИ 878 / **В.В. Галкин, В.Г. Пачурин, Г.В. Пачурин** // Фундаментальные исследования. – 2013. – №10 (часть 15). – С. 3294-3298.
180. Пачурин В.Г., **Галкин В.В.**, Пачурин Г.В. Сопротивление усталости штампованных на молоте и прессе листовых панелей из сплава ЭИ 878 / Сб. научн. трудов SWorld. Материалы междунар. научно-практич. конф. «Перспективные инновации в науке, образовании, производстве и транспорте, 2013». – Выпуск 4. Том 16. – Одесса: КУПРИЕНКО С.В., – 2013. – С. 26-29.
181. Кутяйкин, В.Г. Методы определения и расчет погрешностей измерений технологических свойств машиностроительных материалов: методическое пособие / В.Г. Кутяйкин. – М.: АСМС, 2002. – 94 с.
182. Кутяйкин, В.Г. Определение погрешности измерений свойств материалов / В.Г. Кутяйкин, В.В. Калентьев // Квалификация и качество. – 2003. – №3. – С. 13-18
183. **Галкин, В.В.** Влияние повреждаемости структуры при многоэтапной холодной деформации на механические свойства малоуглеродистых и борсодержащих сталей / **В.В. Галкин, А.А. Дербенев** // Вестник машиностроения. – 2019. – №1. – С.32-38.
184. Скуднов, В.А. Синергетика явлений и процессов в металловедении, упрочняющих технологиях и разрушении / В.А. Скуднов. – Нижний Новгород: Изд-во НГТУ им. Р.Е. Алексеева, 2011. – 198 с.
- 185 **Галкин, В.В.** Исследование поврежденности стали 20 в условиях многоэтапной холодной объемной обработки / **В.В. Галкин, А.А. Дербенев, Г.В.**

Пачурин, Ю.В. Бугров // Современные наукоемкие технологии. – 2016. – №5 (часть 2). – С. 225-231.

186. **Галкин, В.В.** Кинетика изменения деформированного состояния стержневых крепежных изделий в технологических переходах холодной высадки / **В.В. Галкин**, Е.Г. Терещенко, Е.Н. Хохлов, С.А. Кудрявцев // Труды НГТУ. Материаловедение и металлургия. Т.61. Н.Новгород: Изд-во НГТУ. – 2007. – №5. – С. 109-116.

187. Bailey, J.B. The recrystallization process in some polycrystalline mettalals / J.B. Bailey, P.B. Hirsch // Proceedings Royal Society, Ser. A. – 1962. – V. 267. – N.1. – pp. 1-3.

188. Cahn, J.W. The kinetics of grain boundary nucleattdreactions / J.W. Cahn // Acta Metal. – 1956. – V. 4. – N.1. – pp. 449-454.

189. Cahn, J.W. Recrystallisation grain growth and textures / J.W. Cahn. – Ohio: ASM. Mettalls Park, 1989. – 99 с.

190. Бернштейн, М.Л. Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей / М.Л. Бернштейн, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина, С.Д. Прокошкин. – М.: Металлургия, 1989. – 544 с.

191. Горелик, С.С. Формирование микроструктуры и свойств ферритов в процессе рекристаллизации / С.С. Горелик, Э.А. Бабич, Л.М. Летюк. – М.: Металлургия, 1984. – 110 с.

192. Вайнблат, Ю.М. Динамическая рекристаллизация алюминиевых сплавов / Ю.М. Вайнблат, Н.А. Шаршагин // Цветные металлы. – 1984. – №2. – С.67-70.

193. Humphreys, F.J. Recrystallisation fnd Related Annealing Phenomena / F.J. Humphreys, M. Natherti. – Pergamon, 1995. – 496 p.

194. **Галкин, В.В.** Рекристаллизация аустенитной стали X18H10T при дробной горячей деформации / **В.В. Галкин**, А.Д. Рябцев, Г.Н. Гаврилов, Е.Г. Терещенко, А.В. Вашурин // Вестник машиностроения. – 2021. – №11. – С.78-83.

195. **Galkin, V. V.** Recrystallization of Austenitic Steel in Hot Fractional Deformation / **V.V. Galkin**, G.N. Gavrillov, A.D. Ryabtsev, E.G. Tereshchenko, A.V. Vashurin // Russian Engineering Research. – 2022, – V. 42, – N. 2. – pp. 138 – 144.

196. **Галкин, В.В.** Поведение текстурированных сплавов титана в технологии теплой и горячей обработки / **В.В. Галкин, В.А. Скуднов, М.А. Золотов** // *Текстуры и рекристаллизация в металлах и сплавах: Тезисы докл. Пятой всесоюзн. конф.* – Уфа, 1987. – С.62.
197. **Галкин, В.В.** К вопросу оценки ресурса пластичности тонколистового титанового сплава ОТ4-1 в технологии горячей формовки / **В.В. Галкин, А.С. Белкин, А.А. Карташев** // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением.* – 2001. – № 12. – С.3-7.
198. **Галкин, В.В.** Оценка влияния скорости деформации на циклическую долговечность титанового сплава ОТ4-1, применяемого для листовых гофрированных заготовок / **В.В. Галкин, Г.В. Пачурин, А.С. Белкин** // *Труды НГТУ. Материаловедение и металлургия.* Нижний Новгород: Изд-во НГТУ. – 2007. – Т.61. – №5. – С. 117-122.
199. **Галкин, В.В.** Исследование структуры и повреждаемости листового титанового сплава ОТ4-1 в условиях вязкого разрушения и жестких схем напряженного состояния // **В.В. Галкин.** Упрочняющие технологии и покрытия. – 2016. – №12. – С.6-12.
200. Pachurin, V.G. Structure and mechanical properties of a wedge-rolled steel skelp / V.G. Pachurin, **V.V. Galkin**, G.V. Pachurin, M.V. Mukhina, Zh.V. Smirnova, E.A Chelnokova // *Materials Science and Engineering* 1100(2021) 012010. IOP Publishing. doi:10.1088/1757-899X/1100/1/012010.
201. Борисова, Е.А. Металлография титановых сплавов // Е.А. Борисова, А.А. Бочвар, М.Я. Брун и [др.]. – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.
202. Колачев, Б.А. Физические основы разрушения титана // Б.А. Колачев, А.В. Мальков. – М.: Металлургия, 1983. – 16 с.
203. Кайбышев, О.А. Пластичность и сверхпластичность металлов / О.А. Кайбышев. – М.: Металлургия, 1975. – 280 с.
204. Кайбышев, О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов / О.А. Кайбышев. – М.: Металлургия, 1984. – 264 с.

205. Курдюмова, Г.Г. К вопросу о классификации микромеханизмов по типам разрушения / Г.Г. Курдюмова, Ю.В. Мильман, В.И. Треилов // *Металлофизика*. – 1979. – Т.1. – № 2. – С.55-62.
206. Мальков, А.В. *Металлография титановых сплавов* // А.В. Мальков, Г.С. Глазунов, Б.А. Колачев. – М.: *Металлургия*, 1980. – 183 с.
207. Stro, A.N. A simpl model of a propagating crach / A.N. Stro // *J. Mech. and Phys. Solids*. – 1960. – N.8. – pp.119-136.
208. **Галкин, В.В.** Анализ работоспособности малолистовой рессоры из листов, полученных обработкой полосового проката / **В.В. Галкин**, Ф.П. Михаленко, П.В. Уланов // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением*. – 2001. – №8. – С. 3-7.
209. **Galkin V.V.**, Pachurin V.G., Pachurin G. V., Derbenev A.A. Ofthe structural and mechanical properties of the metal in a product with wedge profile, receive operation rolling // *Modern scientific research and their practical application* / под редакцией Г. Александра Шибаяева, Александра Д. Markova.Vol J11307. May 2013. p. 386-392. (Куприенко С.В., Одесса, 2013 год) – URL: [http://. www.sworld.com.ua/e-journal/J11307.pdf](http://www.sworld.com.ua/e-journal/J11307.pdf) (дата: 04.07.13).
210. Пачурин И.Г., **Галкин В.В.**, Пачурин Г.В. Эффект влияния структурного состояния на долговечность деформированных материалов // *Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: Материалы VI Международной конф.* – Москва: ИМЕТРАН, 10-13.11.2015. – С.62.
211. **Галкин, В.В.** Особенности упрочнения и формирования структуры заготовки после раскатки на клин / **В.В. Галкин**, О.С. Кошелев, Г.В. Пачурин // *Технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки: 8-я Международ. практ. конф.* / Балт. гос. техн. ун-т. – СПб. (11-14. 04. 2006 г.). – С. 12.
212. Пачурин Г.В., **Галкин В.В.**, Власов В.А., Меженин Н.А. Усталостное разрушение при разных температурах и долговечность штампованных металлоизделий: монография / Г.В.Пачурин и [др.]; под общей ред. Г.В. Пачурина. – Нижний Новгород: Изд-во НГТУ, 2013. – 169 с.

213. **Галкин, В.В.** Структурно-механические свойства раскатанной на клин рессорной стали 50ХГФА / **В.В. Галкин**, Г.В. Пачурин, О.В. Власов // Современные наукоемкие технологии. – 2010. – №12. – С.108-110.
214. **Галкин, В.В.** Влияние структурной неоднородности рессорной стали 50ХГФА на эксплуатационную долговечность / В.В. Галкин, Г.В. Пачурин// Современные проблемы науки и образования. – 2006. – №6. - С.44-45.
215. Пачурин, В.Г. Способ прогнозирования циклической долговечности металлов / В.Г. Пачурин, **В.В. Галкин**, А.А. Филиппов, Г.В. Пачурин // Патент RU 2 619 480 С1, МПКG 01N 3/32 (2006.01), заявка № 2016117949 от 10.05.2016 г, зарегистрировано 16.05.17 г.
216. Pachurin, V.G. Structure and mechanical properties of a wedge-rolled steel skelp / V.G. Pachurin, **V.V. Galkin**, G.V. Pachurin, M.V. Mukhina, Zh.V. Smirnova, E.A Chelnokova // Materials Science and Engineering 1100(2021) 012010. IOP Publishing. doi:10.1088/1757-899X/1100/1/012010.
217. Pachurin, V.G. The effect of grain size on the cycle life of spring steel 50CrMnV / V.G. Pachurin, **V.V. Galkin**, A.A. Filippov, G.V. Pachurin, M.V. Mukhina, Zh.V. Smirnova // Materials Science and Engineering 1111(2021) 012041. IOP Publishing.
218. **Галкин, В.В.** К вопросу оценки ресурса пластичности тонколистового титанового сплава ОТ4-1 в технологии горячей формовки / **В.В. Галкин**, А.С. Белкин, А.А. Карташов // Кузнечно-штамповочное производство. ОМД. – 2001. – №12. – С. 43-45.
219. **Галкин, В.В.** Эксплуатационная долговечность листовых гофрированных заготовок из некоторых титановых сплавов / **В.В. Галкин**, В.Г. Пачурин, Г.В. Пачурин // Фундаментальные исследования. – 2014. – №12 (часть 3). – С.49-54.
220. Pachurin, V.G. Structure and mechanical properties of a wedge-rolled steel skelp / V.G. Pachurin, **V.V. Galkin**, G.V. Pachurin, M.V. Mukhina, Zh.V. Smirnova, E.A Chelnokova // Materials Science and Engineering 1100(2021) 012010. IOP Publishing.
221. Гусякова, Г.П. Прогнозирование долговечности при циклическом нагружении предварительно деформированных металлов и сплавов и ее повышение путем оптимизации технологических режимов ее пластической

обработки: дис. ... докт. техн. наук: 05.16.1 / Гусякова Галина Петровна. – Киев, 1986. – 197 с.

222. **Галкин, В.В.** Использование сплава ЭИ 878 при изготовлении листовых гофрированных панелей / **В.В. Галкин**, Е.Г. Терещенко, А.А. Дербенев, Е.А. Горбачев // Труды НГТУ им. Р.Е. Алексеева. Материаловедение и металлургия. Нижний Новгород. – 2011. – №3. – С. 43-45.

223. **Галкин, В.В.** Взаимосвязь структурно-механических характеристик и сопротивления усталости горячедеформированного материала / **В.В. Галкин**, В.Г. Пачурин, Г.В. Пачурин // Современные наукоемкие технологии. – 2014. – №5 (часть 2). – С.223-225.

224. Пачурин Г.В., Гусякова Г.П. Оптимизация режимов технологической обработки с целью повышения сопротивления коррозионно-усталостному разрушению металлических материалов. – Нижний Новгород: Изд-во ВСНТО, 1991. – 72с.

225. Гусякова Г.П. Пластическая обработка металлов и сварных соединений с целью повышения долговечности изделий. – Горький: Изд-во ВСНТО, 1987. – 52 с.

226. Пачурин, Г.В. Долговечность штампованных конструкционных материалов на воздухе и в коррозионной среде / Г.В. Пачурин// Заготовительные производства в машиностроении. – 2003. – № 10. – С. 35-38.

227. Пачурин, Г.В. Повышение долговечности листовых штампованных деталей из высокопрочных сталей и сплавов / Г.В. Пачурин // Кузнечно-штамповочное производство. ОМД. – 2003. – № 11. – С. 7-11.

228. Потапова, Д.Б. Механика материалов при сложном напряженном состоянии / Д.Б. Потапова. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 268с.

229. Pachla, W. Effect of hydrostatic extrusion with back pressure on mechanical properties of grey and nodular cast irons / W. Pachla, A. Mazur, J. Skiba, M. Kulczyk, S. Przybysz // Arch. Metall. Mater. – 2011. – N.56. – pp. 945–953.

230. Piwowarski, E. Gewalztes Gusseisen / E. Piwowarski, A. Wittmoser. Eisen: Verlag. W. Girardet, 1949. – 229 p.

231. Perry, J. Nodular iron hot forged and rolled experimentally / J. Perry, J. Pehder // *Iron Age*. – 1951. – V.6. – N.14. – pp. 346-402.
232. Унксов, Е.П. Исследованиековки, штамповки и прокатки чугуна со сфероидальным графитом / Е.П. Унксов, Д.И. Бережковский // *Вестник машиностроения*. – 1953. – №12. – С. 29-35.
233. Sigg, B. Uber das Verhalten der Graphit-Spharoliten beiden plastischer Verformung des duktilen Gusseisens / B. Sigg // *Sehweir, Arch. Wis und Techn.* – 1955. – Bd 21. – N.5. – s. 148-150.
234. Покровский, А.Д. Горячая пластическая деформация чугуна: структура, свойства, технологические основы / А.Д. Покровский. – Минск: Беларуская наука, 2010. – 229 с.
235. Shi J., Savas M.A., Smith R.W. Plastic deformation of a model material containing soft spheroidal inclusions: spheroidal graphite cast iron // *J. Mater. Process. Technol.* – 2003. – V. 133. – N.3. – pp. 297–303.
- 236 Zhao, X. Morphology of graphite in hot compressed nodular iron / X. Zhao, T.F. Jing, Y.W. Gao, G.Y. Qiao, J.F. Zhou, W. Wang // *J. Mater. Sci.* – 2004. – V. 39. – pp. 6093–6096.
237. Qi, K. Research on the hot deformation behavior and graphite morphology of spheroidal graphite cast iron at high strain rate / K. Qi, F. Yu, F. Bai, Z. Yan, Z. Wang, T. Li // *Mater. Des.* – 2009. – V. 30. – pp. 4511-4515.
238. Дмитриев, Э.А. Обработка давлением чугуна с шаровидной формой графита / Э.А. Дмитриев, Б.М. Соболев, А.А. Рыбалкин // *Ученые записки ГТУ*. – Комсомольск на Амуре. – 2012. – 111-1 (11). – С. 83-86.
239. Chaus, A. S. The effect of hot plastic deformation on changes in the microstructure of cast iron with spherical graphite / A.S. Chaus, Y.A. Soyka, A.I. Pokrovsky // *Physics of metals and metallology*. – 2013. – V. 114. – N. 1. – pp. 94-104.
240. Пономарев, А.С. Влияние обработки давлением на микроструктуру и качество изделий из высокопрочного чугуна / А.С. Пономарев, Е.Н. Сосенушкин, А.Э. Артес, В.Н. Климов // – М.: Вестник МГТУ "Станкин". – 2011. – №3 (15). – С. 115-120.

241. Хроль, И.Н. Влияние горячей пластической деформации на структуру высокопрочного чугуна / И.Н. Хроль // Перспективные материалы и технологии. – Минск. – 2010. – №1 (54), №2 (55). – С. 648-651.
242. Дудецкая, А.С. Исследование параметров литейно-деформационной технологии получения высококачественных изделий из чугуна / А.С. Дудецкая, И.К. Данильчик, А.И. Покровский, И.Н. Хроль // Литье и металлургия. – Минск: «Интерфаундри». – 2010. – №1 (54). – С. 98-109.
243. Покровский, А.И. Пластическое течение включений цементита и графита при обработке давлением чугуна / А.И. Покровский // Литье и металлургия. – Минск: «Интерфаундри». – 2013. – №1 (69). – С. 88-95.
244. **Galkin, V. V.** Investigation of Technological Possibility of Manufacturing Volumetric Shaped Ductile Cast Iron Products in Open Dies / **V.V. Galkin**, A.A. Kurkin, G.N. Gavrilov, I.O. Kulikov, E.O. Vazhenov // Materials. – 2023. – V. 16. – p. 274.
245. **Галкин, В.В.** Способ и устройство для испытания листовых образцов на двухосное растяжение / **В.В. Галкин**, М.А. Золотов, В.А. Скуднов // Научно-технические достижения. – 1989. – № 6. – С. 56-57.
246. **Галкин, В.В.** Способ и устройство для испытания листового материала на двухосное растяжение / **В.В.Галкин**, В.А.Скуднов. М.А.Золотов // Тезисы докл. межотрас. эксперт. совета по содействию внедр. науч.-технич. достиж. / – Москва, 1989. – С.8.
247. **Галкин, В.В.** Способ испытания листовых металлов на двухосное растяжение при различных температурах / **В.В. Галкин**, В.А.Скуднов, М.А.Золотов // Тезисы докл. 3-го всесоюзн. конф. по прочности материалов и элементам конструкций при сложном напряженном состоянии. – Житомир, 1989. – С.76.
248. Золотов М.А., **Галкин В.В.**, Скуднов В.А., Ольман Г.В. Устройство для испытания образцов на двухосное растяжение. А.с. 1194141, МКИ³ G 01N 3/10 от 22.07.1985 г., заявка № 3718886 от 28.03.1984 г.

249. Золотов М.А., **Галкин В.В.**, Скуднов В.А. Устройство для испытания образцов на двухосное растяжение. А.с. 1299264, МКИ³ G 01N 3/08 от 22.11.1986 г., заявка № 3765724 от 28.06.1984 г.
250. **Галкин, В.В.** Устройство для испытания листовых образцов на двухосное растяжение при высоких температурах / **В.В. Галкин**, М.А. Золотов, В.А. Скуднов, И.Г. Чиженков // Заводская лаборатория. –1987. – №4. – С. 87-89.
251. Papirno, R. Strain and deformation of circular membrane under hydrostatic pressure / R. Papirno // J. Appl. Phys. – 1961. – v.32. – pp. 1175 – 1178.
252. Brown, W.F. Strength and failure characteristics of metal circular membrane under hydrostatic bulging / W.F. Brown, F.C. Thompson // Trans. ASME. – 1949. – V.71. – p. 5.
253. **Галкин, В.В.** Устройство для испытания сварных листовых образцов на двухосное растяжение / **В. Галкин**, Г.Н. Гаврилов, П.Л. Жилин // Евразийский патент № 040659, заявка № 202100064 от 29.12.2020 г, патент выдан 12.07.22.
254. Куркин, С.А. Проектирование установок для испытания при двухосном растяжении / С.А. Куркин, В.Ф. Лукьянов, М.Н. Крумбольт // Проблемы прочности. – 1973. – №12. – С.89-94.
255. **Галкин, В.В.** К вопросу низкой стойкости пуансонов при выдавливании крестообразного шлица в винтах с потайной головкой из стали 14X17H2/ **В.В.Галкин**, А.В. Братухин. Г.Н. Гаврилов, С.В.Иванов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2017. – № 11. – С. 7-14.
256. **Галкин, В.В.** Исследование деформационного и структурно-механического состояния стали 16XCH в процессе высадки винтов с потайной головкой и крестообразным шлицем / **В.В. Галкин**, А.А.Дербенев, А.В. Братухин, Г.Н. Гаврилов // Вопросы электротехнологии. СГТУ.– Саратов. – 2019. – №1(22). – С. 95-103.
257. **Galkin, V. V.** The issue of low resistance of punches when heading of sunk screw made of ferrite-pearlite steels / **V.V. Galkin**, G.N. Gavrillov, S.V. Ivanov, A.V. Bratuknin. // Materials Science and Engineering 971(2020) 042024. IOP Publishing.

258. **Галкин, В.В.** Прогрессивные конструкции головок крепежных деталей и технологии их изготовления холодной объемной штамповкой / **В.В. Галкин**, Е.Н. Хохлов, Е.А. Макаров. Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – № 2. – 2014. – С.33-36.
259. **Галкин, В.В.** К вопросу микроструктурной оценки распределения пластических деформаций металла холодно-высаженных крепежных изделий / **В.В.Галкин**. Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2014. – №8. – С.11-14.
260. **Галкин, В.В.** Глубокая вытяжка деталей с дифференцированным нагревом заготовок / **В.В. Галкин**, В.А. Скуднов. М.А. Золотов // Сверхпластичность металлов: Тезисы докл. Четвертой всесоюзн. конф. – Уфа, 1989. – С.16.
261. Золотов, М.А. Вытяжка деталей с дифференцированным нагревом заготовок в радиальном направлении / М.А. Золотов. **В.В. Галкин**, М.П. Шевченко // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 1990. – №7. – С.3-7.
262. Золотов М.А., **Галкин В.В.**, Шевченко М.П., Гребнев В.В., Цуканов А.А. Штамп для вытяжки с нагревом. А.с. № 1517213, МКИ³ кл. G 01N 3/10, В 21 D 22/20 от 22.06.1989 г. заявка № 4385169 от 19.01.1988 г.
263. **Галкин, В.В.** Изготовление толстолистовой защитной оболочки защитного шлема из высокопрочных алюминиевого и титанового сплавов методом горячей вытяжки / **В.В. Галкин** и [др.] // Заготовительные производства в машиностроении. – 2012. – № 9. – С. 33-36.
264. **Галкин, В.В.** Предельная степень вытяжки листовых изделий со сферическим дном в условиях горячей деформации / **В.В. Галкин**, А.Б. Калинин, Г.В. Пачурин, Д.Ю. Ермаков // Фундаментальные исследования. – 2014. – №5 (часть 5). – С. 939-944.
265. **Галкин В.В.**, Поздышев А.И., Поздышев В.А., Вашурин А.А. К вопросу определения предельной степени вытяжки изделий из титановых сплавов // Сб.: «Стратегические вопросы мировой науки». – 2015. – Т.34. – С. 31-36.

266. Любченко, А.А. Конструирование штампов и горячая листовая штамповка / А.А. Любченко. – Л.: Машиностроение, 1974. – 480 с.
267. **Галкин, В.В.** Математическое моделирование процесса изготовления изделия типа стакан методом глубокой вытяжки на основе применения программного комплекса DEFORM / **В.В. Галкин**, А.А. Поздышев, Г.В. Пачурин, А.А. Вашурин // Фундаментальные исследования. – 2013. – №1 (часть 2). – С.371-374.
268. **Галкин, В.В.** Возможности получения и применения деформированного чугуна / **В.В. Галкин**, Г.В. Пачурин, И.О. Леушин, В.А. Коровин, А.Н. Грачев, В.Н. Дубинский, К.А. Захаркин // Труды НГТУ. Материаловедение и металлургия. Нижний Новгород: Изд-во НГТУ. – 2006. – №5. – Т.57. – С. 38-40.
269. **Галкин В.В.**, Золотов М.А., Перевезенцев В.Н., Ларин С.А. Способ изготовления панели. А.с. № 1814234, МКИ³ кл. В 21 D 26/02 от 11.10.1992 г. заявка № 49002899 от 08.01.1991 г.

ПРИЛОЖЕНИЕ 1

Холодное объемное многопереходное деформирование

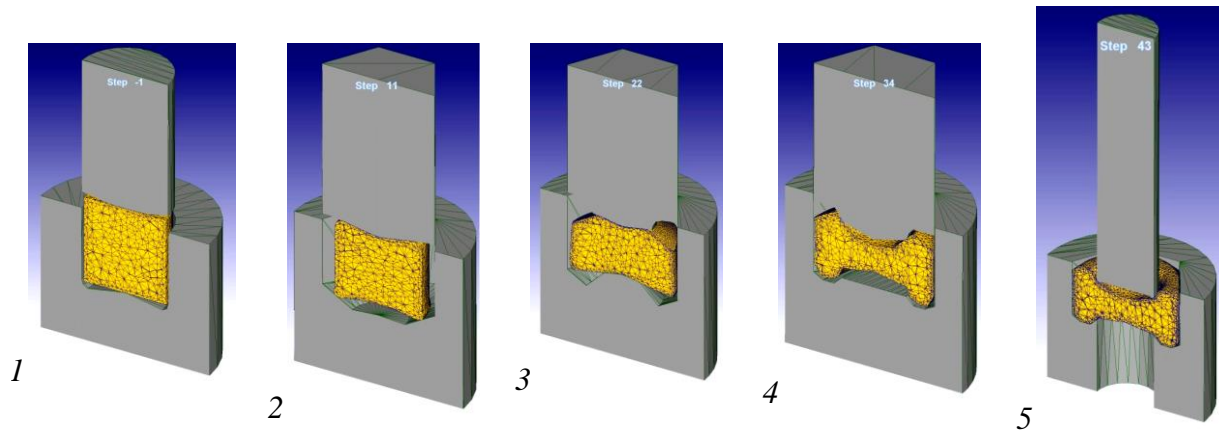


Рисунок 1 – Моделирование переходов холодной высадки шестигранной гайки М18:

1 – осадка заготовки; 2 - осадка с подформовкой; 3 - формовка предварительная,
4 - формовка окончательная; 5 – пробивка отверстия

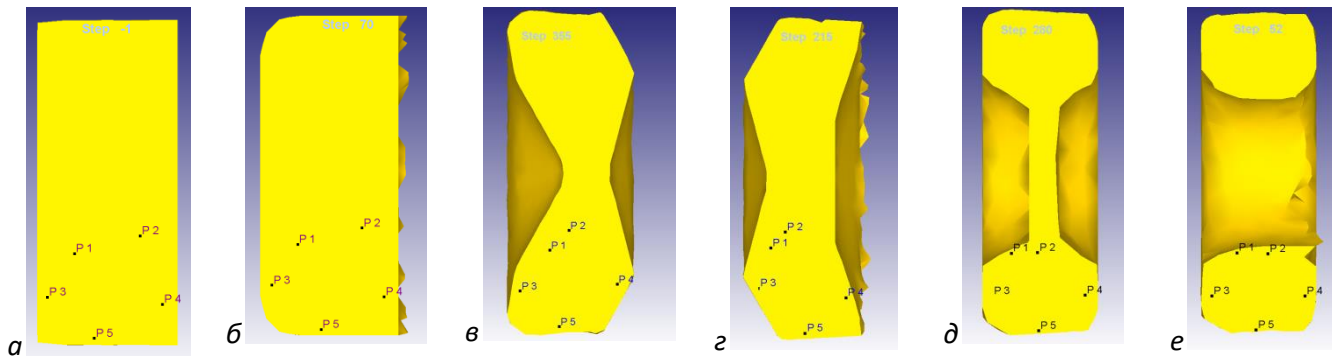


Рисунок 2 – Твердые модели переходов высадки шестигранной гайки М10 из стали 20:
а– исходная заготовка; б – осадка; в – осадка с подформовкой; г – формовка предварительная;
д – формовка окончательная; е - пробивка; цифры (1,2,3,4,5) – номера исследуемых зон

Таблица 1 – Коэффициент корреляции Пирсона r , рассчитанный по двум вариантам выбора исследуемых зон

№ зоны	Зона 1	Зона 2	Зона 3	Зона 4	Зона 5
r	0,9956	0,9728	0,9867	0,9605	0,8060

Таблица 2 – Компоненты деформированного состояния исследуемых зон шестигранной гайки М10 из стали 20, полученные микроструктурным методом и математическим моделированием

№ перехода	№ зоны	Интенсивность деформации ε_i на операции (эксперимент)	Интенсивность деформации ε_i на операции (моделирование)	Итоговая степень деформации e_i (эксперимент)	Итоговая степень деформации e_i (моделирование)
1	1	0,385	0,170	0,385	0,170
	2	0,719	0,120	0,719	0,120
	3	0,149	0,148	0,149	0,148
	4	0,109	0,109	0,109	0,109
	5	0,114	0,114	0,114	0,114
2	1	0,497	0,500	0,882	0,670
	2	0,438	0,303	1,157	0,310
	3	0,355	0,357	1,349	0,505
	4	0,469	0,410	0,997	0,510
	5	0,590	0,390	0,982	0,503
3	1	0,735	0,880	1,618	1,510
	2	0,464	0,419	1,622	0,849
	3	0,283	0,191	1,632	0,696
	4	0,366	0,677	1,363	1,10
	5	0,908	0,274	1,891	0,777
4	1	1,248	0,220	2,866	1,730
	2	0,125	0,160	1,746	1,010
	3	0,244	0,250	1,875	0,949
	4	0,017	0,400	1,380	1,590
	5	0,257	0,040	2,148	0,815
5	1	1,200	0,780	4,066	2,550
	2	0,367	2,680	2,113	3,790
	3	0,897	1,984	2,773	2,950
	4	0,256	0,970	1,636	2,560
	5	1,374	0,165	0,980	0,980

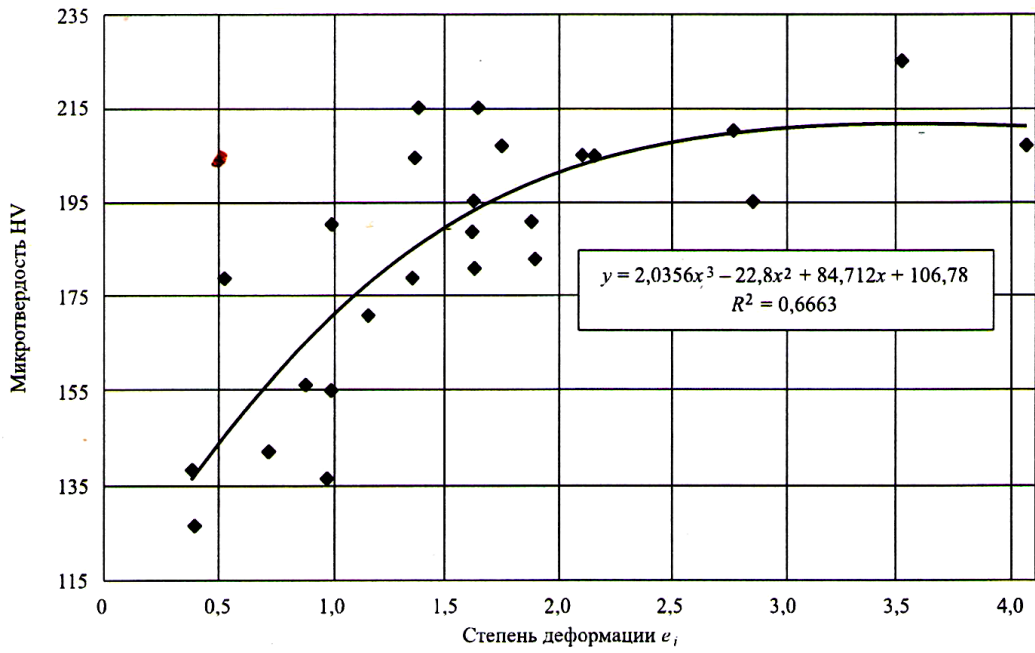


Рисунок 3 – Зависимость степень деформации – твердость стали 10,
 R – достоверность аппроксимации

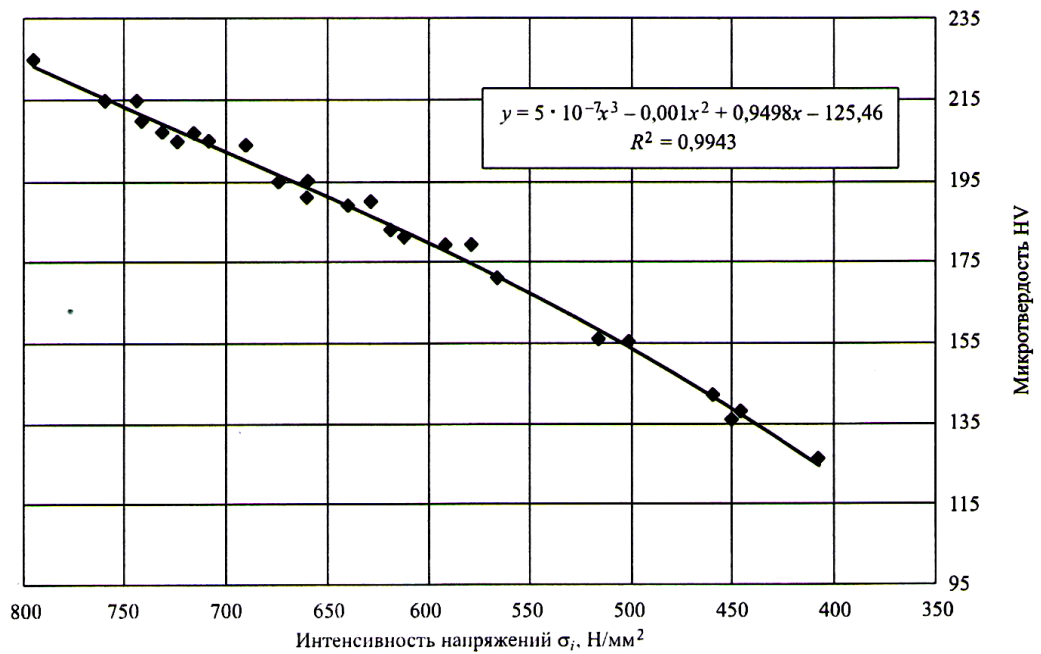


Рисунок 4 – Зависимость интенсивность напряжений – твердость стали 10,
 R – достоверность аппроксимации

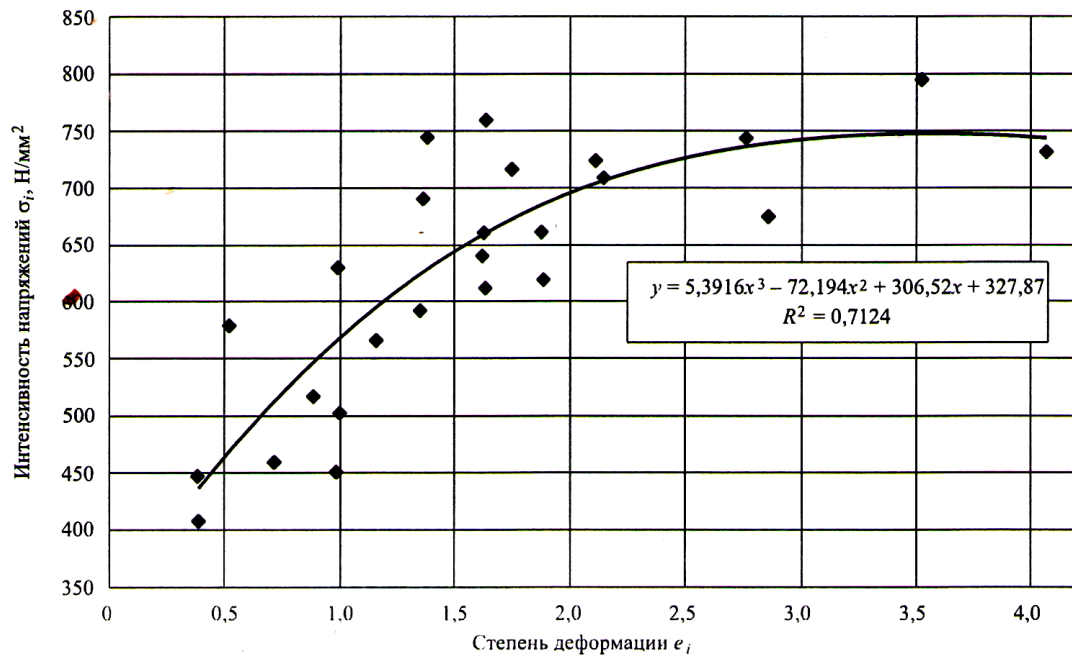


Рисунок 5 – Обобщенная кривая деформационного упрочнения стали 10,
 R – достоверность аппроксимации

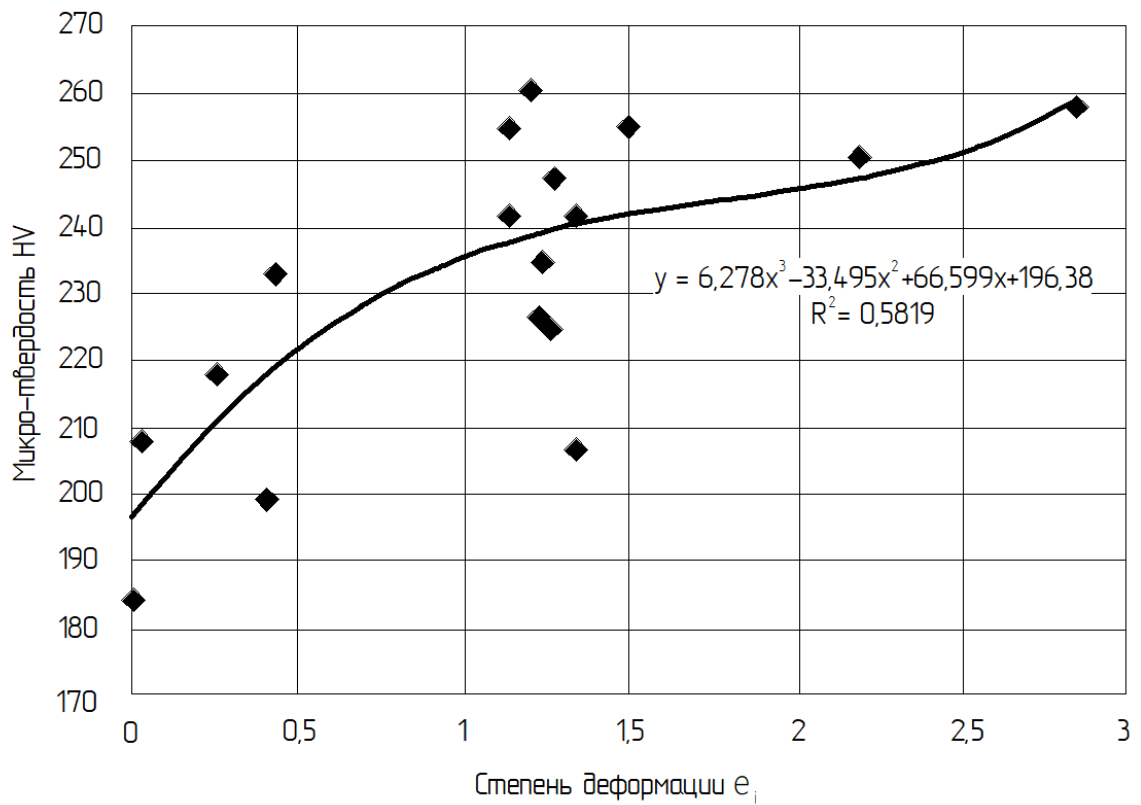


Рисунок 6 – Зависимость степень деформации – твердость стали 20Г2Р,
 R – достоверность аппроксимации

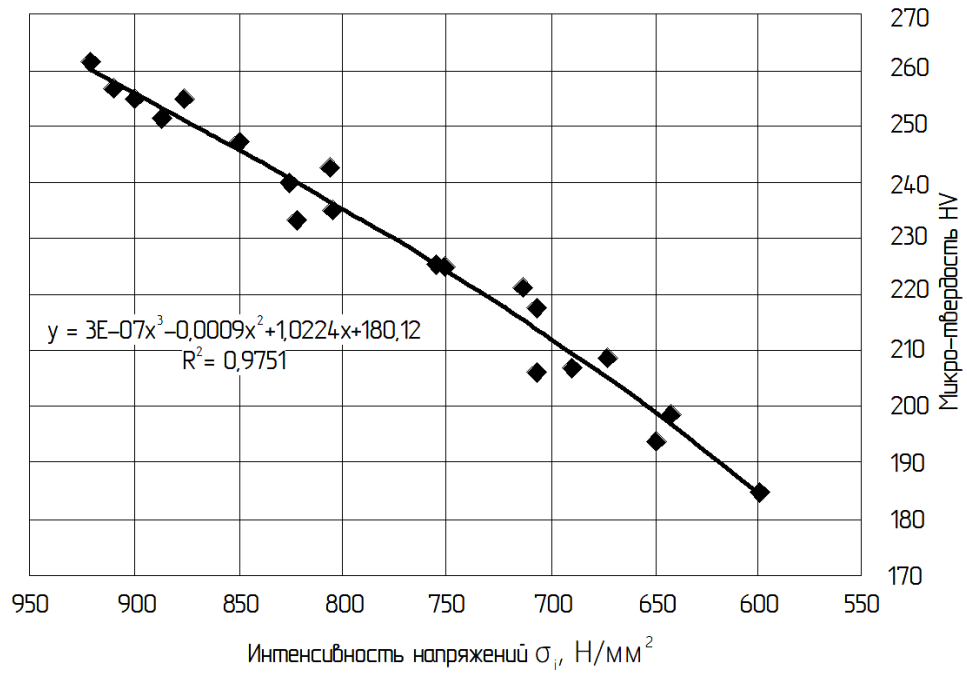


Рисунок 7 – Зависимость «интенсивность напряжений – твердость» стали 20Г2Р,
 R – достоверность аппроксимации

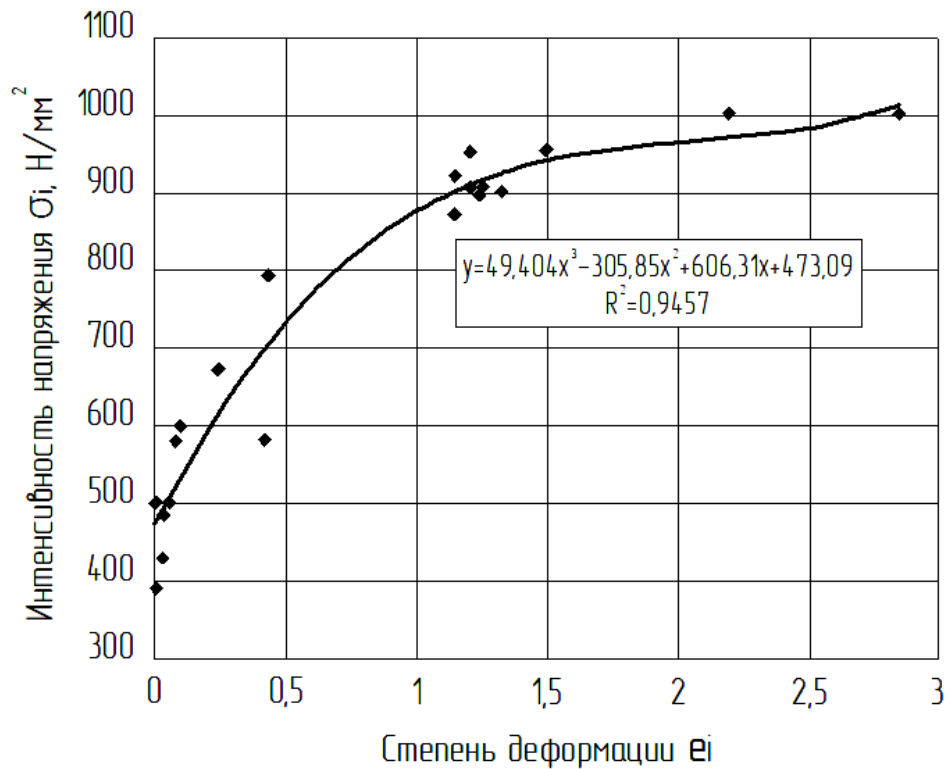


Рисунок 8 – Обобщенная кривая деформационного упрочнения стали 20Г2Р,
 R – достоверность аппроксимации

ПРИЛОЖЕНИЕ 2

Горячая объемная дробная деформация

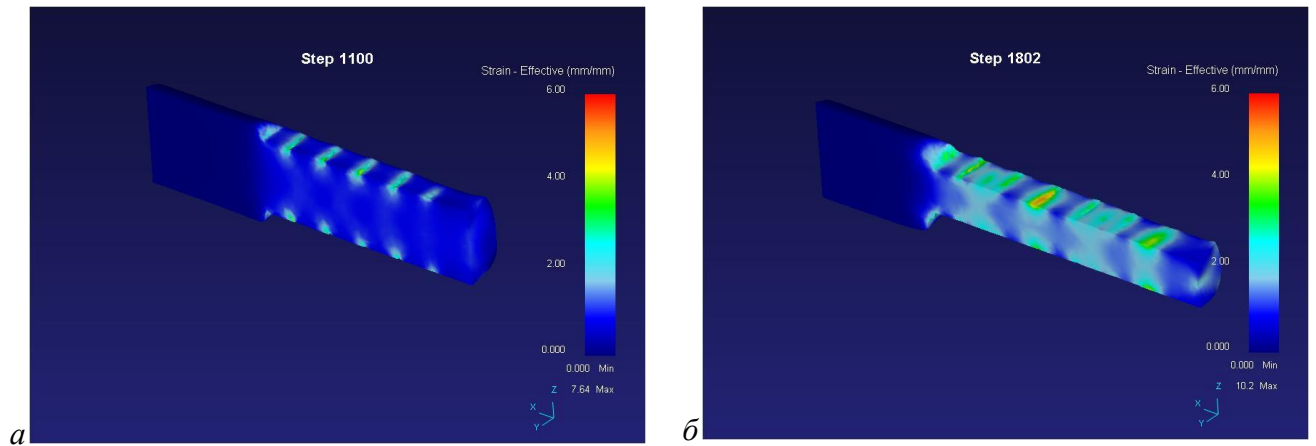


Рисунок 1 – Картины деформированного состояния стали 12X18Н10Т изготовления

1-й ступени: *a* – после первого прохода и кантовки; *б* – после второго прохода

ПРИЛОЖЕНИЕ 3

Двухосное растяжение тонколистовых материалов методом выпучивания мембран

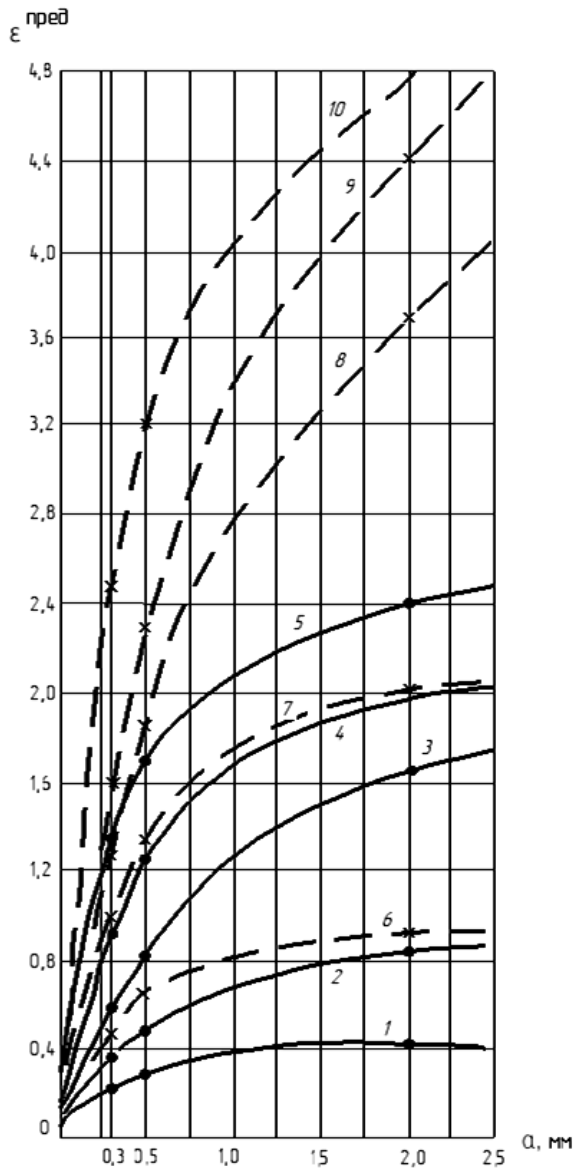


Рисунок 1 – Зависимости $\epsilon^{\text{пред}}$ сплава ОТ4-1 от толщины материала a при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ – для двухосного растяжения ($\Pi = 2$) при температурах $^{\circ}\text{C}$:
 1 – 20, 2 – 500, 3 – 600, 4 – 700, 5 – 800;
 для одноосного растяжения ($\Pi = 1$)
 при температурах $^{\circ}\text{C}$:
 6 – 20, 7 – 500, 8 – 600, 9 – 700, 10 – 800

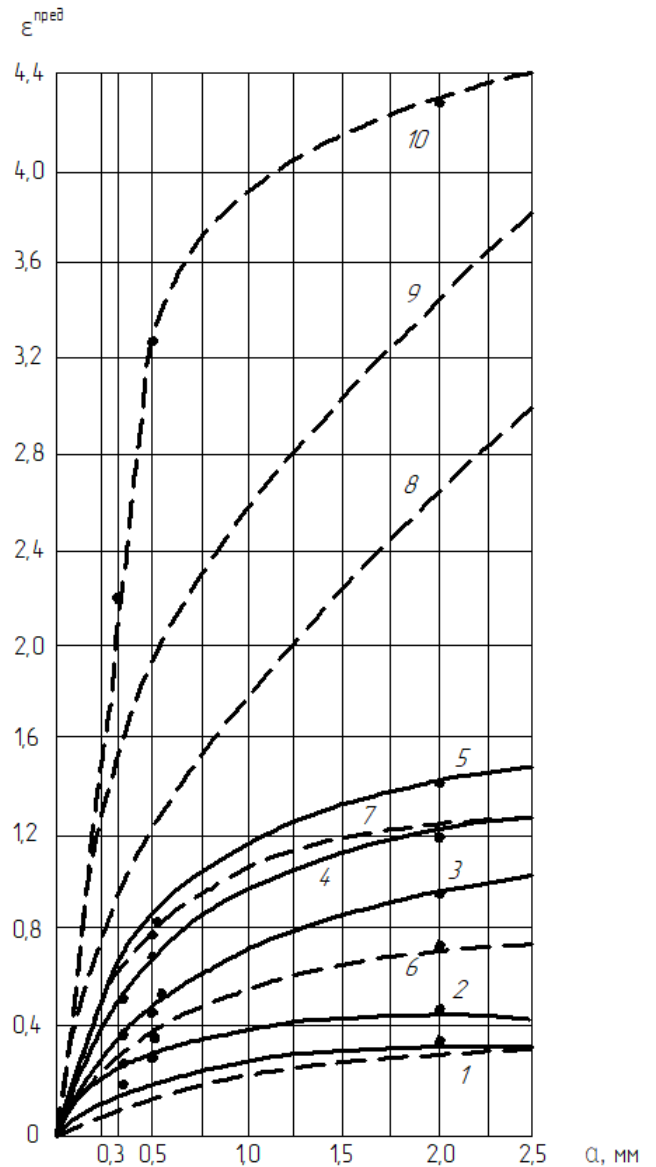


Рисунок 2 – Зависимости $\epsilon^{\text{пред}}$ сплава ОТ4-1 от толщины материала a при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ – для двухосного растяжения ($\Pi = 2$) при температурах $^{\circ}\text{C}$:
 1 – 20, 2 – 500, 3 – 600, 4 – 700, 5 – 800;
 для одноосного растяжения ($\Pi = 1$)
 при температурах $^{\circ}\text{C}$:
 6 – 20, 7 – 500, 8 – 600, 9 – 700, 10 – 800

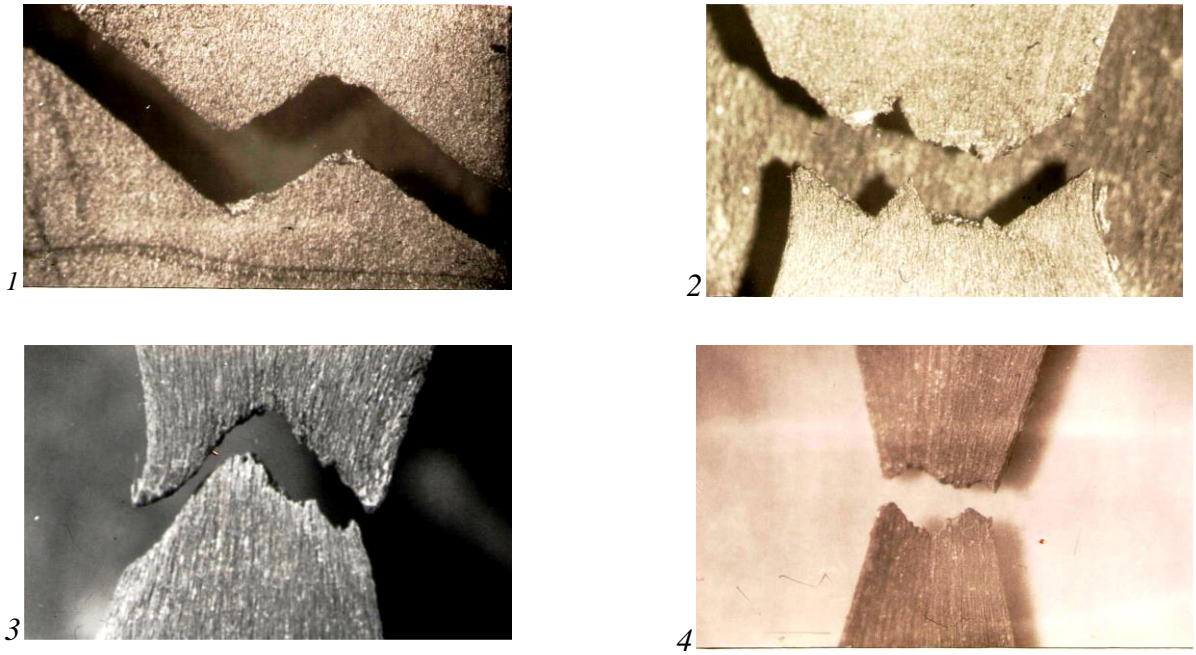


Рисунок 3 – Картины изломов титанового сплава ОТ4-1 ($\times 5$) при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, одноосном растяжении и температурах $^{\circ}\text{C}$: 1 – 20; 2 – 600; 3 – 700; 4 – 800

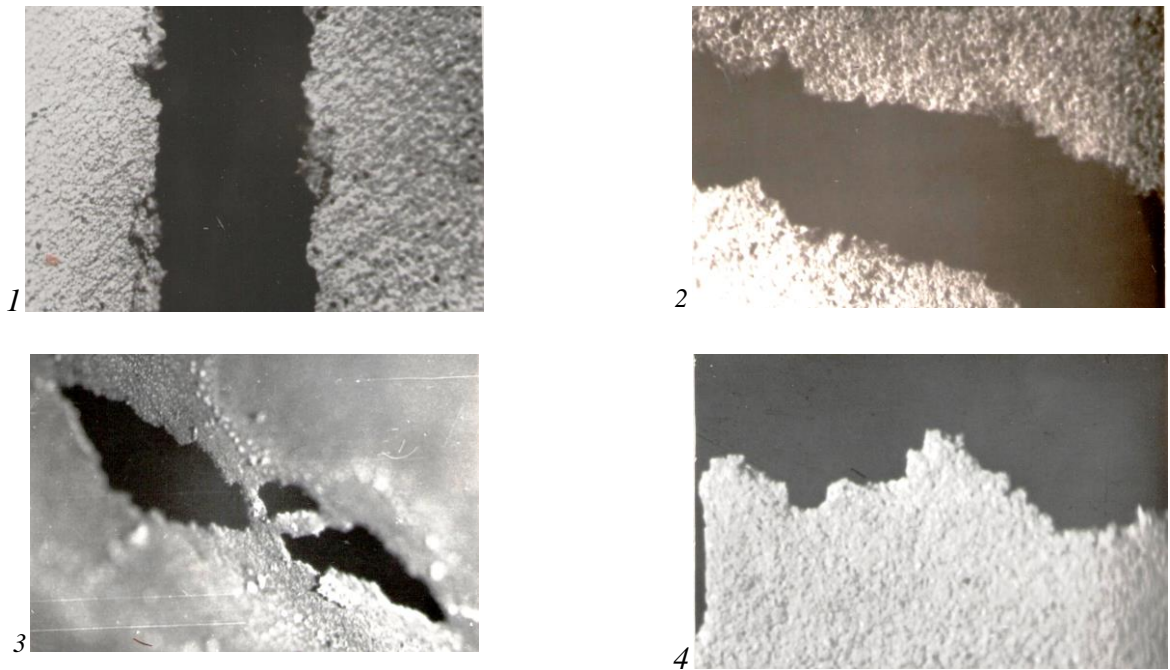


Рисунок 4 – Картины изломов титанового сплава ОТ4-1 ($\times 5$) при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, двухосном растяжении и температурах $^{\circ}\text{C}$: 1 – 20; 2 – 600; 3 – 750; 4 – 800

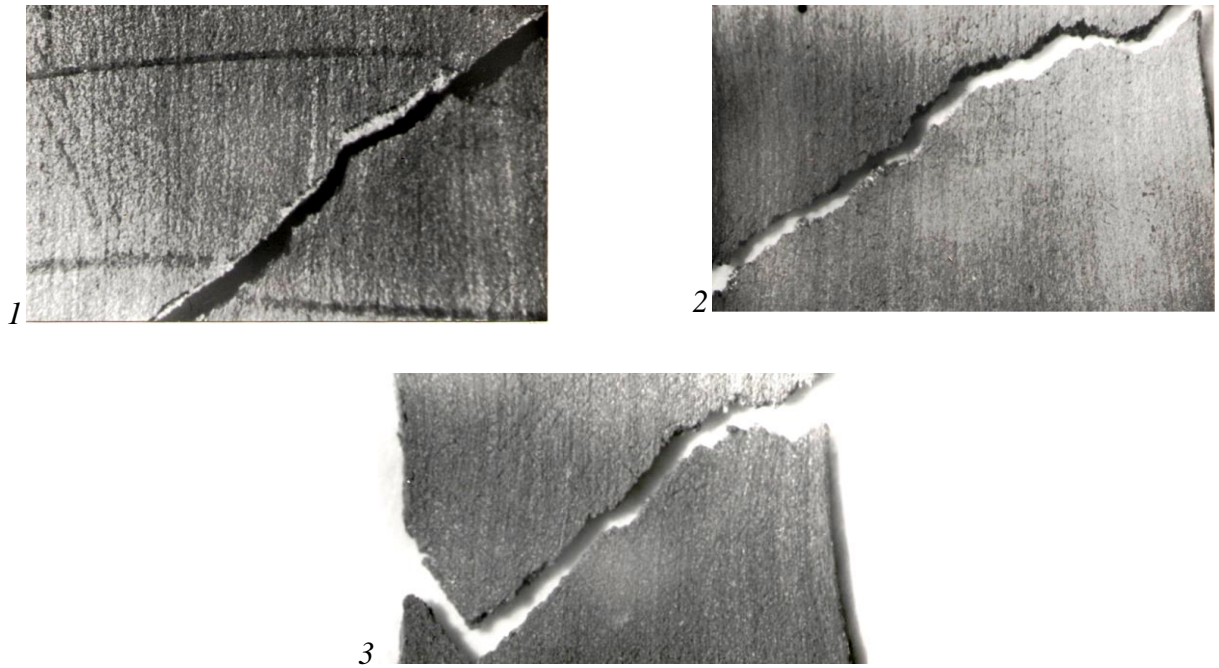


Рисунок 5 – Картины изломов титанового сплава ВТ6С ($\times 5$) при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 3,1 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, одноосном растяжении и температурах $^{\circ}\text{C}$: 1 – 20; 2 – 600; 3 – 750; 3 – 800

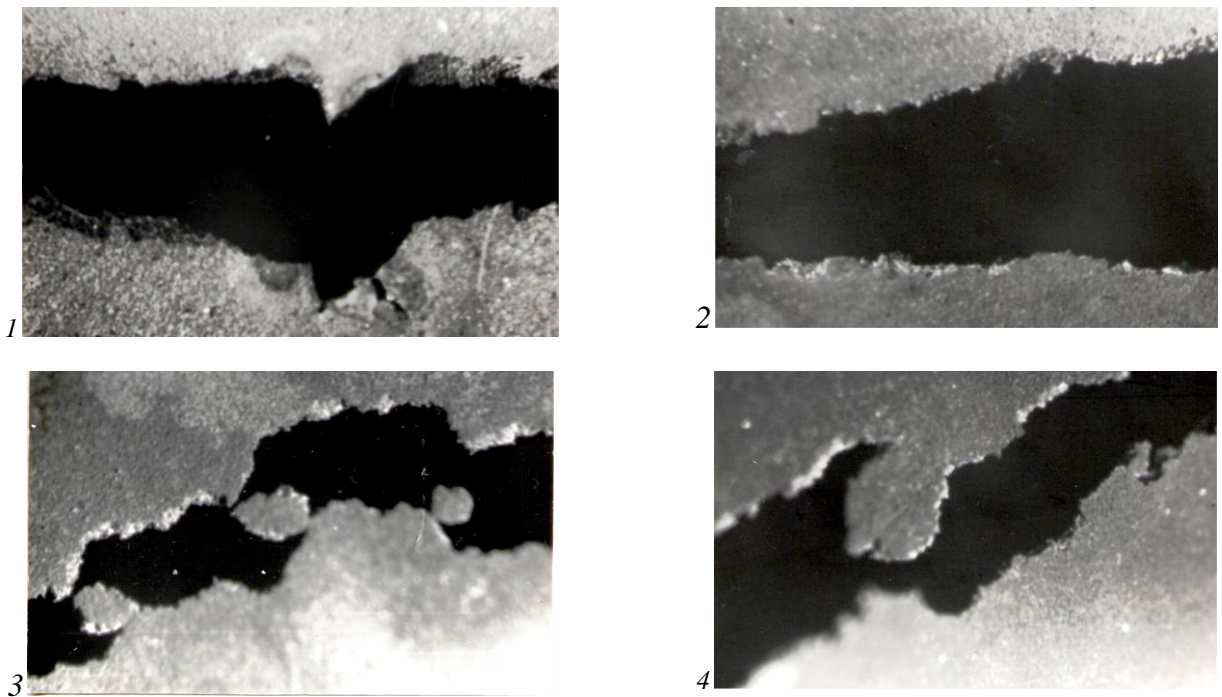


Рисунок 6 – Картины изломов титанового сплава ВТ6С ($\times 5$) при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 3,1 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, двухосном растяжении и температурах $^{\circ}\text{C}$: 1 – 500; 2 – 700; 2 – 750; 2 – 800

:

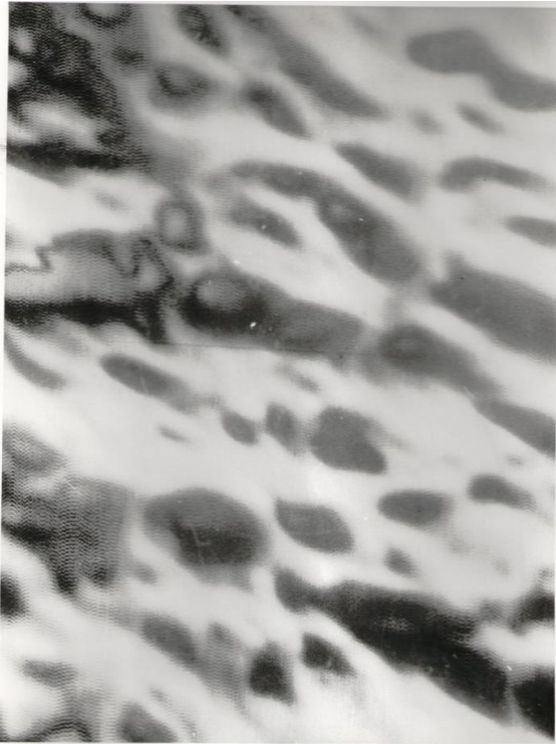


Рисунок 7 – Фото излома титанового сплава OT4-1, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, одноосное растяжение, 600°C ($\times 1400$)



Рисунок 8 – Фото излома титанового сплава OT4-1, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, одноосное растяжение, 700°C ($\times 1400$)

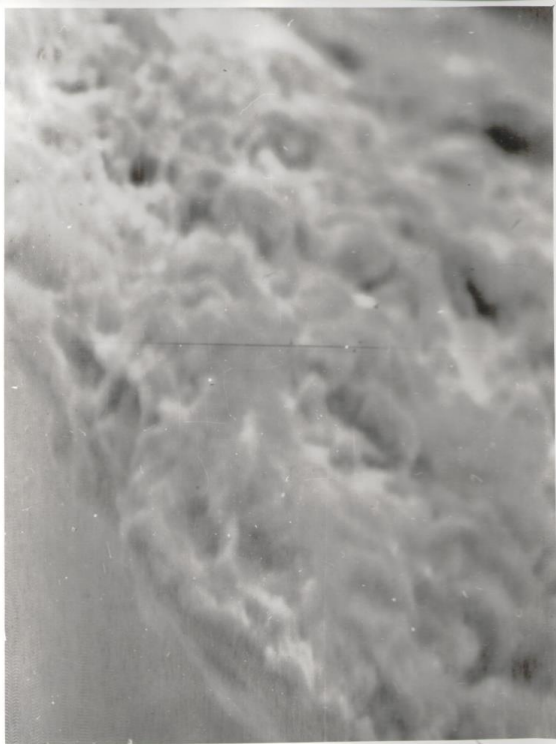


Рисунок 9 – Фото излома титанового сплава OT4-1, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, одноосное растяжение, 750°C ($\times 1400$)

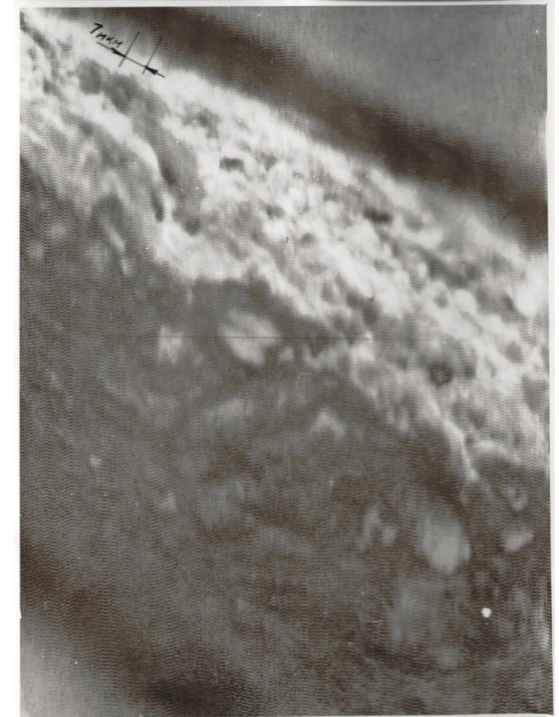


Рисунок 10 – Фото излома титанового сплава OT4-1, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, одноосное растяжение, 800°C ($\times 1400$)



Рисунок 11 – Фото излома титанового сплава ОТ4-1, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$, одноосное растяжение, 20°C ($\times 1400$)

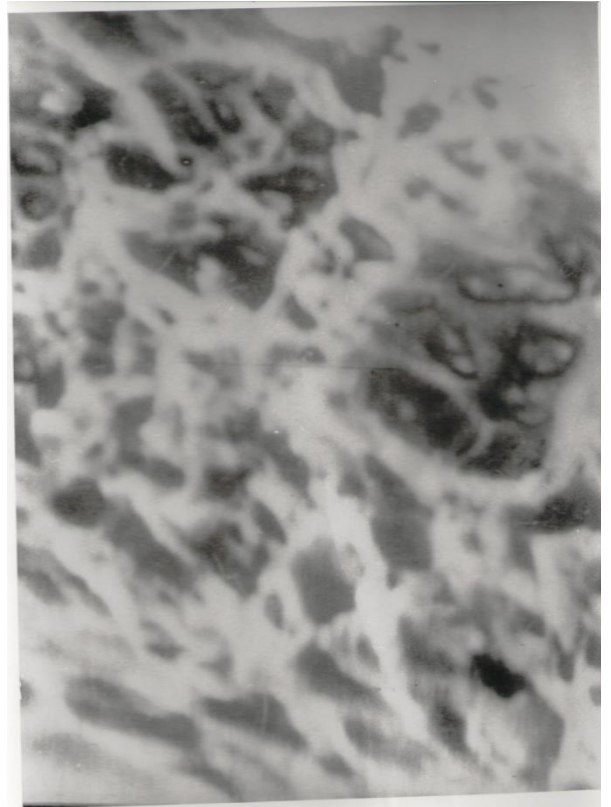


Рисунок 12 – Фото излома титанового сплава ОТ4-1, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$, одноосное растяжение, 700°C ($\times 1400$)

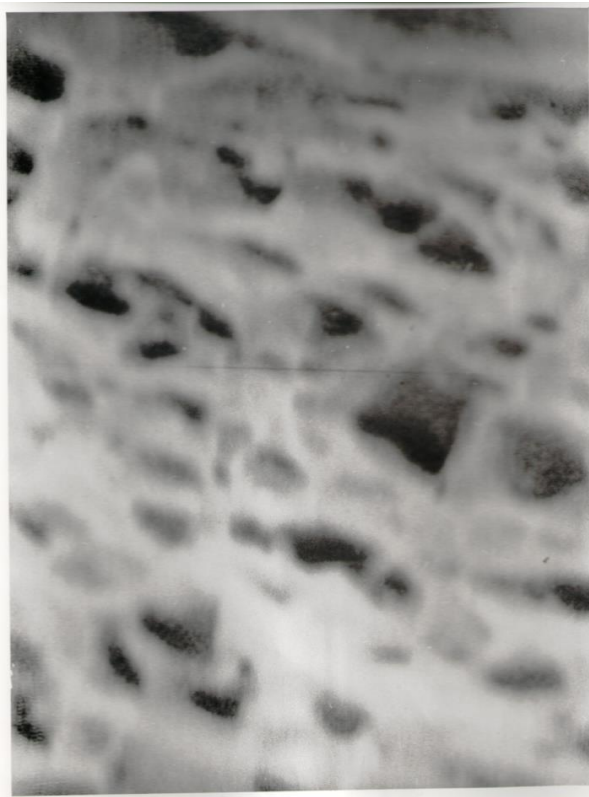


Рисунок 13 – Фото излома титанового сплава ОТ4-1, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$, одноосное растяжение, 600°C ($\times 1400$)



Рисунок 14 – Фото излома титанового сплава ОТ4-1, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$, одноосное растяжение, 800°C ($\times 1400$)

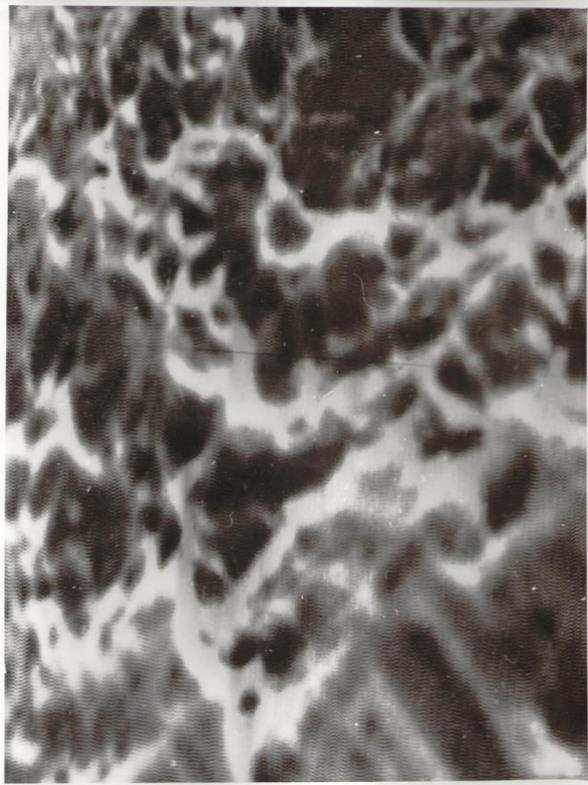


Рисунок 15 – Фото излома титанового сплава ОТ4-1, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, двухосное растяжение, 20°C ($\times 1400$)



Рисунок 16 – Фото излома титанового сплава ОТ4-1, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, двухосное растяжение, 600°C ($\times 1400$)



Рисунок 17 – Фото излома титанового сплава ОТ4-1, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$, двухосное растяжение, 500°C ($\times 1400$)



Рисунок 18 – Фото излома титанового сплава ОТ4-1, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$, двухосное растяжение, 700°C ($\times 1400$)



Рисунок 19 – Фото излома титанового сплава ОТ4-1, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$, двухосное растяжение, 600°C ($\times 1400$)

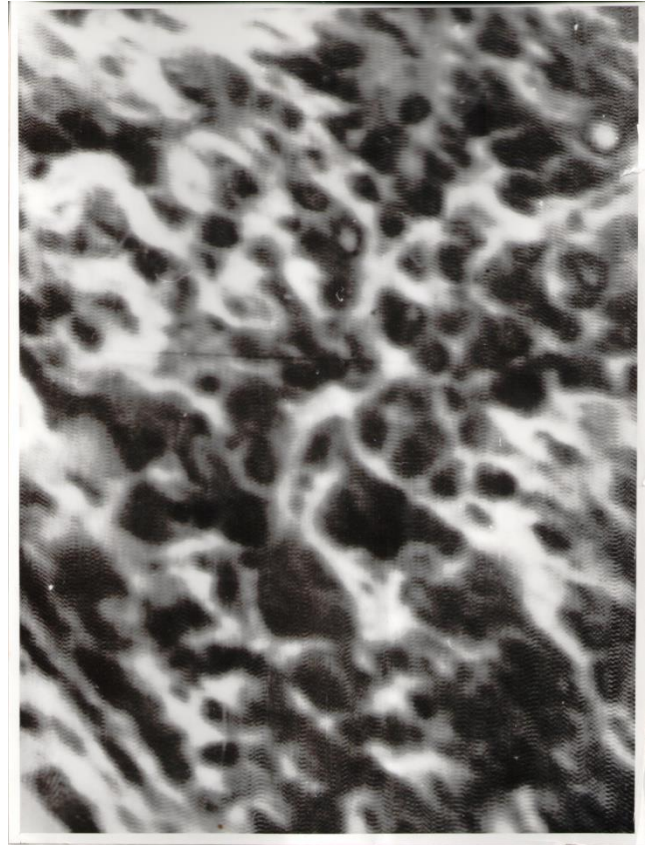


Рисунок 20 – Фото излома титанового сплава ОТ4-1, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$, двухосное растяжение, 750°C ($\times 1400$)

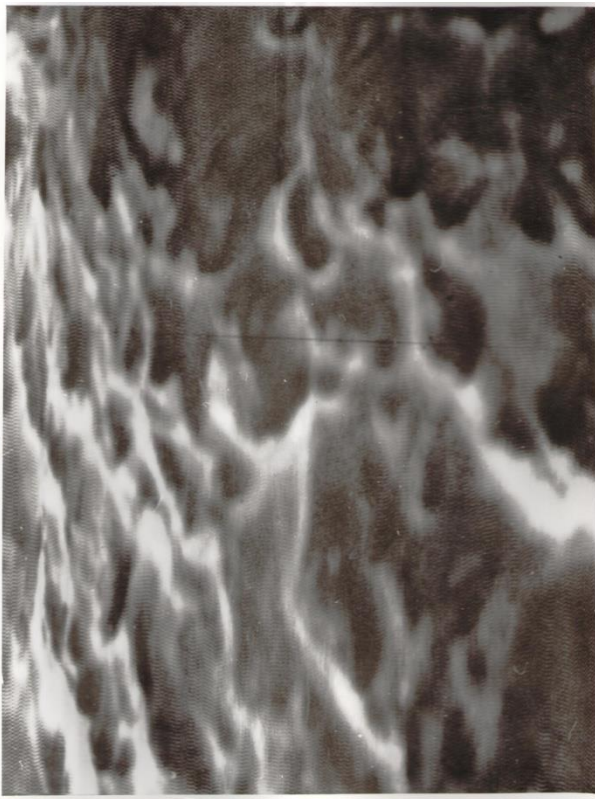


Рисунок 21 – Фото излома титанового сплава ОТ4-1, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, двухосное растяжение, 700°C ($\times 1400$)

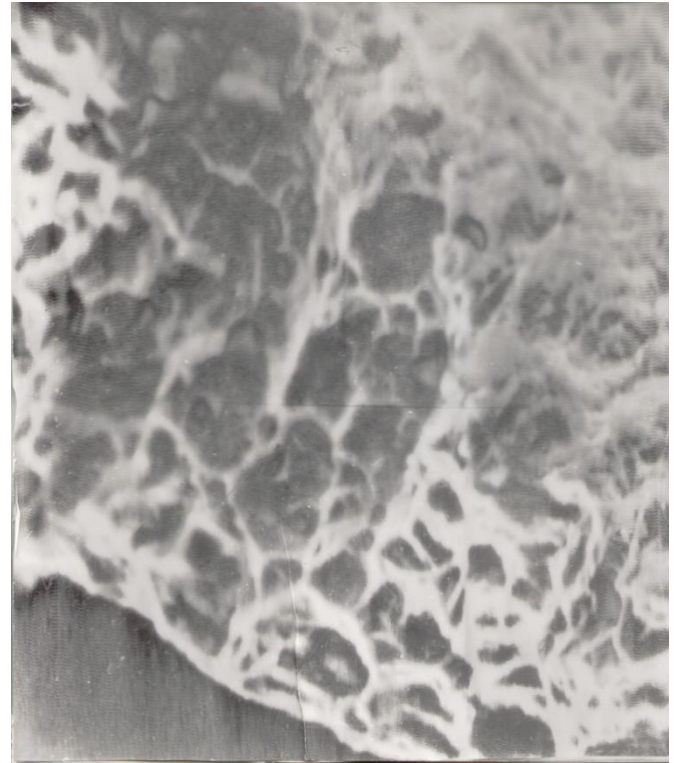


Рисунок 22 – Фото излома титанового сплава ОТ4-1, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, двухосное растяжение, 750°C ($\times 1400$)



Рисунок 23 – Фото излома титанового сплава ВТ6С, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$, двухосное растяжение, 20°C ($\times 1400$)

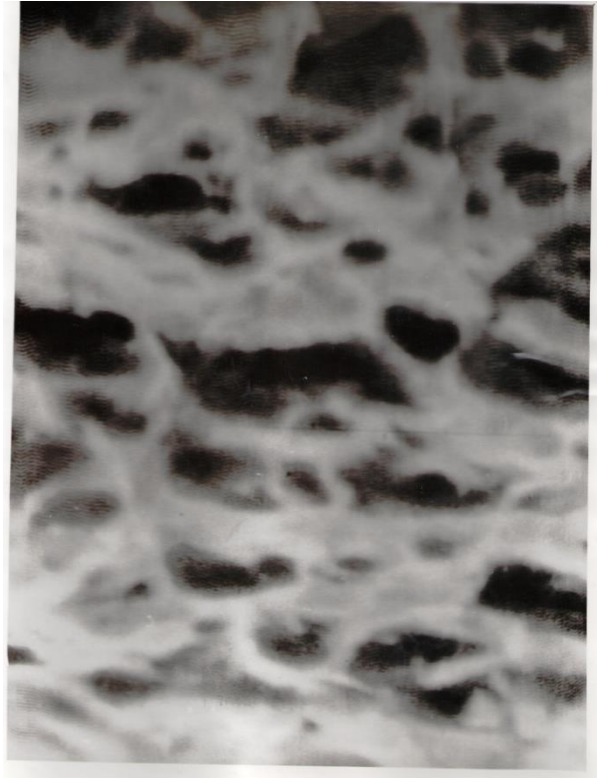


Рисунок 24 – Фото излома титанового сплава ВТ6С, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$, двухосное растяжение, 700°C ($\times 1400$)

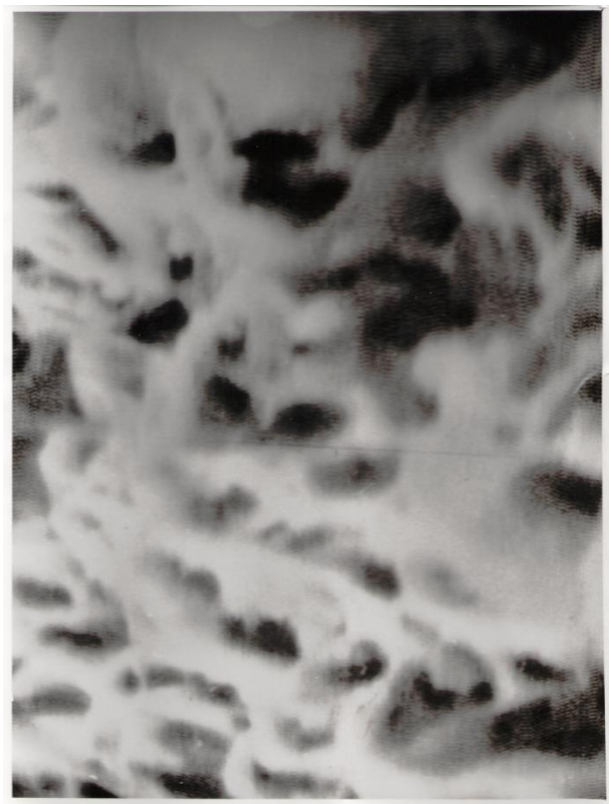


Рисунок 25 – Фото излома титанового сплава ВТ6С, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$, двухосное растяжение, 500°C ($\times 1400$)

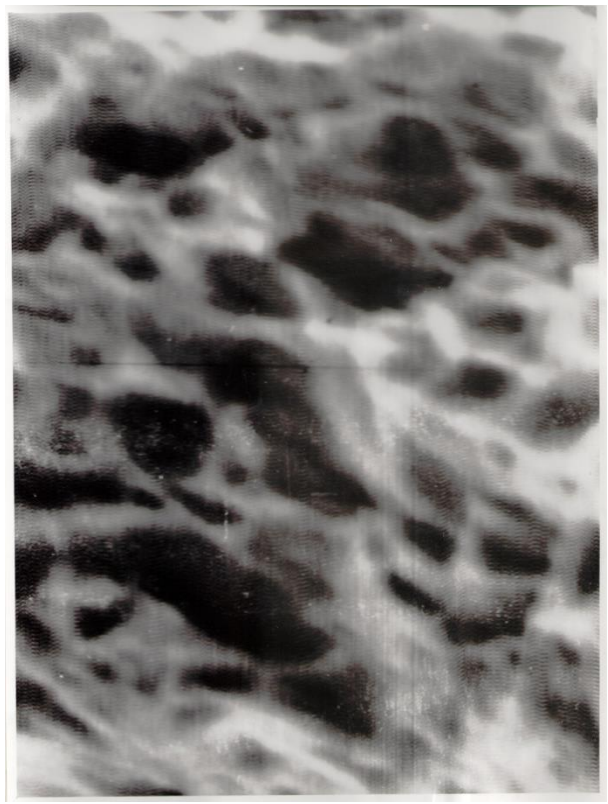


Рисунок 26 – Фото излома титанового сплава ВТ6С, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$, двухосное растяжение, 800°C ($\times 1400$)

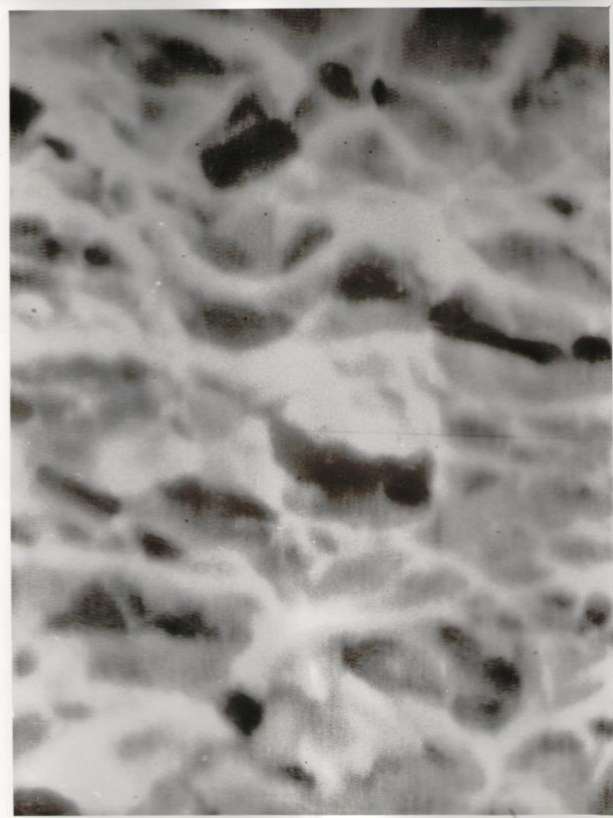


Рисунок 27 – Фото излома титанового сплава ВТ6С, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,1 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, одноосное растяжение, 20°C ($\times 1400$)

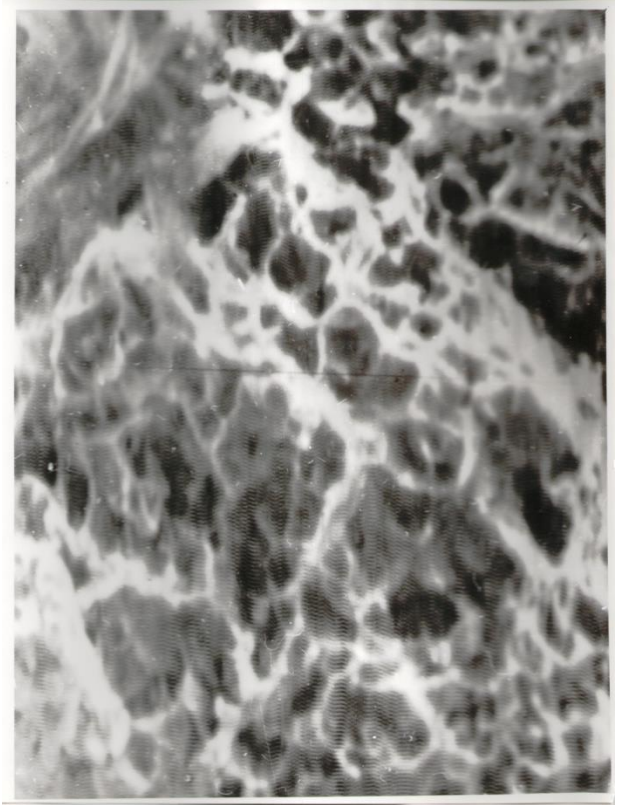


Рисунок 28 – Фото излома титанового сплава ВТ6С, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,1 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, одноосное растяжение, 750°C ($\times 1400$)

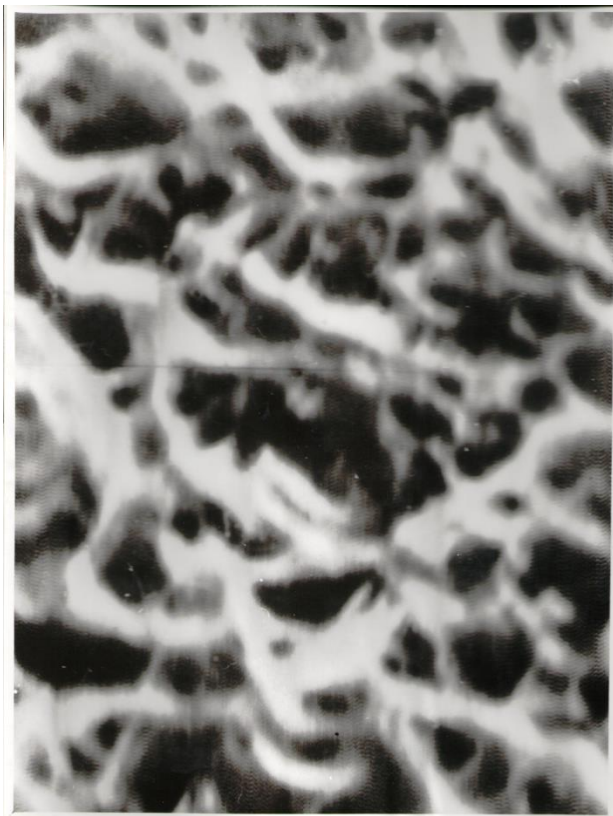


Рисунок 29 – Фото излома титанового сплава ВТ6С, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,1 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, одноосное растяжение, 600°C ($\times 1400$)



Рисунок 30 – Фото излома титанового сплава ВТ6С, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,1 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, одноосное растяжение, 800°C ($\times 1400$)

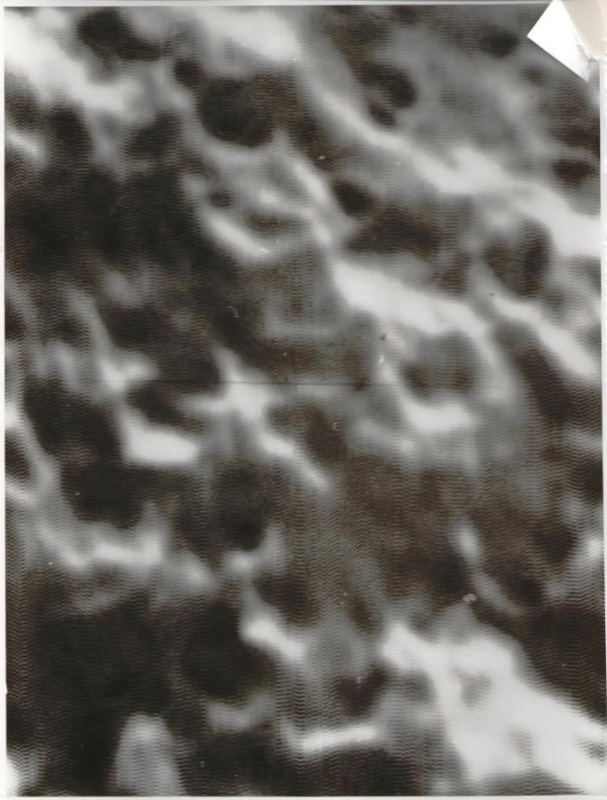


Рисунок 31 – Фото излома титанового сплава VT6S, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,8 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, одноосное растяжение, 20°C ($\times 1400$)

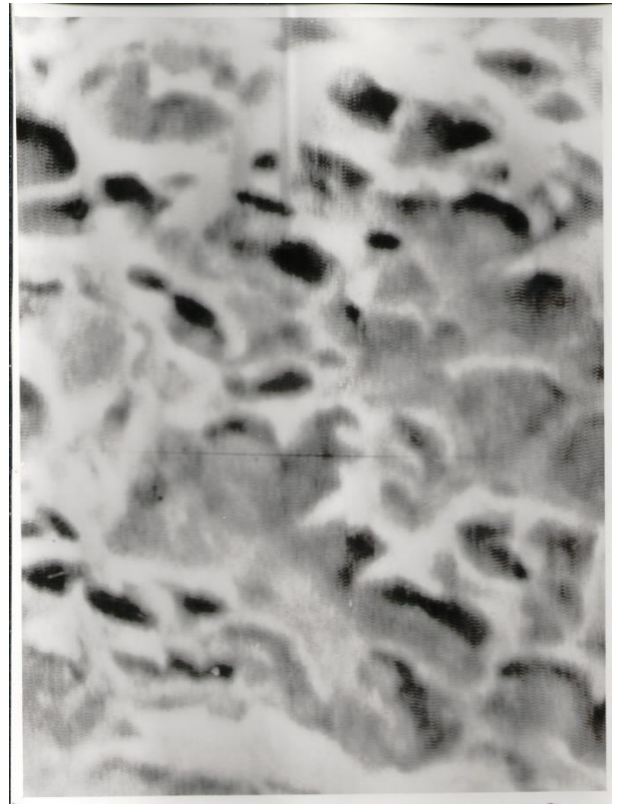


Рисунок 32 – Фото излома титанового сплава VT6S, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,8 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, одноосное растяжение, 600°C ($\times 1400$)



Рисунок 33 – Фото излома титанового сплава VT6S, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,8 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, одноосное растяжение, 500°C ($\times 1400$)

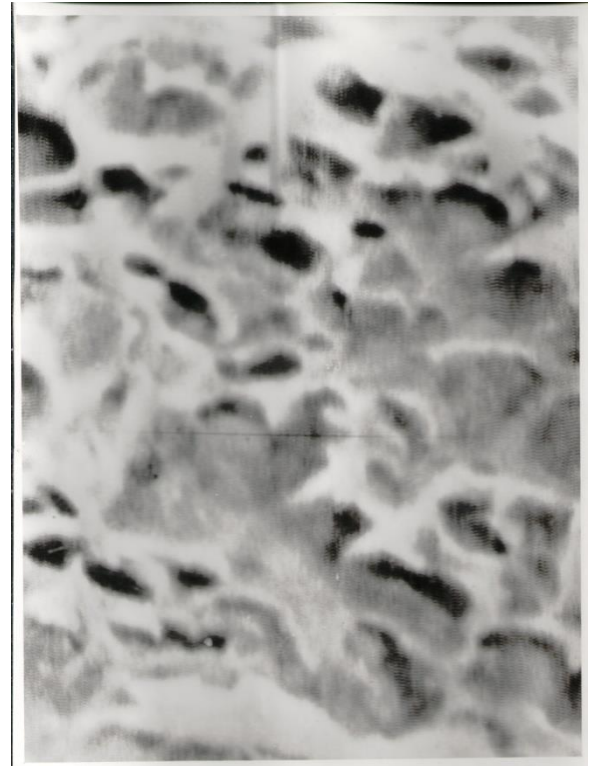


Рисунок 34 – Фото излома титанового сплава VT6S, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,8 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, одноосное растяжение, 750°C ($\times 1400$)

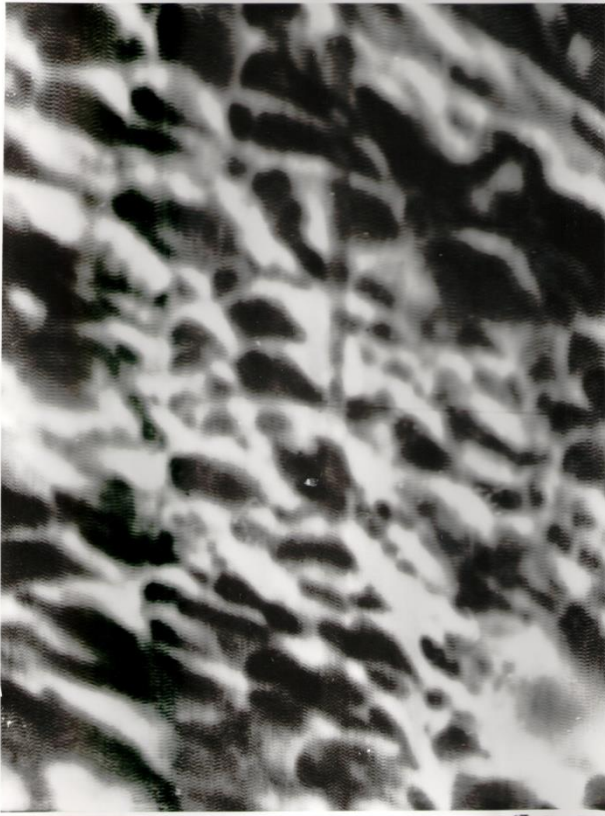


Рисунок 35 – Фото излома титанового сплава VT6S, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,8 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, двухосное растяжение, 20°C ($\times 1400$)

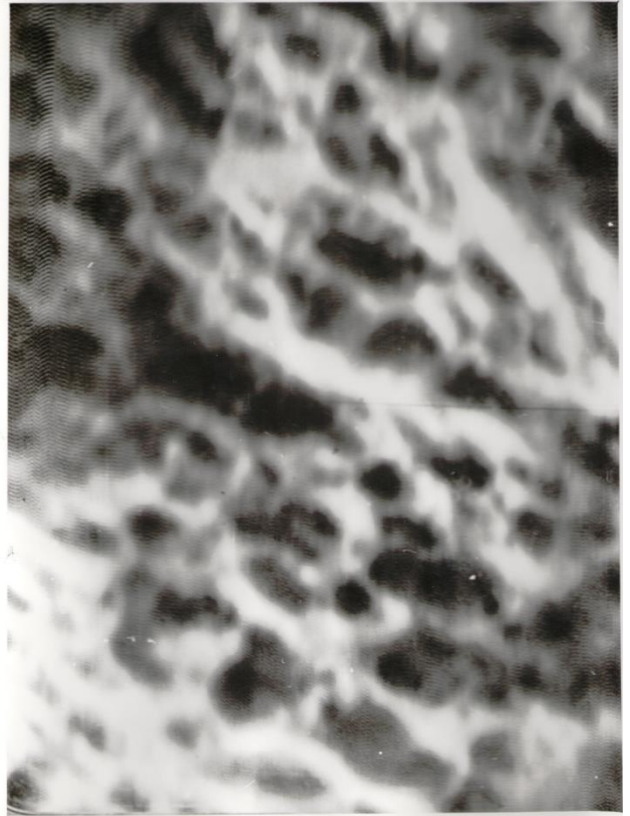


Рисунок 36 – Фото излома титанового сплава VT6S, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,8 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, одноосное растяжение, 700°C ($\times 1400$)

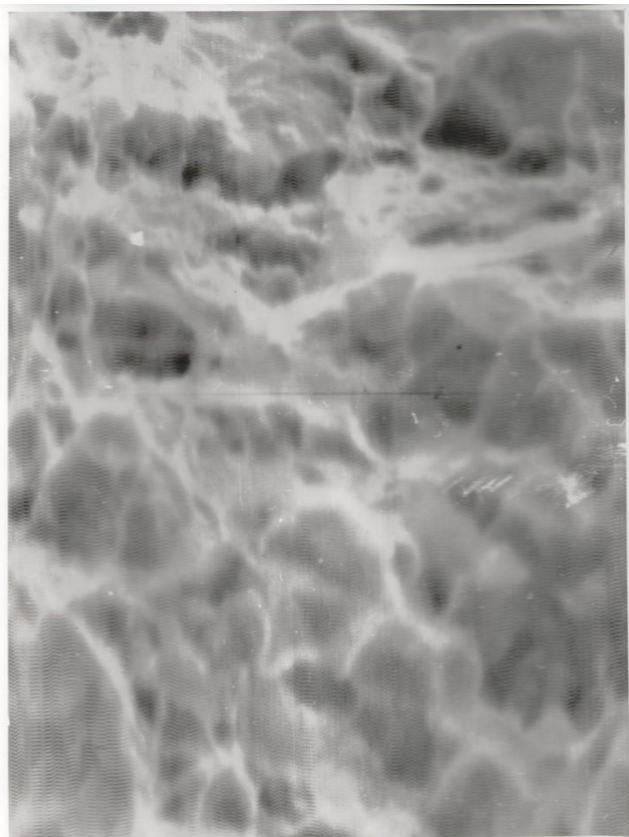


Рисунок 37 – Фото излома титанового сплава VT6S, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,8 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, одноосное растяжение, 750°C ($\times 1400$)

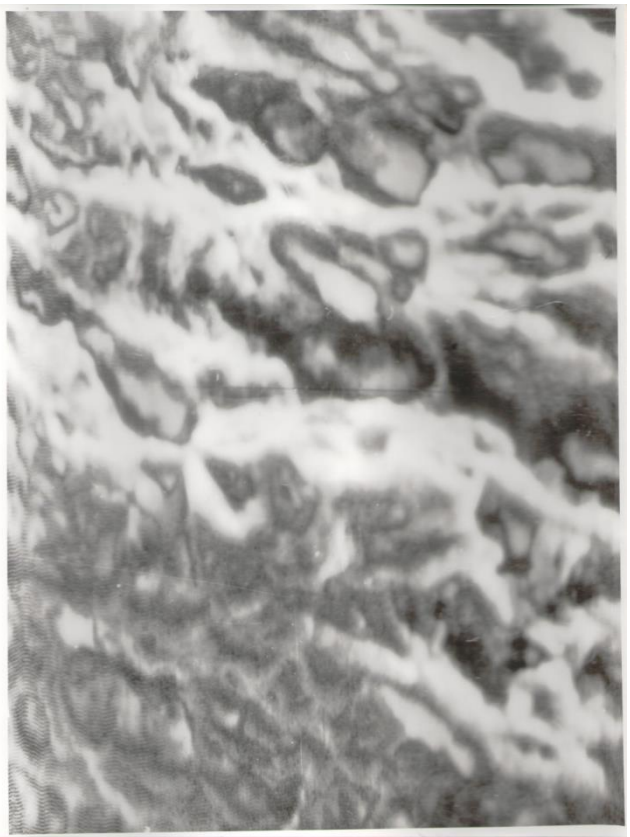


Рисунок 38 – Фото излома титанового сплава VT6S, скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3,8 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, одноосное растяжение, 800°C ($\times 1400$)

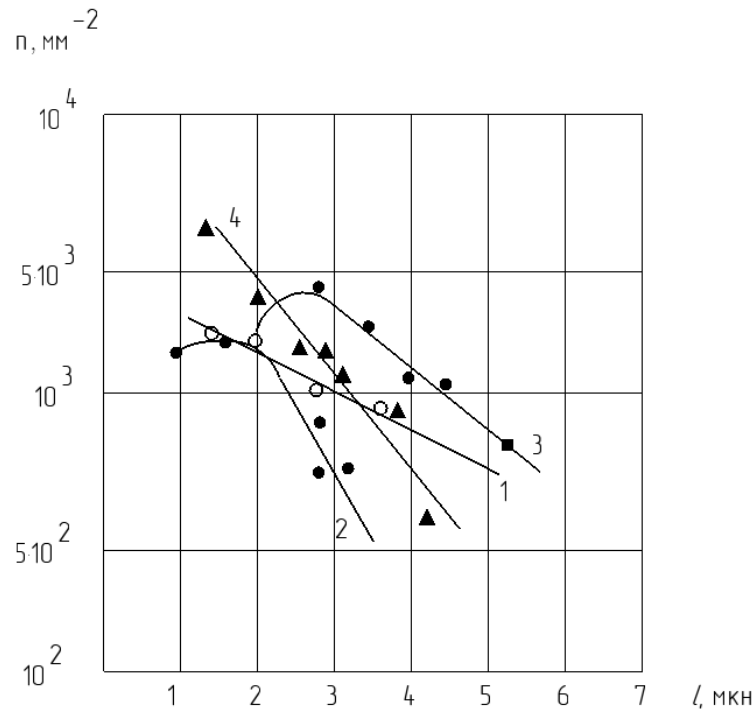


Рисунок 39 – Распределение плотности чашек n (мм^{-2}) по размеру l ($\mu\text{м}$)

на поверхности изломов титанового сплава ОТ4-1 при $600\text{ }^{\circ}\text{C}$:

для одноосного растяжения при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ – 1; при $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ – 3;

для двухосного растяжения при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ – 2; при $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ – 4



Рисунок 40 – Распределение плотности чашек n (мм^{-2}) по размеру l ($\mu\text{м}$)

титанового сплава ОТ4-1 при $700\text{ }^{\circ}\text{C}$:

для одноосного растяжения при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ – 1; при $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ – 3;

для двухосного растяжения при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ – 2; при $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ – 4

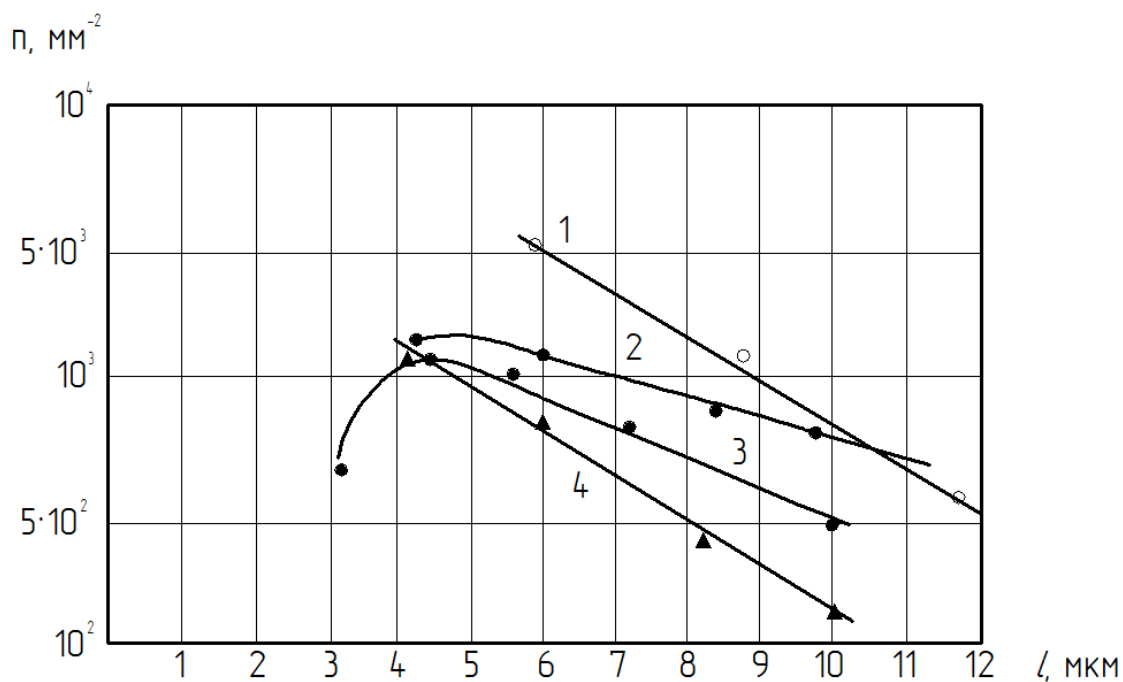


Рисунок 41 – Распределение плотности чашек n (мм^{-2}) по размеру l ($\mu\text{м}$)

титанового сплава ОТ4-1 при $800\text{ }^{\circ}\text{C}$:

для одноосного растяжения при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ – 1; при $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ – 3;

для двухосного растяжения при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ – 2; при $\dot{\epsilon} = 3,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ – 4

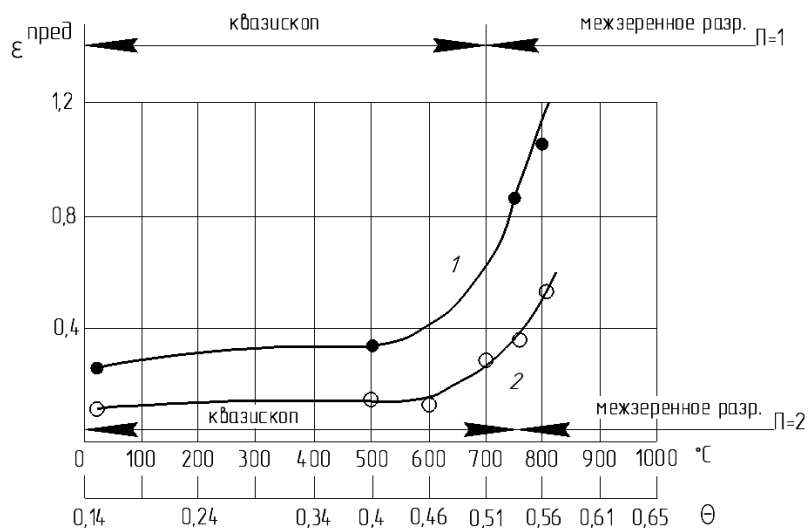


Рисунок 42 – Температурные зависимости предельной деформации $\epsilon^{\text{пред}}$ титанового сплава ВТ6С при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 3,1 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$:

1 – одноосное растяжение;

2 – двухосное растяжение

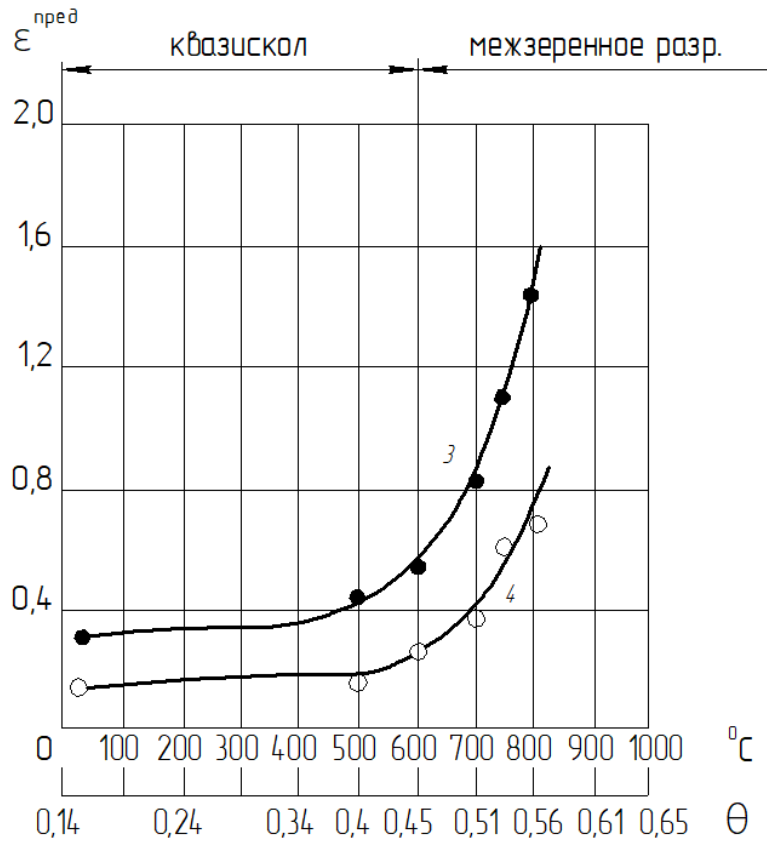


Рисунок 43 – Температурные зависимости предельной деформации $\epsilon^{пред}$ титанового сплава ВТ6С при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 3,75 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$:
 3 – одноосное растяжение;
 4 – двухосное растяжение

ПРИЛОЖЕНИЕ 4

Горячая прокатка

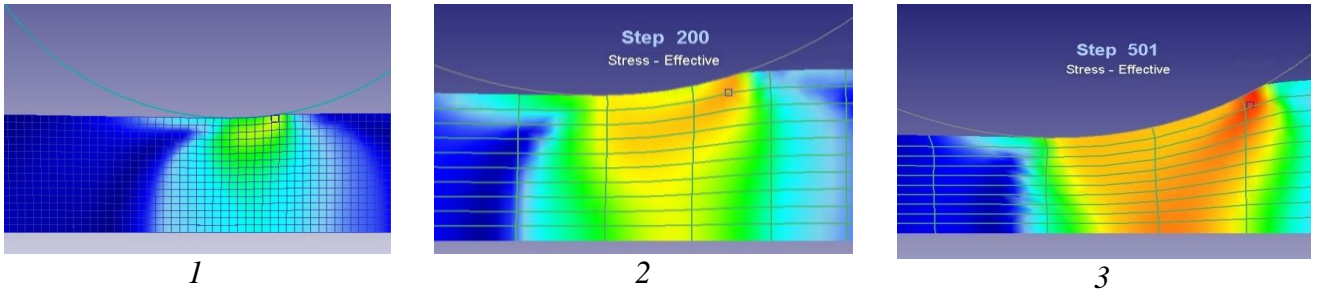


Рисунок 1 – Картины распределений эквивалентных напряжений при степенях обжатия:

1 – 4%, 2 – 23%, 3 – 40%

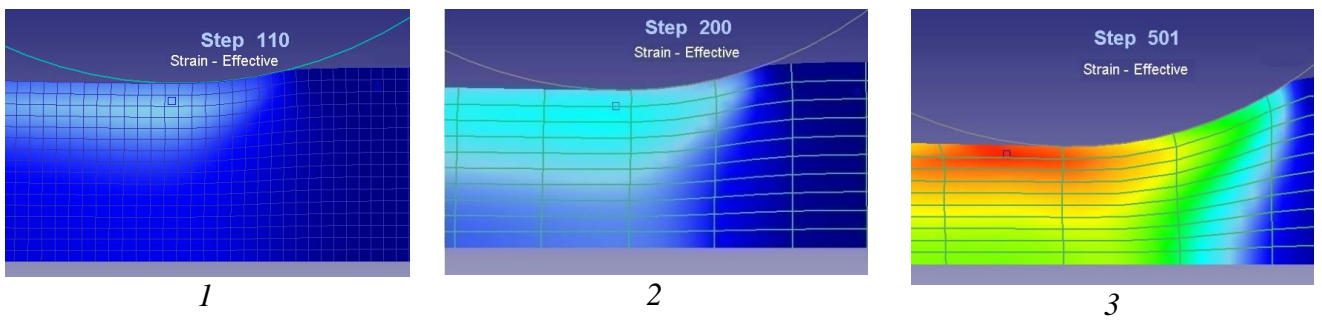


Рисунок 2 – Картины распределений эквивалентных деформаций при степенях обжатия:

1 – 4%, 2 – 23%, 3 – 40%



Рисунок 3 – Продольный профиль центральных винтов, установленных в заготовке и прокатанных со степенью деформации: а – 4%; б - 23%; в – 40%

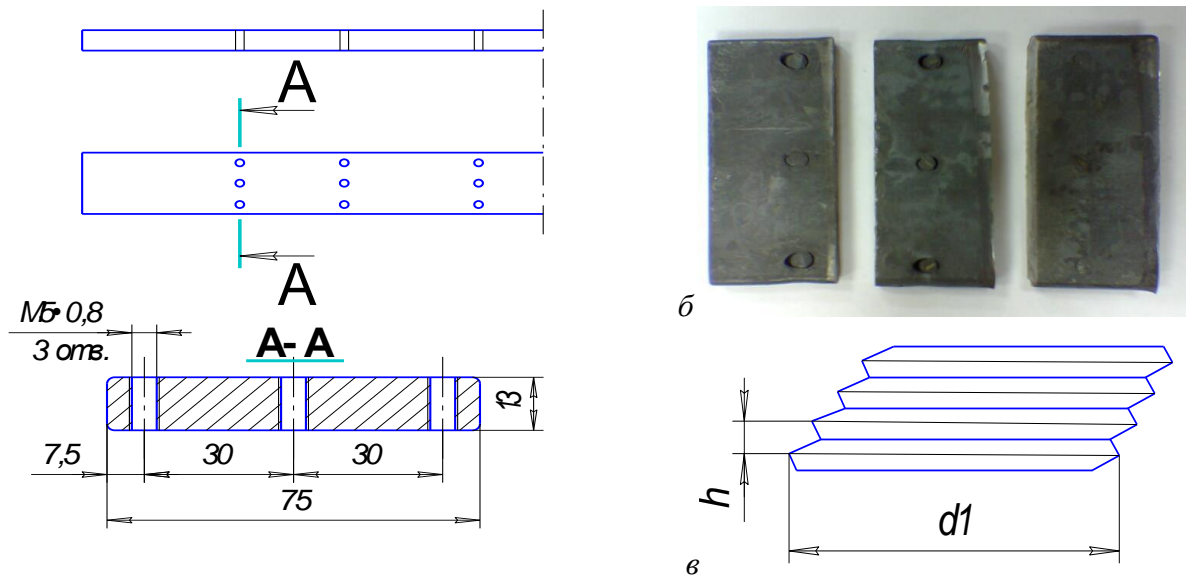


Рисунок 4 – Метод винченных шурупов: а – схема установки шурупов в заготовке; б – фотография участков раскатанной полосы; в – схема замера размеров после раскатки

Таблица 1 – Замеры прокатанных винтов (z_1 и d_1 – величина шага и диаметра резьбы деформированного винта) при степенях прокатки

№ витка с поверхности раскатки	d_1	z_1	d_1 %	z_1 %	d_1	z_1	d_1 %	z_1 %	d_1	z_1	d_1 %	z_1 %
	$\varepsilon = 2,5\%$				$\varepsilon = 28,4\%$				$\varepsilon = 42,4\%$			
1	5,25	0,74	10,0	7,50	6,37	0,56	33,5	30,0	8,53	0,33	72,5	58,7
2	5,25	0,78	10,0	2,5	6,32	0,53	32,4	33,7	8,15	0,36	70,8	55,0
3	5,25	0,78	10,0	2,5	6,40	0,52	34,1	35,0	7,62	0,38	59,7	52,5
4	5,23	0,80	9,6	0	6,27	0,56	31,4	30,0	7,58	0,42	58,9	47,5
5	5,23	0,79	9,6	1,2	6,31	0,55	32,2	31,2	7,18	0,49	50,5	38,7
6	5,23	0,78	9,6	2,5	6,33	0,57	32,7	28,7	7,07	0,36	48,2	55,0
7	5,20	0,79	9,0	1,2	6,27	0,63	31,4	21,2	7,08	0,39	48,4	51,2
8	5,20	0,77	9,0	3,7	6,26	0,60	31,2	25,0	7,04	0,48	47,5	40,0
9	5,16	0,79	8,1	1,2	6,25	0,60	31,0	25,0	7,33	0,47	53,6	41,2
10	5,16	0,80	8,1	0	6,31	0,67	32,2	16,2	7,49	0,47	57,0	41,2
11	5,16	0,80	8,1	0	6,31	0,60	32,2	25,0	7,76	0,49	62,6	38,7
12	5,15	0,78	7,9	2,5	6,50	0,65	36,2	18,7	7,75	0,57	62,4	28,7
13	5,15	0,77	7,9	3,7	6,80	0,61	42,5	23,7	7,78	0,39	63,1	51,2
14	5,15	0,79	7,9	1,2	7,11	0,61	49,0	23,7	7,78	0,38	63,1	52,5
15	5,15	0,80	7,9	0	7,25	0,58	51,9	27,5	7,80	0,28	63,5	65,0

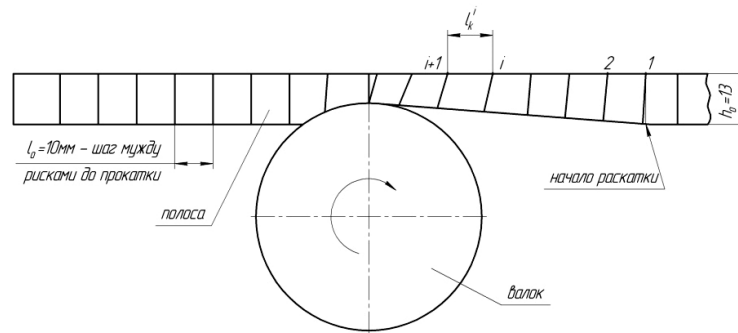


Рисунок 5 – Схема нанесения рисок на боковую поверхность полосы и проведения замеров их отклонения от вертикального положения

Таблица 2 – Замеры расстояния между смежными рисками после раскатки

Расстояние между смежными рисками после раскатки	Длина прокатываемой части полосы с начала ее раскатки, мм										
	20	40	60	80	100	120	140	160	180	200	220
	Номер риска, нанесенной на боковую поверхность полосы										
	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	22
со стороны валка	20,0	20,0	19,9	20,1	19,9	20,0	21,2	21,7	22,8	20,9	22,0
со стороны плиты	19,7	18,8	19,4	19,7	19,1	20,0	20,5	21,2	22,2	21,6	21,3

Продолжение табл.2

Расстояние между смежными рисками после раскатки	Длина прокатываемой части полосы с начала ее раскатки, мм										
	240	260	280	300	320	340	360	380	400	420	440
	Номер риска, нанесенной на боковую поверхность полосы										
	24	26	28	30	32	34	36	38	40	42	44
со стороны валка	22,0	23,5	25,6	27,8	28,2	29,8	30,4	32,0	34,0	33,9	
со стороны плиты	21,7	23,1	25,5	26,1	28,0	19,4	30,4	32,0	32,9	34,6	

Таблица 3 – Деформированное состояние раскатанной полосовой заготовки (рисунок 5.5)

Участки исходной заготовки (L_3) до прокатки, мм	Длина прокатанного участка, мм	h_p мм	$\varepsilon_h = \frac{h_3 - h_p}{h_3} 100\%$	ΔL_3 мм
0...100	101	13,0...12,7	0...2,3	~ 0
100...200	108	12,7...12,5	2,3...3,8	~ 0
200...300	118	12,5...11,5	3,8...11,5	3,5
300...400	154	11,5...8,0	11,5...38,4	2

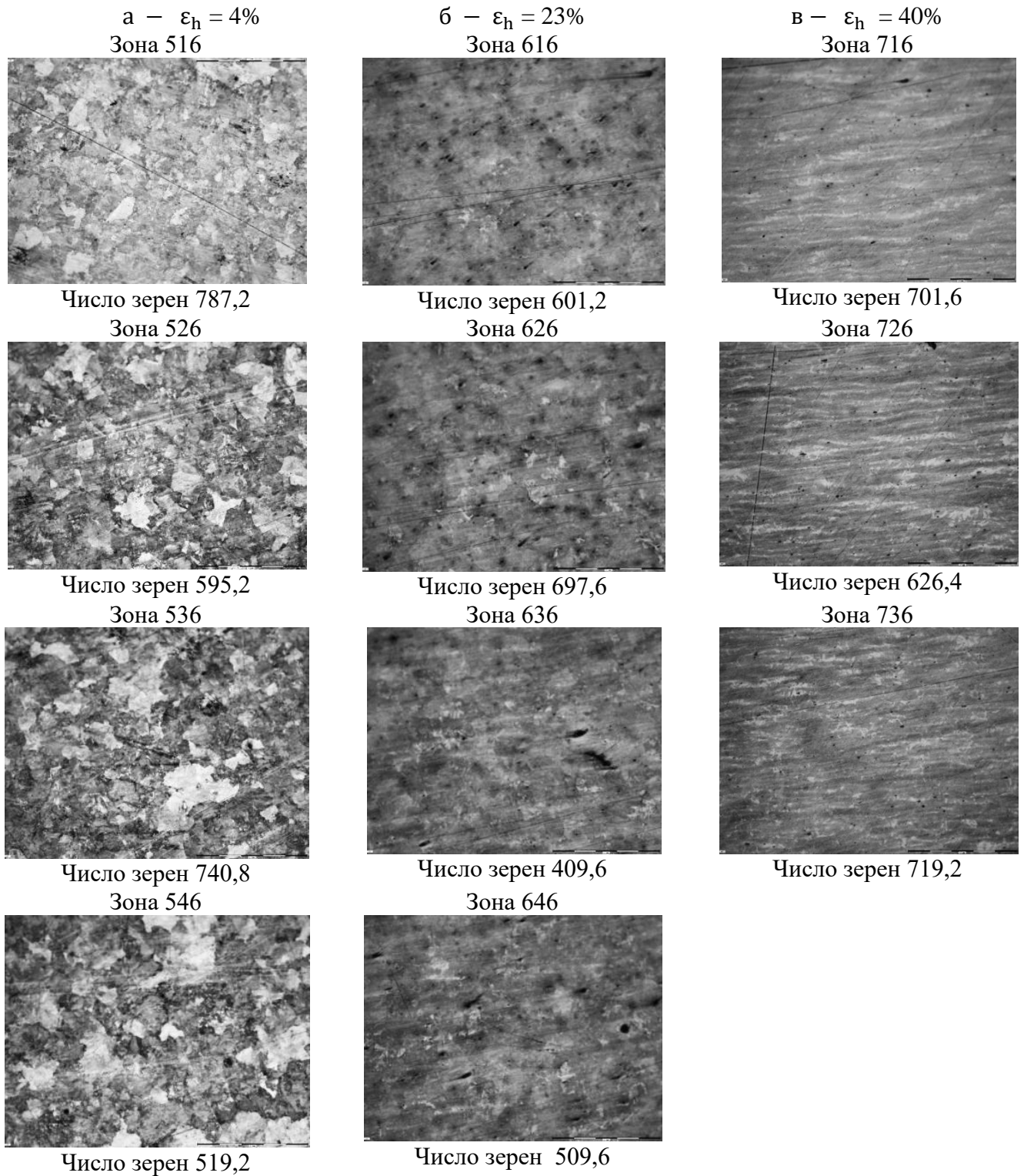


Рисунок 6 – Микроструктуры стали 50ХГФА ($\times 200$) и данные по числу зерен на 1 мм^2 слоев продольного сечения по середине заготовки при степенях обжатия ε_h : а - 4%, б - 23%, в - 40% (нумерация зон от поверхности раскатки к поверхности прилегания: 11, 12, 13 - верхний раскатанный слой; 41, 43, 32 – нижний прилегаемый слой)

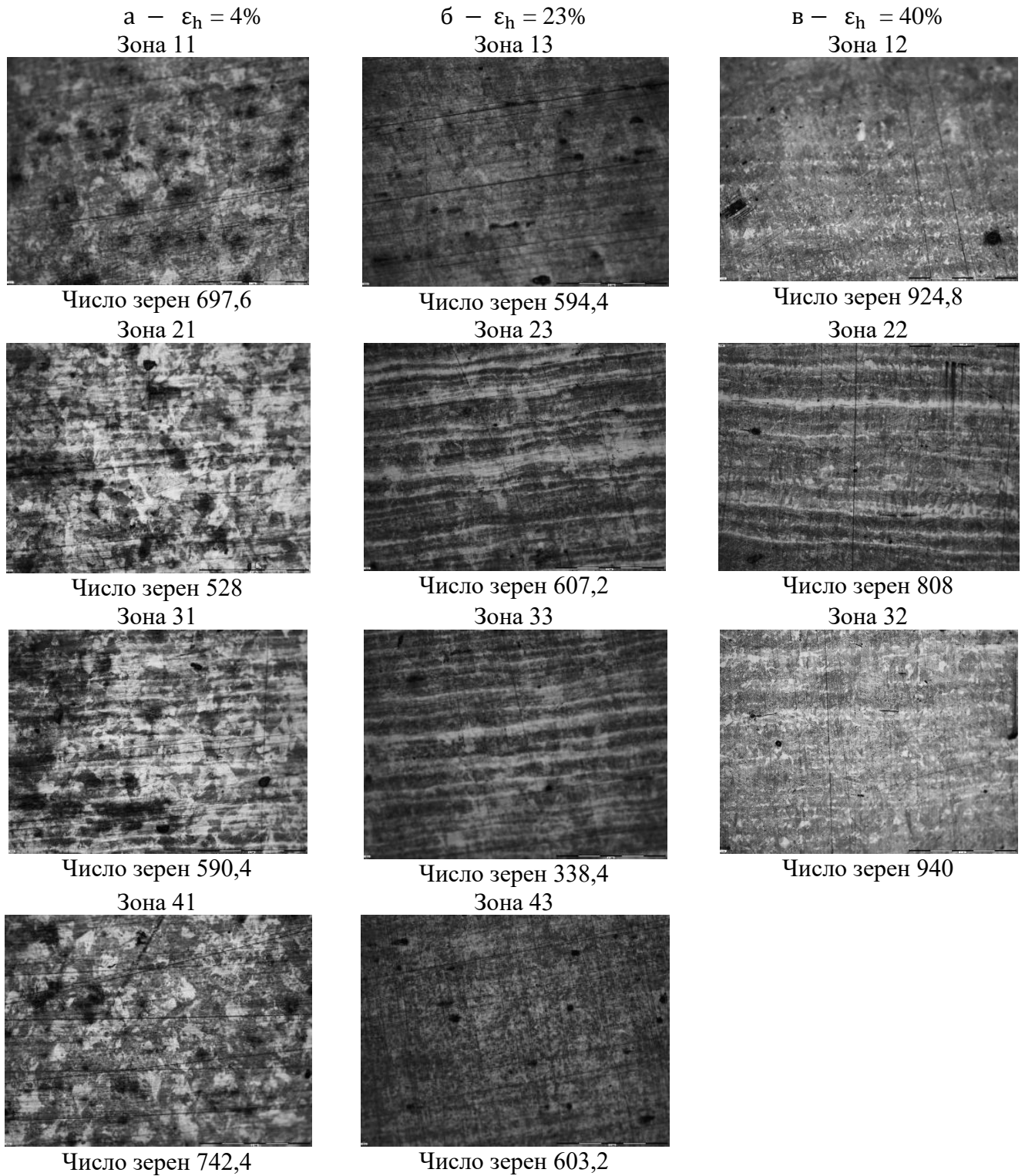


Рисунок 7 – Микроструктуры стали 50ХГФА ($\times 200$) и данные по числу зерен на 1 мм^2 слоев продольного сечения по середине заготовки при степенях обжатия ε_h : а - 4%, б - 23%, в - 40% (нумерация зон от поверхности раскатки к поверхности прилегания: 11, 12, 13 - верхний раскатанный слой; 41, 43, 32 – нижний прилегаемый слой)- -

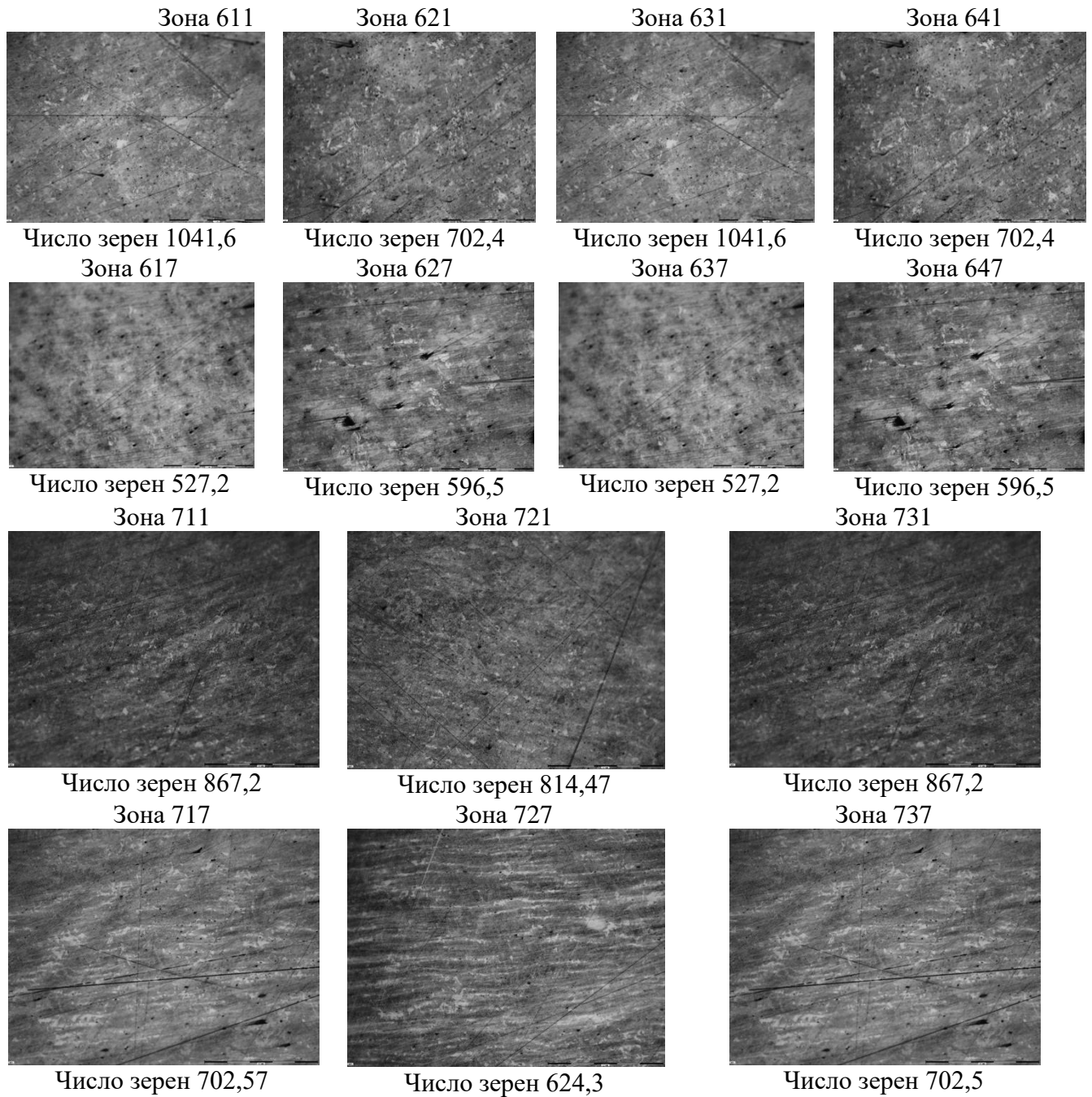


Рисунок 8 – Микроструктуры стали 50ХГФА ($\times 200$) и данные по числу зерен на 1 мм^2 поперечного сечения раскатанной заготовки при степени обжатия $\varepsilon_n = 40\%$ (нумерация зон от поверхности раскатки к прилегаемой поверхности: 711, 721, 731 - зоны по краю заготовки; 717, 727, 737, – - зоны по середине заготовки)-

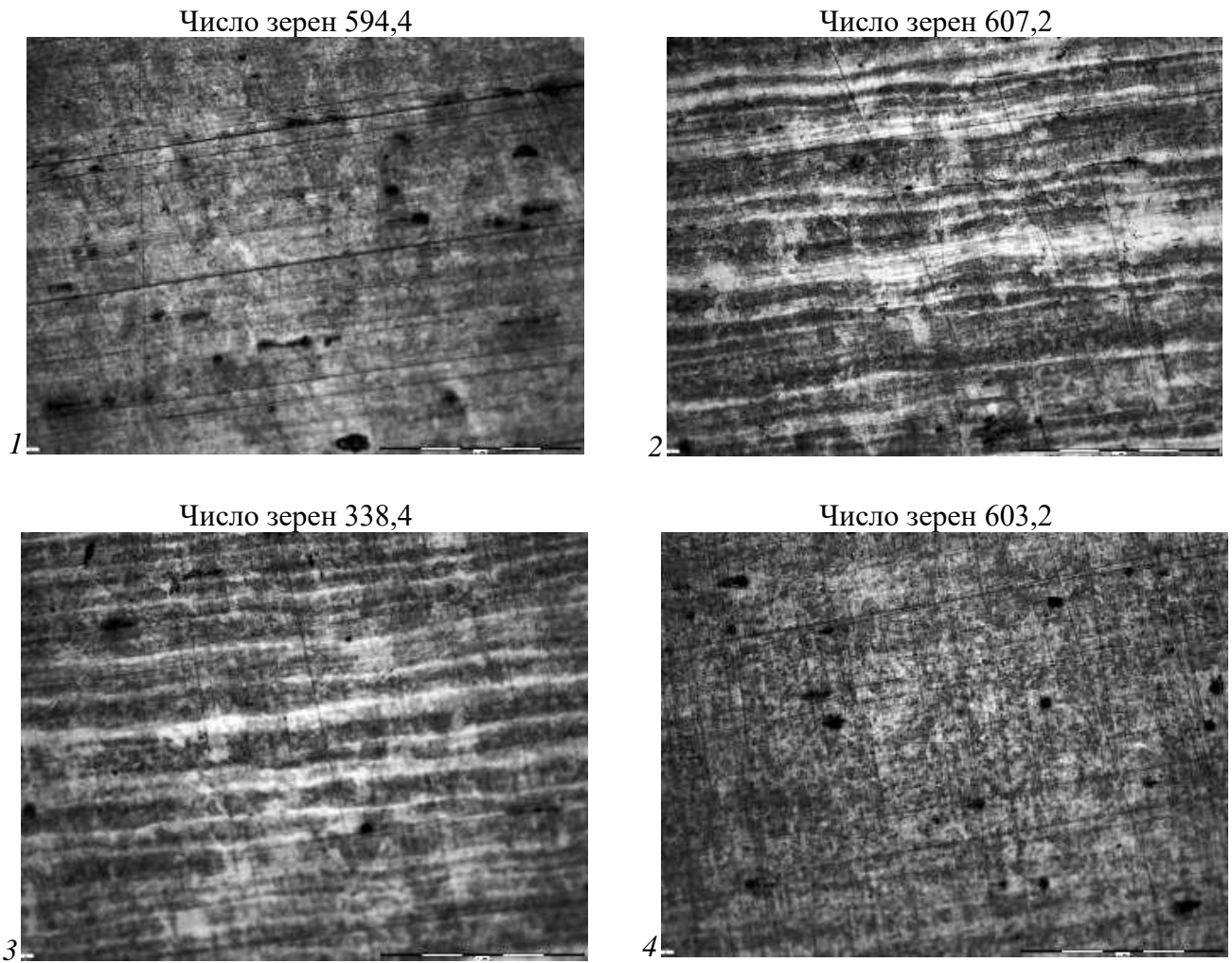


Рисунок 9 – Микроструктуры стали 50ХГФА ($\times 200$) и данные по числу зерен на 1 мм^2 слоев продольного сечения по середине заготовки при степени обжатия 23%

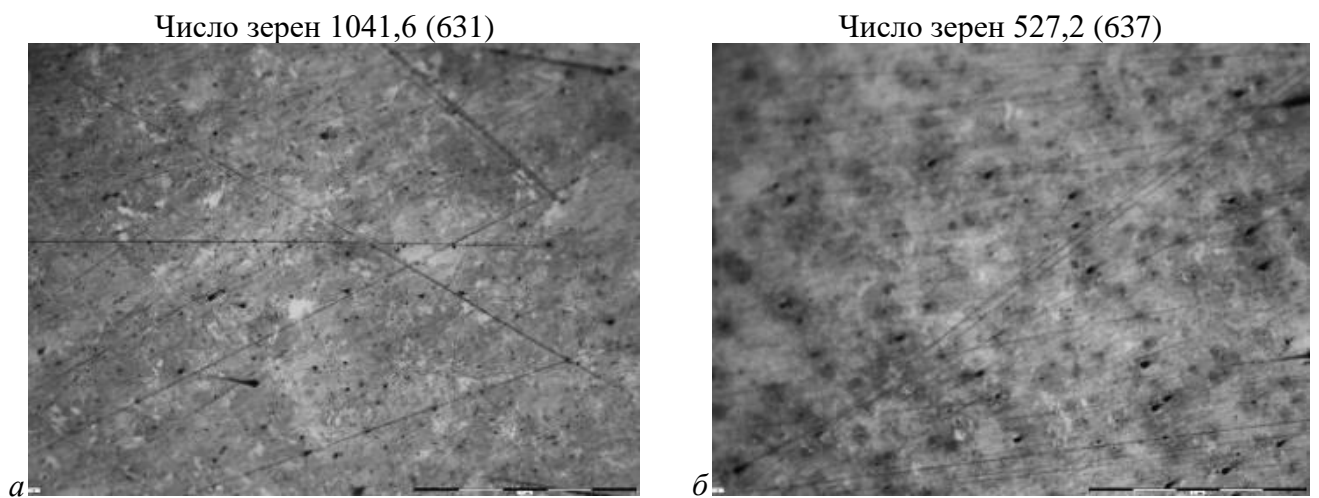


Рисунок 10 – Микроструктуры стали 50ХГФА ($\times 200$) и данные по числу зерен на 1 мм^2 поперечного сечения раскатанной заготовки при степени обжатия $\varepsilon_n = 40\%$ (нумерация зон от поверхности раскатки: 611, 621, 631 - краевые зоны; 617, 627, 637 – срединные зоны)

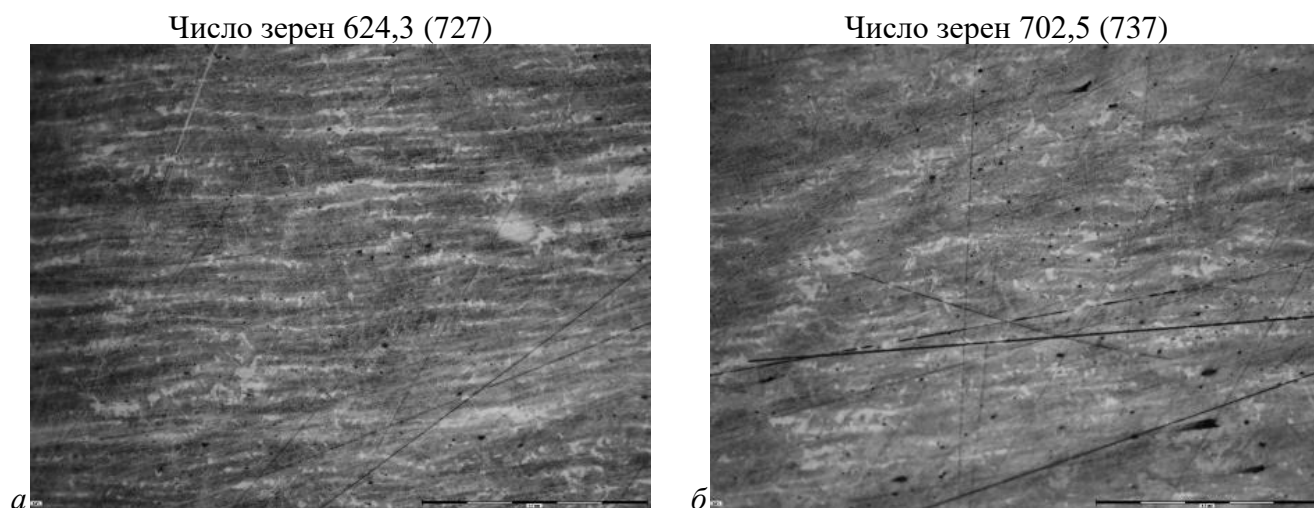


Рисунок 11 – Микроструктуры стали 50ХГФА ($\times 200$) и данные по числу зерен на 1 мм^2 поперечного сечения раскатанной заготовки при степени обжатия $\varepsilon_n = 40\%$ (нумерация зон от поверхности раскатки: 711, 721, 731 – краевые зоны; 717, 727, 737 – срединные зоны)

ПРИЛОЖЕНИЕ 5

Холодная и горячая многопереходная листовая формовка

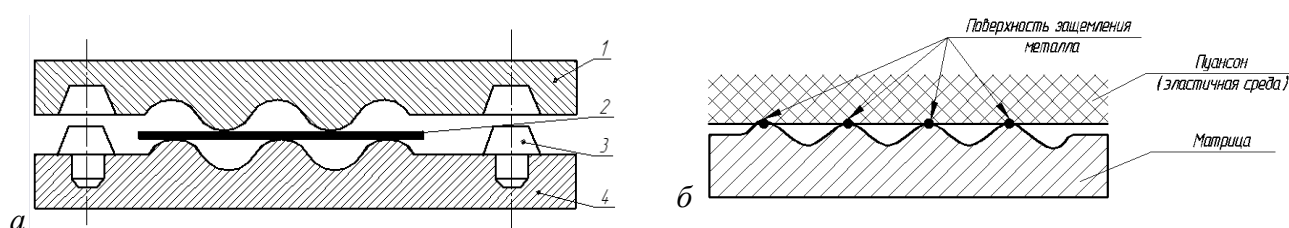


Рисунок 1 – Схемы формовки листовых гофрированных панелей:

a – молот (*1* - пуансон, *2* - заготовка, *3*- направляющие, *4*- матрица); *б* – пресс

Таблица 1 – Значения толщины материала s и интенсивности деформации ε_i материала в поперечных сечениях рифтов панели, штампованной на молоте

№ замера, n	Рифт №1		Рифт №2		Рифт №3	
	s , мм	ε_i	s , мм	ε_i	s , мм	ε_i
1	0,79	0,063291	0,72	0,166667	0,72	0,166667
2	0,8	0,05	0,74	0,135135	0,72	0,166667
3	0,8	0,05	0,73	0,150685	0,725	0,158621
4	0,82	0,02439	0,725	0,158621	0,73	0,150685
5	0,8	0,05	0,71	0,183099	0,72	0,166667
6	0,81	0,037037	0,72	0,166667	0,71	0,183099
7	0,81	0,037037	0,71	0,183099	0,71	0,183099
8	0,82	0,02439	0,71	0,183099	0,7	0,2
9	0,8	0,05	0,71	0,183099	0,705	0,191489
10	0,81	0,037037	0,7	0,2	0,7	0,2
11	0,81	0,037037	0,7	0,2	0,69	0,217391
12	0,81	0,037037	0,71	0,183099	0,69	0,217391
13	0,78	0,076923	0,7	0,2	0,69	0,217391
14	0,76	0,105263	0,7	0,2	0,69	0,217391
15	0,76	0,105263	0,7	0,2	0,7	0,2
16	0,765	0,098039	0,7	0,2	0,7	0,2
17	0,76	0,105263	0,69	0,217391	0,7	0,2
18	0,75	0,12	0,69	0,217391	0,69	0,217391
19	0,76	0,105263	0,695	0,208633	0,7	0,2

Продолжение табл. 1

№ замера, n	Рифт №1		Рифт №2		Рифт №3	
	s , мм	ε_i	s , мм	ε_i	s , мм	ε_i
20	0,75	0,12	0,69	0,217391	0,69	0,217391
21	0,76	0,105263	0,7	0,2	0,69	0,217391
22	0,76	0,105263	0,69	0,217391	0,69	0,217391
23	0,76	0,105263	0,7	0,2	0,69	0,217391
24	0,76	0,105263	0,7	0,2	0,7	0,2
25	0,75	0,12	0,705	0,191489	0,7	0,2
26	0,74	0,135135	0,701	0,198288	0,69	0,217391

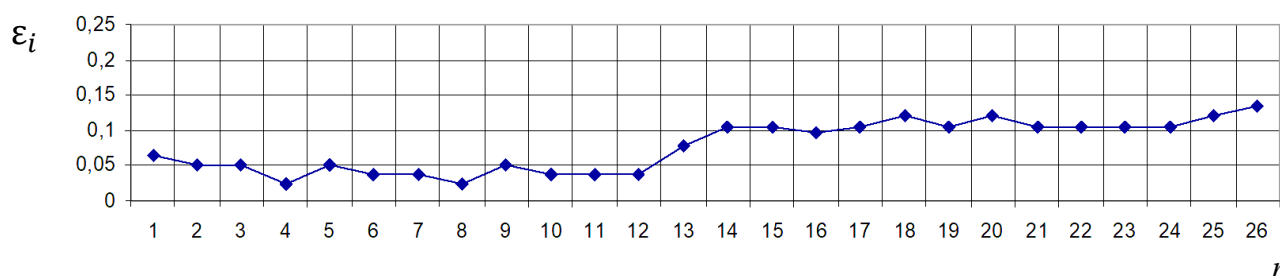


Рисунок 2 – Изменения интенсивности деформации ε_i материала в поперечном сечении рифта №1 панели, штампованной на молоте (n – № замера от бокового обреза панели)

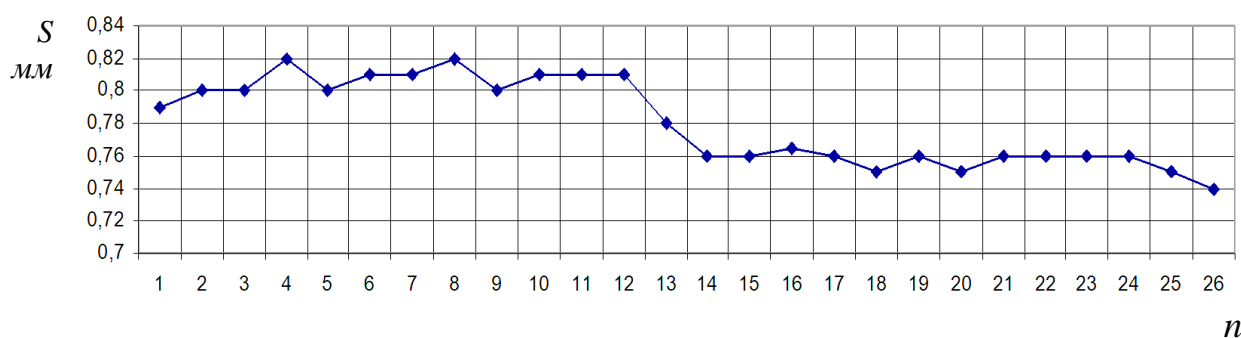


Рисунок 3 – Изменения толщины материала s в поперечном сечении рифта №1 панели, штампованной на молоте (n – № замера от бокового обреза панели)

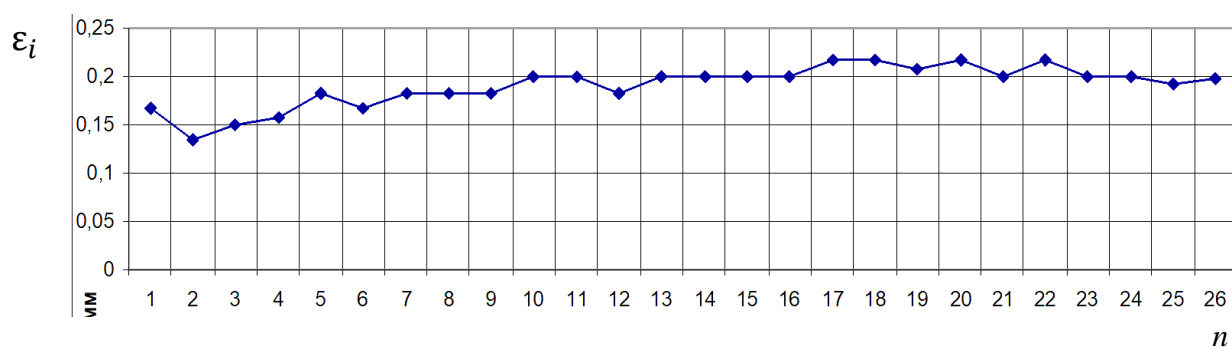


Рисунок 4 – Изменения интенсивности деформации ε_i материала в поперечном сечении рифта №2 панели, штампованной на молоте (n – № замера от бокового обреза панели)

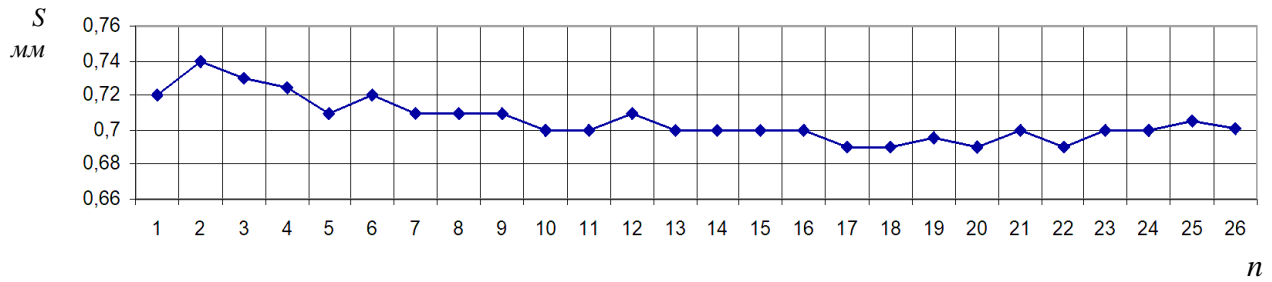


Рисунок 5 – Изменения толщины материала s в поперечном сечении рифта №2 панели, штампованной на молоте (n – № замера от бокового обреза панели)

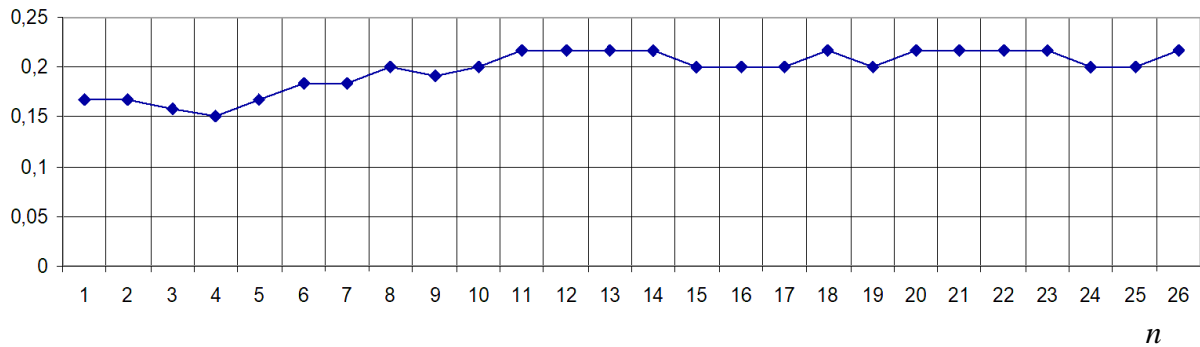


Рисунок 6 – Изменения интенсивности деформации ϵ_i материала в поперечном сечении рифта №3 панели, штампованной на молоте (n – № замера от бокового обреза панели)

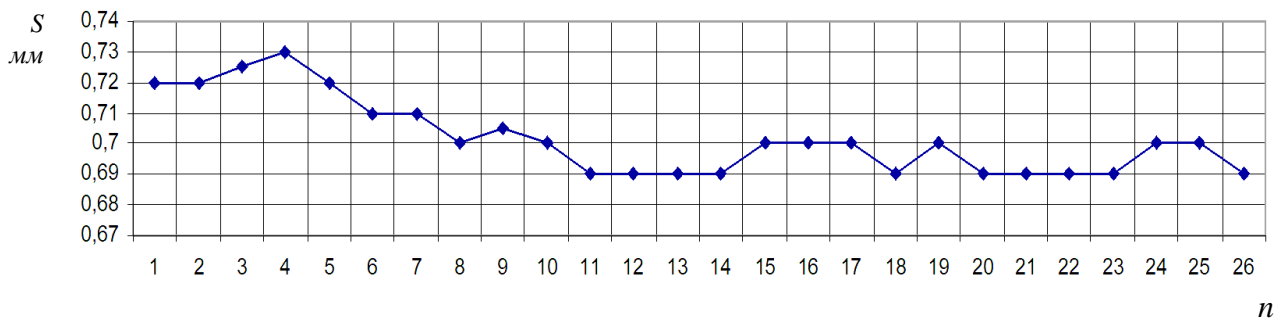


Рисунок 7 – Изменения толщины материала s в поперечном сечении рифта №3 панели, штампованной на молоте (n – № замера от бокового обреза панели)

Таблица 2 – Значения толщины материала s и интенсивности деформации ϵ_i материала в поперечных сечениях рифтов панели, штампованной на прессе

№ замера, n	Рифт №1		Рифт №2		Рифт №3	
	s , мм	ϵ_i	s , мм	ϵ_i	s , мм	ϵ_i
1	0,83	0,012048	0,73	0,150685	0,7	0,2
2	0,8	0,05	0,73	0,150685	0,69	0,217391
3	0,83	0,012048	0,74	0,135135	0,7	0,2
4	0,79	0,063291	0,73	0,150685	0,69	0,217391
5	0,795	0,056604	0,73	0,150685	0,695	0,208633

Продолжение табл. 2

№ замера, n	Рифт №1		Рифт №2		Рифт №3	
	s, мм	ε_i	s, мм		s, мм	ε_i
6	0,8	0,05	0,735	0,142857	0,7	0,2
7	0,8	0,05	0,73	0,150685	0,69	0,217391
8	0,795	0,056604	0,74	0,135135	0,69	0,217391
9	0,79	0,063291	0,76	0,105263	0,7	0,2
10	0,795	0,056604	0,755	0,112583	0,715	0,174825
11	0,79	0,063291	0,75	0,12	0,73	0,150685
12	0,775	0,083871	0,74	0,135135	0,73	0,150685
13	0,77	0,090909	0,72	0,166667	0,72	0,166667
14	0,77	0,090909	0,725	0,158621	0,715	0,174825
15	0,775	0,083871	0,72	0,166667	0,71	0,183099
16	0,775	0,083871	0,71	0,183099	0,69	0,217391
17	0,78	0,076923	0,7	0,2	0,69	0,217391
18	0,785	0,070064	0,695	0,208633	0,69	0,217391
19	0,79	0,063291	0,7	0,2	0,685	0,226277
20	0,77	0,090909	0,7	0,2	0,685	0,226277
21	0,77	0,090909	0,71	0,183099	0,69	0,217391
22	0,77	0,090909	0,715	0,174825	0,7	0,2
23	0,768	0,09375	0,7	0,2	0,7	0,2
24	0,75	0,12	0,7	0,2	0,7	0,2
25	0,74	0,135135	0,7	0,2	0,71	0,183099
26	0,74	0,135135	0,705	0,191489	0,7	0,2

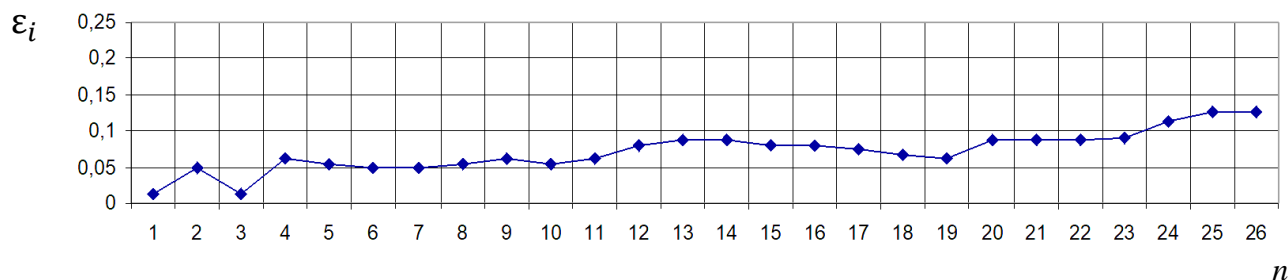


Рисунок 8 – Изменения интенсивности деформации ε_i материала в поперечном сечении рифта №1 панели, штампованной на прессе (n – № замера от бокового обреза панели)

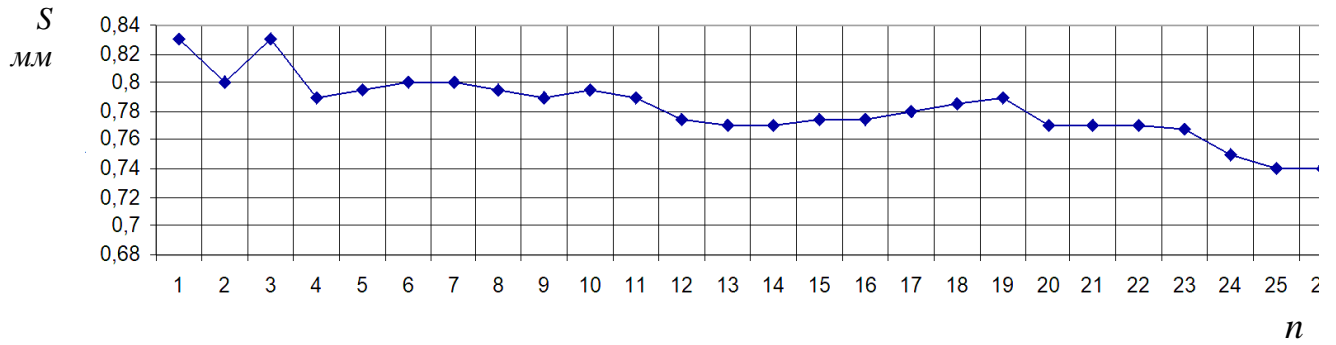


Рисунок 9 – Изменения толщины материала s в поперечном сечении рифта №1 панели, штампованной на прессе (n – № замера от бокового обреза панели)

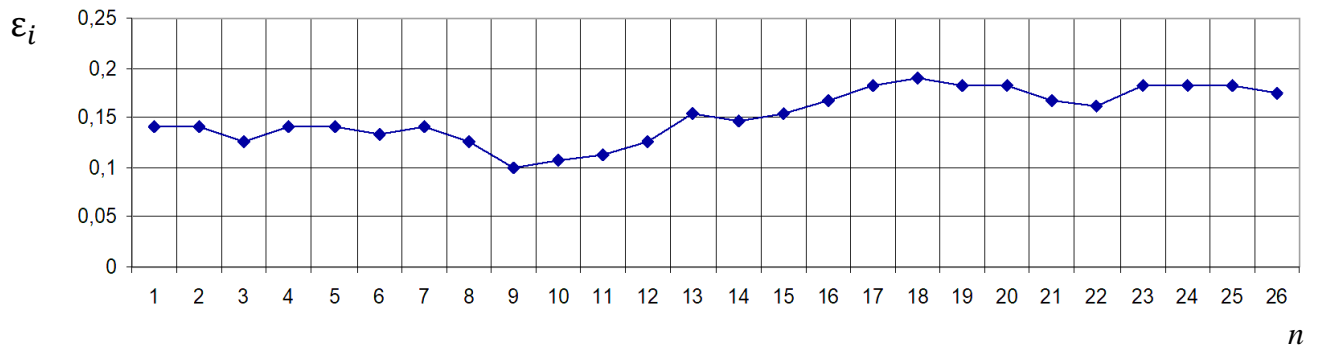


Рисунок 10 – Изменения интенсивности деформации ϵ_i материала в поперечном сечении рифта №2 панели, штампованной на прессе (n – № замера от бокового обреза панели)

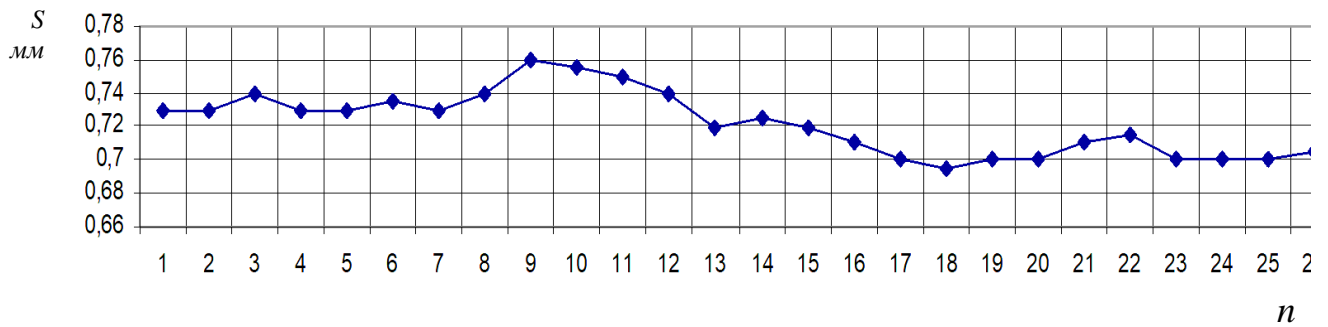


Рисунок 11 – Изменения толщины материала s в поперечном сечении рифта №2 панели, штампованной на прессе (n – № замера от бокового обреза панели)

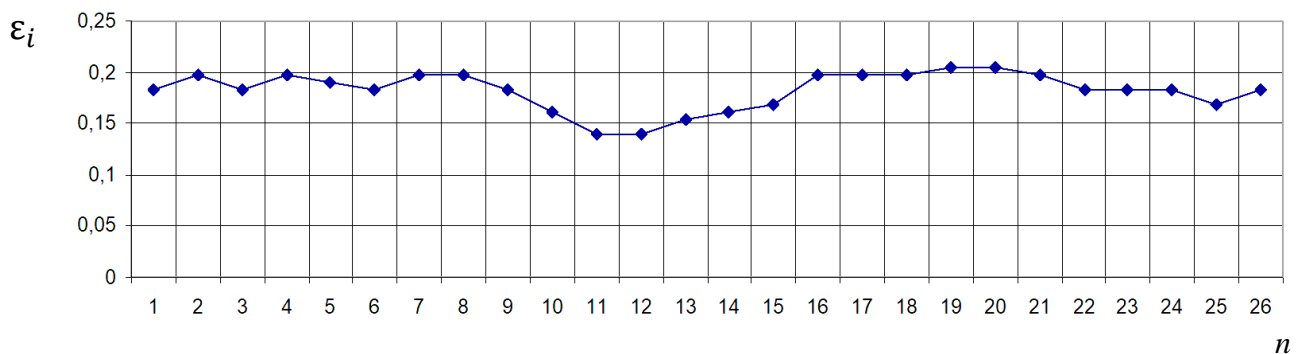


Рисунок 12 – Изменения интенсивности деформации ϵ_i материала в поперечном сечении рифта №3 панели, штампованной на прессе (n – № замера от бокового обреза панели)

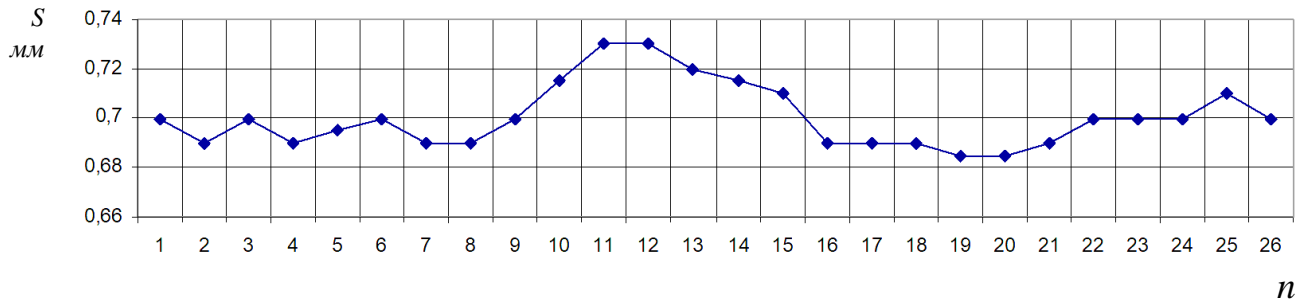


Рисунок 13 – Изменения толщины материала s в поперечном сечении рифта №3 панели, штампованной на пресс (n – № замера от бокового обреза панели)

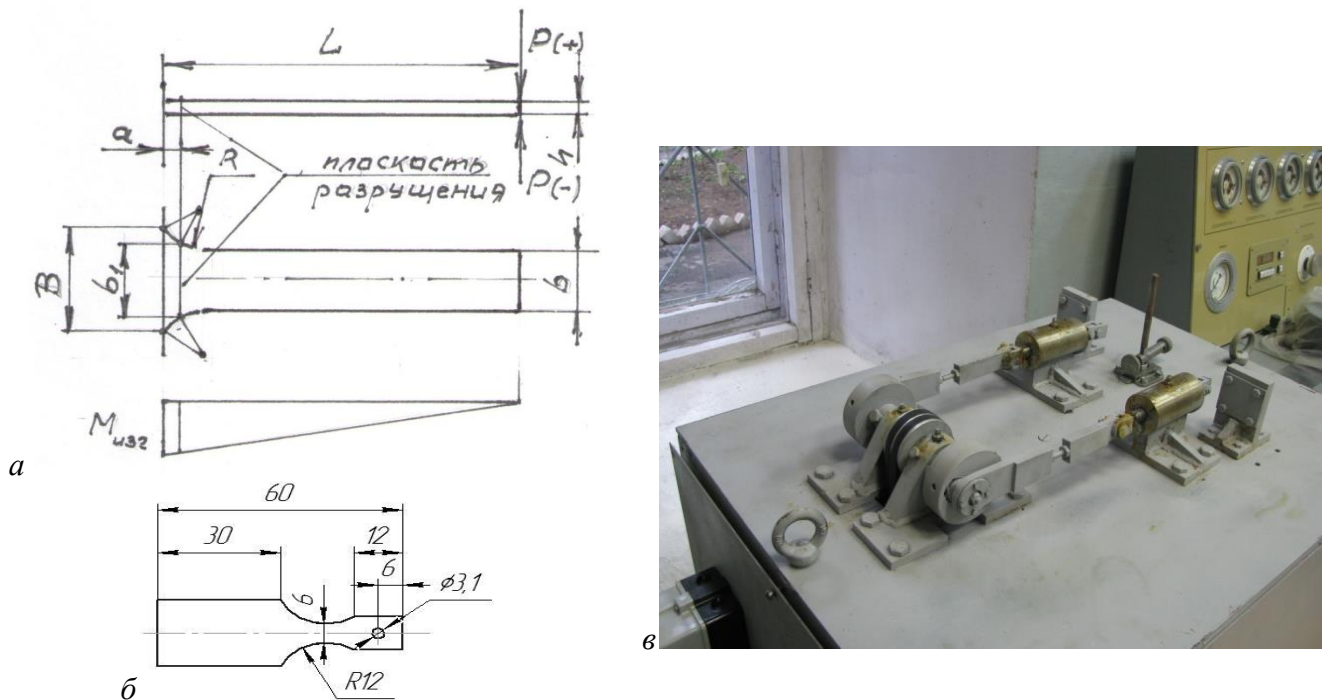


Рисунок 14 – Испытания на циклическую долговечность: а – схема консольного изгиба образца; б – форма образца; в – фотография двух позиционной установки

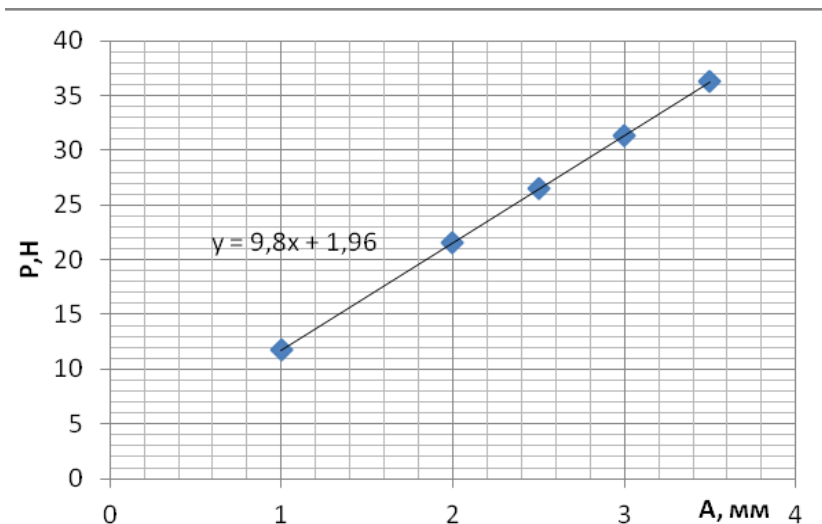


Рисунок 15 – Тарировочный график зависимости силы консольного изгиба P от амплитуды A

Условия испытания материала панели, изготовленной на молоте:

число замеров (объем выборки) $n = 3$; коэффициент Стьюденса $t_{an} = 4,3$; среднее значение силы – 37,26 Н; среднее значение плеча – 20,0 мм; среднее значение толщины – 0,737 мм; среднее значение ширины – 12,0 мм; доверительная вероятность – $a = 0,95$.

По результатам подсчета по формулам 4.8-4.11 имеем значения:

$$\partial f / \partial P = 18,41; \quad \partial f / \partial l = 34,299; \quad \partial f / \partial b = -57,164; \quad \partial f / \partial h = -1861,53$$

Абсолютная погрешность, рассчитанная по формуле 4.7, имеет значение $\Delta\sigma = 9,97$ МПа. Относительная погрешность при максимальном значении $\sigma_a = 653,87$ МПа составляет $\delta_\sigma = 1,5\%$.

$$\sum_{i=1}^n \lg N_i = 9,62; \quad \lg \check{N} \frac{10,86}{3} = 3,207; \quad \check{N} = 1,6 \cdot 10^3 \text{ цикл.}$$

$$(\sum_{i=1}^n \lg N_i)^2 = 92,544; \quad \sum_{i=1}^n (\lg N_i)^2 = 31,005.$$

$$S = \sqrt{\frac{1}{N(N-1)} \sum (x - \bar{x})^2} = 0,162; \quad V = \frac{0,042}{3,62} = 5,04\%.$$

Условия испытания материала в состоянии поставки с поперечным направлением волокна:

число замеров (объем выборки) $n = 4$; коэффициент Стьюденса $t_{an} = 3,18$; среднее значение силы – 37,26 Н; среднее значение плеча – 21,375 мм; среднее значение толщины – 0,755 мм; среднее значение ширины – 14,5 мм; доверительная вероятность – $a = 0,95$.

По результатам подсчета по формулам 4.8-4.11 имеем значения*

$$\partial f / \partial P = 15,517; \quad \partial f / \partial l = 27,048; \quad \partial f / \partial b = -39,872; \quad \partial f / \partial h = -1531,515$$

Абсолютная погрешность, рассчитанная по формуле 4.7, имеет значение $\Delta\sigma = 8,267$ МПа. Относительная погрешность при максимальном значении $\sigma_a = 586,16$ МПа составляет $\delta_\sigma = 1,4\%$.

$$\sum_{i=1}^n \lg N_i = 15,24; \quad \lg \check{N} \frac{10,86}{3} = 3,810; \quad \check{N} = 6,5 \cdot 10^3 \text{ цикл.}$$

$$(\sum_{i=1}^n \lg N_i)^2 = 232,258; \quad \sum_{i=1}^n (\lg N_i)^2 = 58,105.$$

$$S = \sqrt{\frac{1}{N(N-1)} \sum (x - \bar{x})^2} = 0,058; \quad V = \frac{0,042}{3,62} = 1,53\%.$$

Условия испытания материала в состоянии поставки с продольным направлением волокна:

число замеров (объем выборки) $n = 3$; коэффициент Стьюденса $t_{an} = 4,3$; среднее значение силы – 37,26 Н; среднее значение плеча – 19,67 мм; среднее значение толщины – 0,821 мм; среднее значение ширины – 11,17 мм; доверительная вероятность – $a = 0,95$.

По результатам подсчета по формулам 4.8-4.11 имеем значения*

$$\partial f / \partial P = 15,675; \quad \partial f / \partial l = 29,693; \quad \partial f / \partial b = - 52,288; \quad \partial f / \partial h = -1422,806.$$

Абсолютная погрешность, рассчитанная по формуле 4.7, имеет значение $\Delta\sigma = 8,514$ МПа. Относительная погрешность при максимальном значении $\sigma_a = 609,8$ МПа составляет $\delta_\sigma = 1,4\%$.

$$\sum_{i=1}^n \lg N_i = 9,92; \quad \lg \check{N} \frac{10,86}{3} = 3,307; \quad \check{N} = 2,0 \cdot 10^3 \text{ цикл.}$$

$$(\sum_{i=1}^n \lg N_i)^2 = 98,406; \quad \sum_{i=1}^n (\lg N_i)^2 = 32,879.$$

$$S = \sqrt{\frac{1}{N(N-1)} \sum (x - \bar{x})^2} = 0,113; \quad V = \frac{0,042}{3,62} = 3,43\%.$$

ПРИЛОЖЕНИЕ 6

Горячее объемное деформирование в открытом штампе

Образец №1

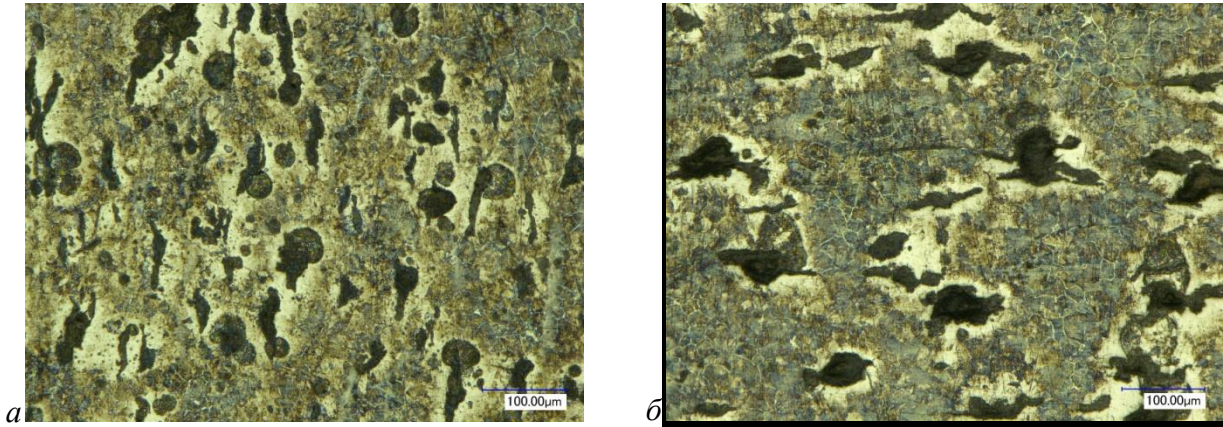


Рисунок 1 – Микроструктуры чугуна с шаровидным графитом на плоскости слоя фланца №1: *а* – зона 1 (точка 1); *б* – зона 1 (точка 4) ($\times 500$)

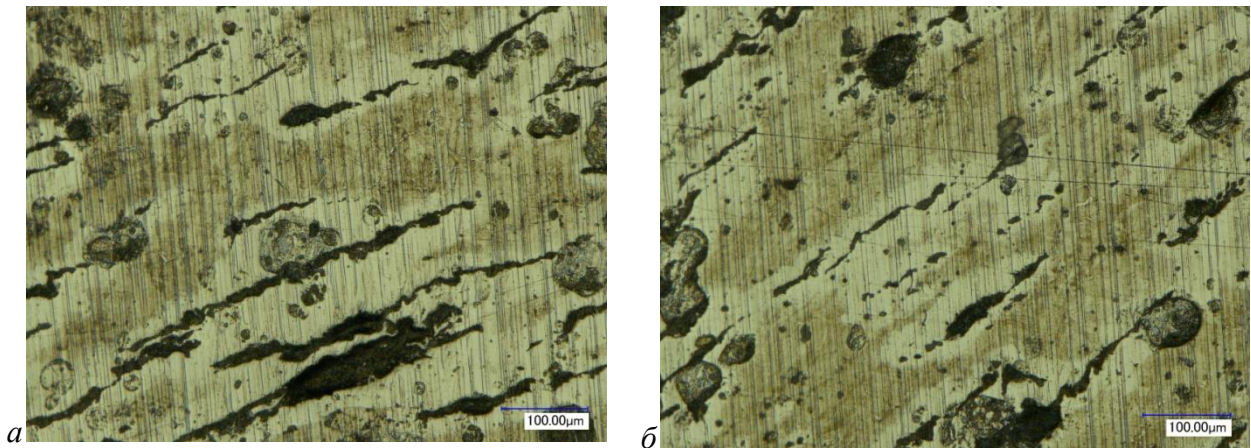


Рисунок 2 – Микроструктуры чугуна с шаровидным графитом на плоскости слоя фланца №1: *а* – зона 3 (точка 3); *б* – зона 3 (точка 4) ($\times 500$)

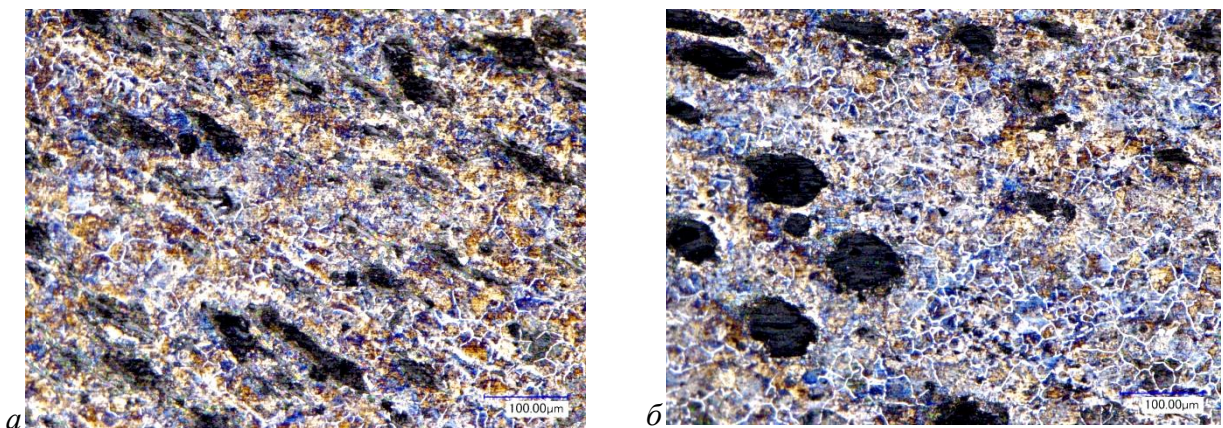


Рисунок 3 – Микроструктуры чугуна с шаровидным графитом по торцу слоя фланца №1: *а* – зона 2 (точка 1); *б* – зона 4 (точка 1) ($\times 500$)

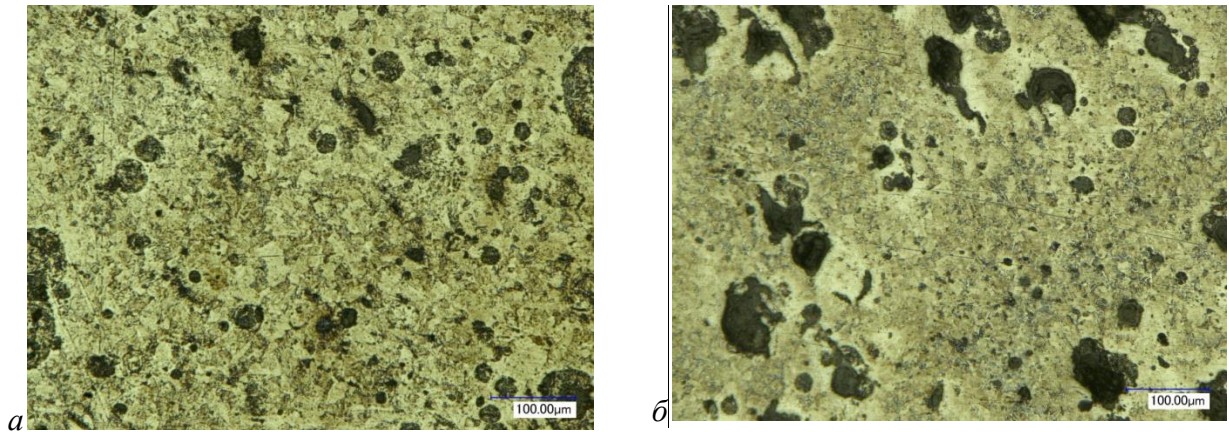
Образец №2

Рисунок 4 – Микроструктуры чугуна с шаровидным графитом на плоскости слоя фланца №2: *а* – зона 1 (точка 1); *б* – зона 1 (точка 4) (× 500)

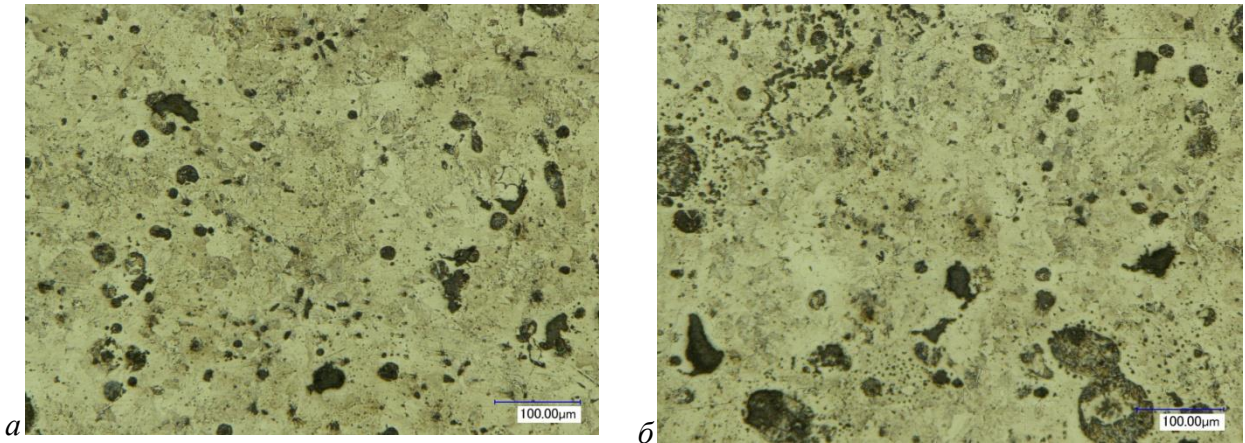


Рисунок 5 – Микроструктуры чугуна с шаровидным графитом на плоскости слоя фланца №2: *а* – зона 3 (точка 1); *б* – зона 3 (точка 2) (× 500)

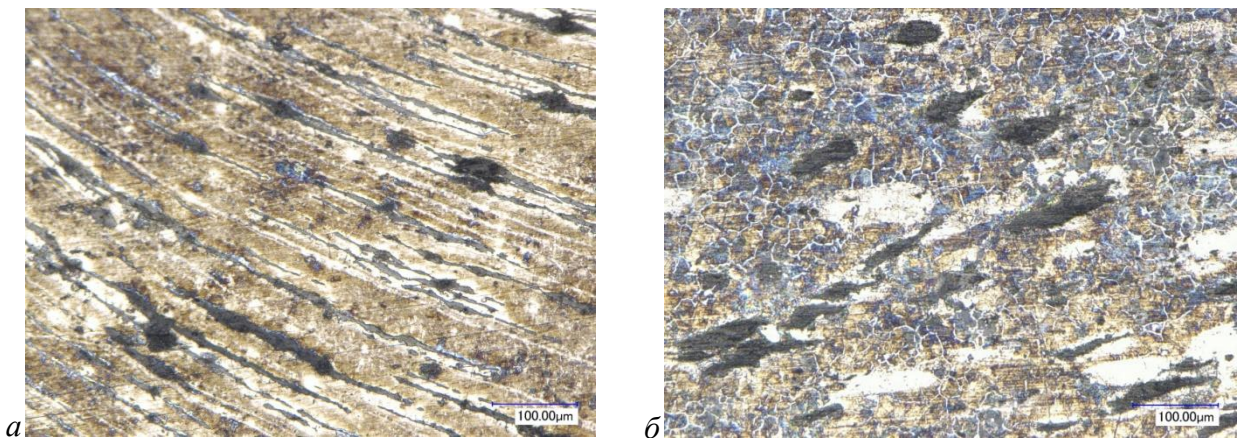


Рисунок 6 – Микроструктуры чугуна с шаровидным графитом по торцу слоя фланца №2: *а* – зона 1 (точка 1); *б* – зона 2 (точка 4) (× 500)

Образец №3

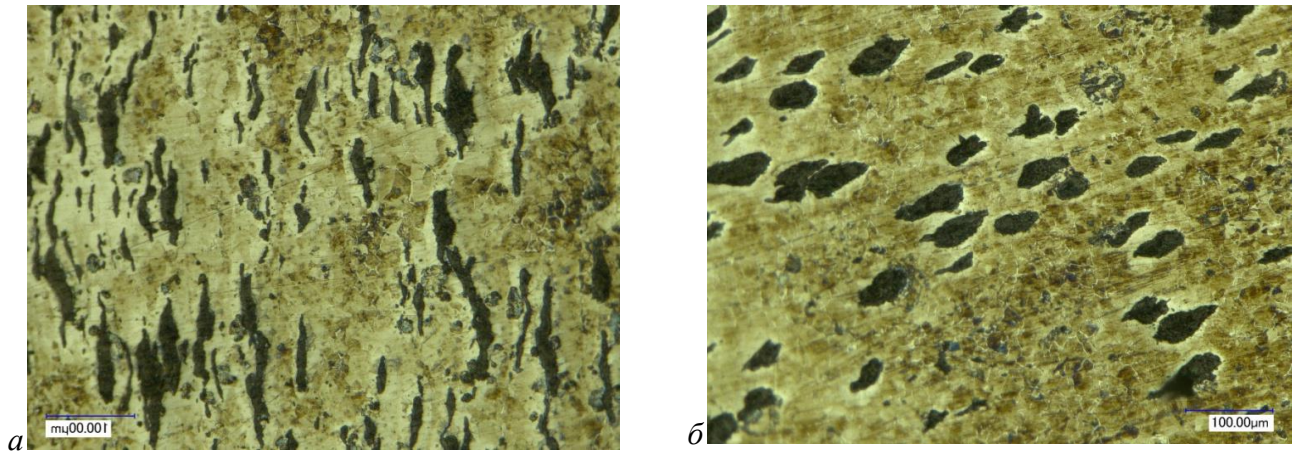


Рисунок.7 – Микроструктуры чугуна с шаровидным графитом на плоскости слоя фланца №3: *a* – зона 1 (точка 1); *б* – зона 1 (точка 4) ($\times 500$)

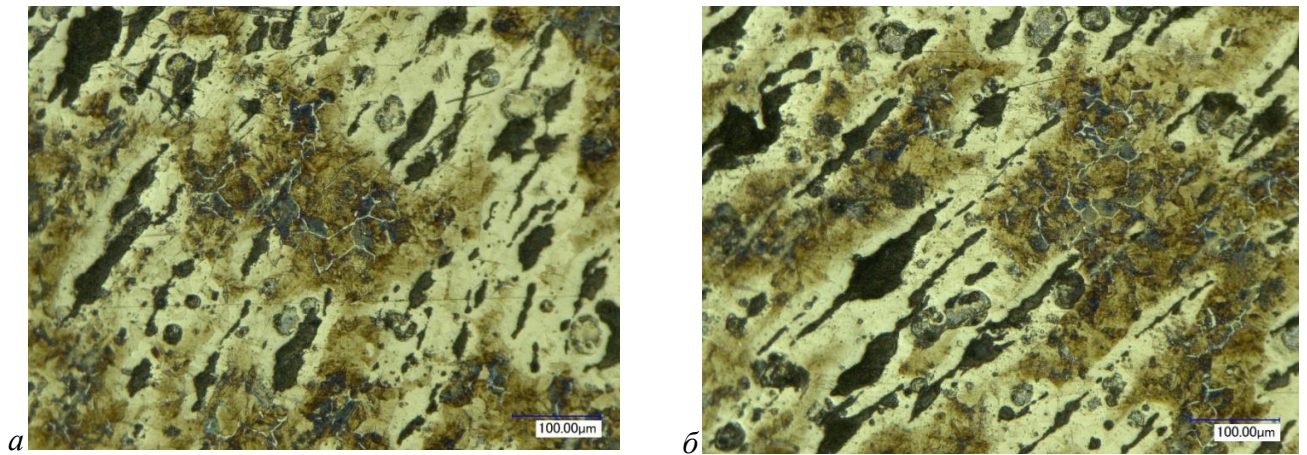


Рисунок 8 – Микроструктуры чугуна с шаровидным графитом на плоскости слоя фланца №3: *a* – зона 4 (точка 1); *б* – зона 4 (точка 2) ($\times 500$)

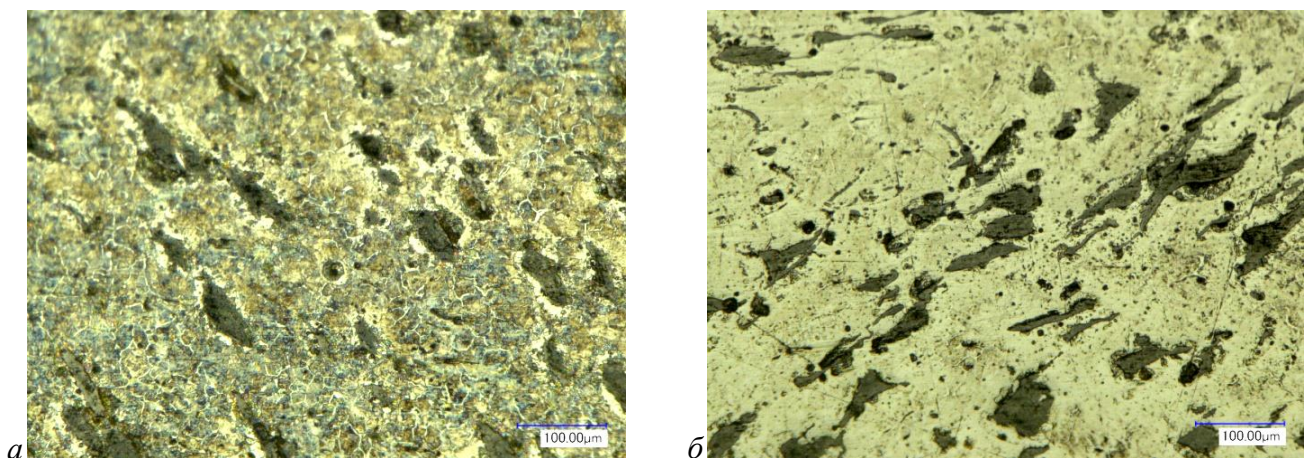


Рисунок 9 – Микроструктуры чугуна с шаровидным графитом по торцу слоя фланца №3: *a* – зона 1 (точка 1); *б* – зона 4 (точка 4) ($\times 500$)

Образец №5

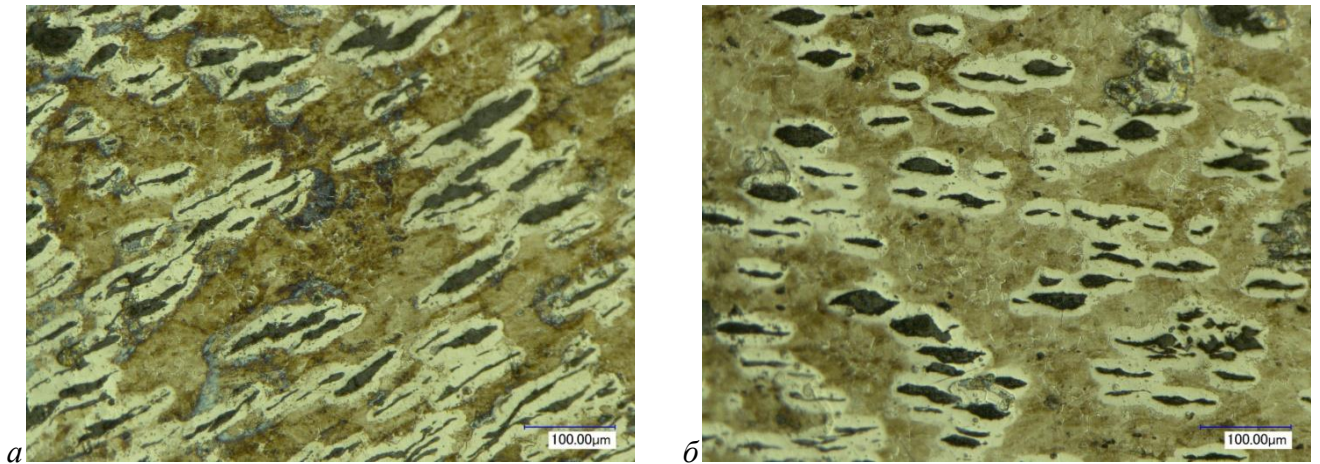


Рисунок 10 – Микроструктуры чугуна с шаровидным графитом на плоскости слоя фланца №5: *а* – зона 1 (точка 1); *б* – зона 1 (точка 3) ($\times 500$)

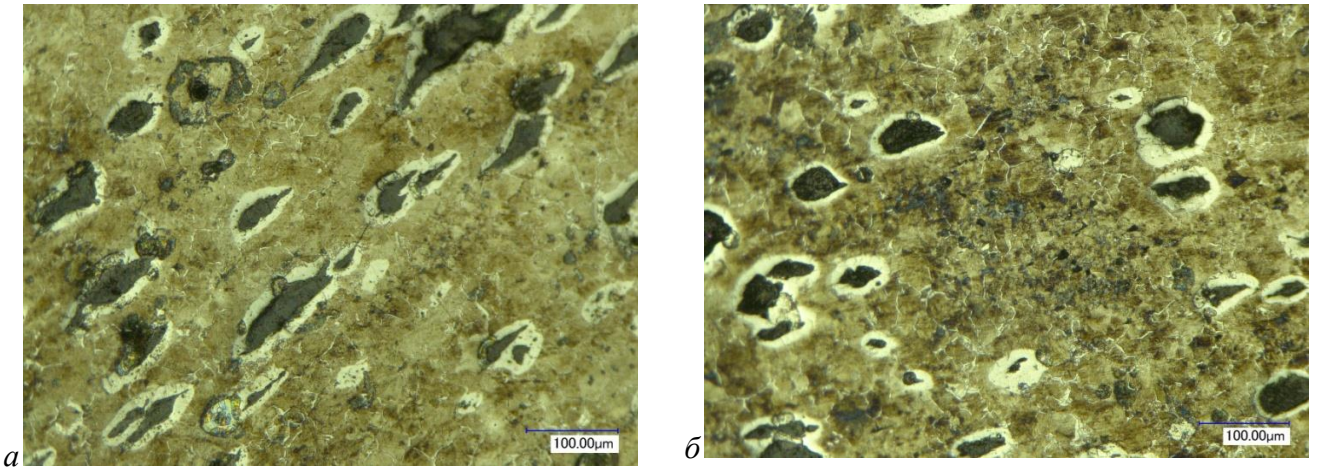


Рисунок 11 – Микроструктуры чугуна с шаровидным графитом на плоскости слоя фланца №5: *а* – зона 3 (точка 1); *б* – зона 3 (точка 3) ($\times 500$)

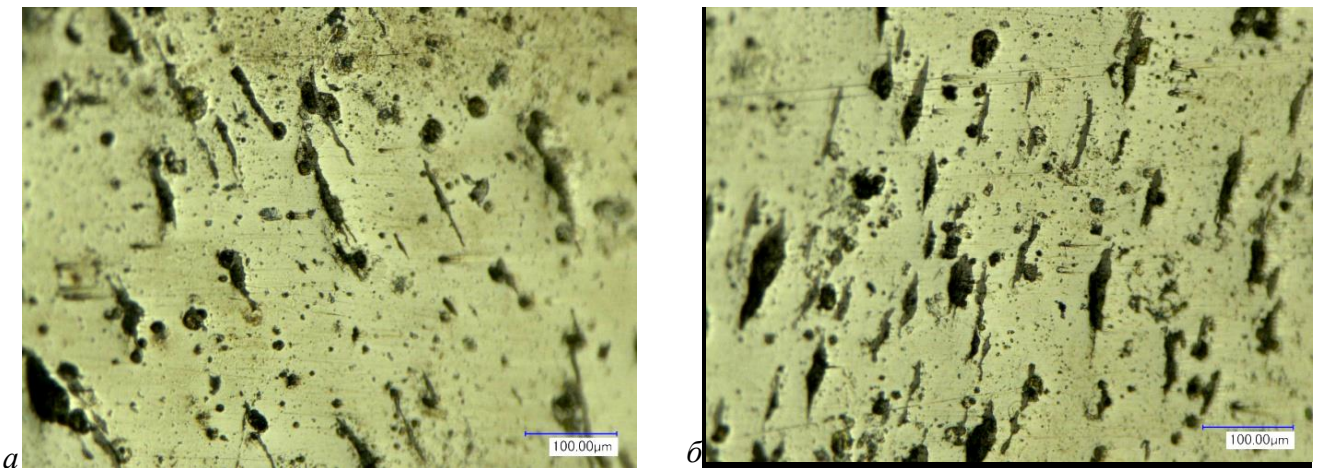


Рисунок 12 – Микроструктуры чугуна с шаровидным графитом по торцу слоя фланца №5: *а* – зона 1 (точка 1); *б* – зона 3 (точка 1) ($\times 500$)

Образец №7

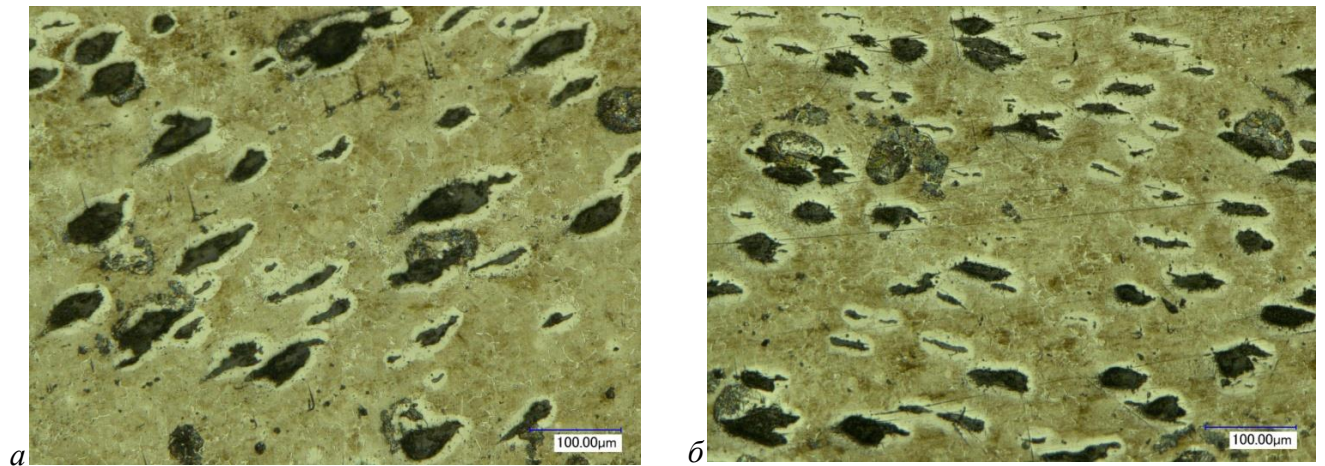


Рисунок 13 – Микроструктуры чугуна с шаровидным графитом на плоскости слоя фланца №7: *а* – зона 1 (точка 1); *б* – зона 1 (точка 3) ($\times 500$)

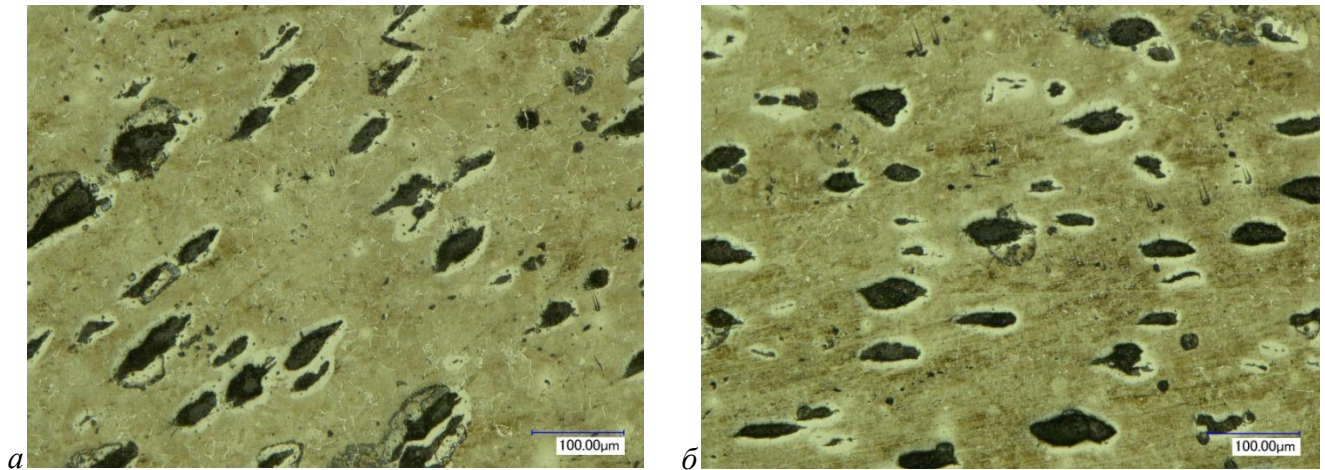


Рисунок 14 – Микроструктуры чугуна с шаровидным графитом на плоскости слоя фланца №7: *а* – зона 3 (точка 1); *б* – зона 3 (точка 3) ($\times 500$)

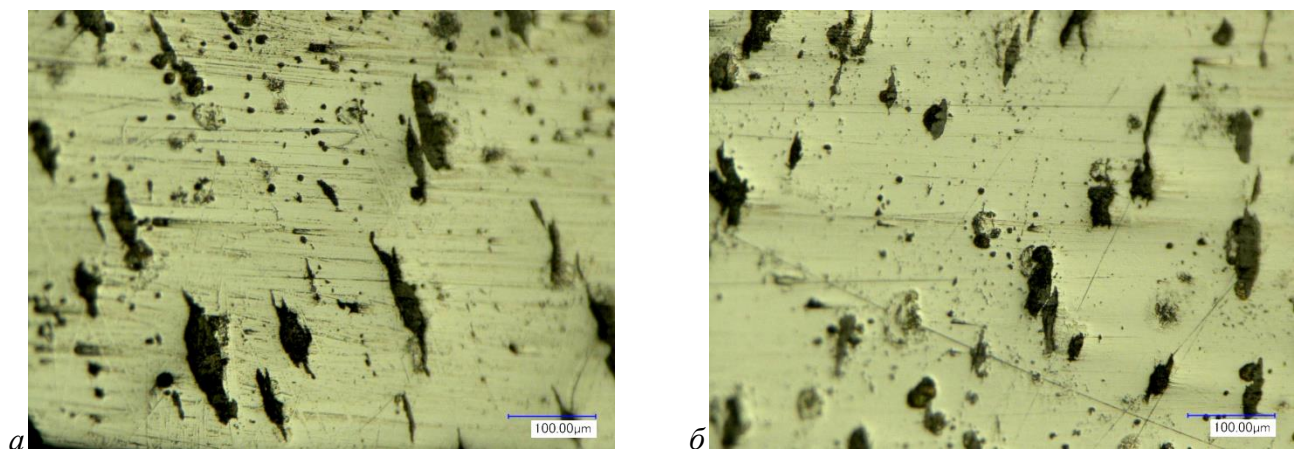


Рисунок 15 – Микроструктуры чугуна с шаровидным графитом по торцу слоя фланца №7: *а* – зона 1 (точка 1); *б* – зона 3 (точка 1) ($\times 500$)

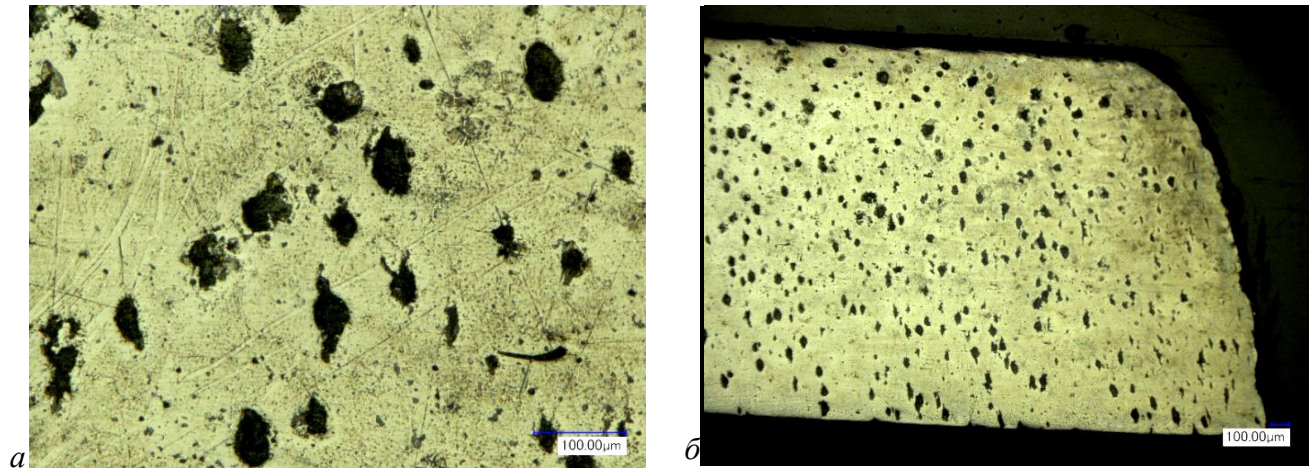
Образец №8

Рисунок 16 – Микроструктуры чугуна с шаровидным графитом по торцу
слоя фланца №8: *a* – зона 1 (точка 1); *б* – зона 3 (точка 1) ($\times 500$)

ПРИЛОЖЕНИЕ 7

Авторские свидетельства и акты внедрения

35рх4 *Копия*
За использование
выплачено 87М



СОЮЗ СОВЕТСКИХ СОЦИАЛИСТИЧЕСКИХ РЕСПУБЛИК

ГОСУДАРСТВЕННЫЙ КОМИТЕТ СССР
ПО ДЕЛАМ ИЗОБРЕТЕНИЙ И ОТКРЫТИЙ

АВТОРСКОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО

№ 1194141

На основании полномочий, предоставленных Правительством СССР, Государственный комитет СССР по делам изобретений и открытий выдал настоящее авторское свидетельство на изобретение:

"Устройство для испытания образцов на двухосное растяжение"

Автор (авторы): **Золотов Михаил Алексеевич, Ольман Геня Вениаминович, Скуднов Вениамин Аркадьевич и Галкин Владимир Викторович**

Заявитель:

Заявка № **3718886** Приоритет изобретения **28 марта 1984г.**
Зарегистрировано в Государственном реестре изобретений СССР

22 июля 1985г.
Действие авторского свидетельства распространяется на всю территорию Союза ССР.

Председатель Комитета *А.В. Сидоров*

Начальник отдела *В.М. Сидоров*



МПФ Гознака. 1979. Зак. 79-3083.

Толкин В. В.



СОЮЗ СОВЕТСКИХ СОЦИАЛИСТИЧЕСКИХ РЕСПУБЛИК

ГОСУДАРСТВЕННЫЙ КОМИТЕТ СССР
ПО ДЕЛАМ ИЗОБРЕТЕНИЙ И ОТКРЫТИЙ**АВТОРСКОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО**

№ 1299264

На основании полномочий, предоставленных Правительством СССР,
Государственный комитет СССР по делам изобретений и открытий
выдал настоящее авторское свидетельство на изобретение:
**"Устройство для испытания образцов на двухосное
растяжение"**

Автор (авторы): **Золотов Михаил Алексеевич, Скуднов
Вениамин Аркадьевич и Галкин Владимир Викторович**

Заявитель:

Заявка № 3765724 Приоритет изобретения 28 июня 1984г.

Зарегистрировано в Государственном реестре
изобретений СССР

22 ноября 1986г.

Действие авторского свидетельства распро-
страняется на всю территорию Союза ССР.

Председатель Комитета

Начальник отдела





СОЮЗ СОВЕТСКИХ СОЦИАЛИСТИЧЕСКИХ РЕСПУБЛИК
 ГОСУДАРСТВЕННЫЙ КОМИТЕТ ПО ИЗОБРЕТЕНИЯМ И ОТКРЫТИЯМ
 ПРИ ГОСУДАРСТВЕННОМ КОМИТЕТЕ СССР ПО НАУКЕ И ТЕХНИКЕ
 (ГОСКОМИЗОБРЕТЕНИЙ)

АВТОРСКОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО

№ 1517213

На основании полномочий, предоставленных Правительством СССР, Госкомизобретений выдал настоящее авторское свидетельство на изобретение:

"Штамп для вытяжки с нагревом"

Автор (авторы): Золотов Михаил Алексеевич, Шевченко Михаил Платонович, Галкин Владимир Викторович, Гребнев Вячеслав Владимирович и Цуканов Андрей Алексеевич

Заявитель:

Заявка № 4385169 Приоритет изобретения 19 января 1988г.

Зарегистрировано в Государственном реестре изобретений СССР

22 июня 1989г.

Действие авторского свидетельства распространяется на всю территорию Союза ССР.



Председатель Комитета

Начальник отдела

С.А. Золотов
Золотов



СОЮЗ СОВЕТСКИХ СОЦИАЛИСТИЧЕСКИХ РЕСПУБЛИК
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ КОМИТЕТ ПО ИЗОБРЕТЕНИЯМ И ОТКРЫТИЯМ
ПРИ ГОСУДАРСТВЕННОМ КОМИТЕТЕ СССР ПО НАУКЕ И ТЕХНИКЕ
(ГОСКОМИЗОБРЕТЕНИЙ)

АВТОРСКОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО

№ ИВ14234

На основании полномочий, предоставленных Правительством СССР, Госкомизобретений выдал настоящее авторское свидетельство на изобретение:

"Способ изготовления панели"

Автор (авторы): Галкин Владимир Викторович и другие,
указанные в описании

Заявитель: НИЖЕГОРОДСКИЙ ФИЛИАЛ ИНСТИТУТА МАШИНОВЕДЕНИЯ
ИМ. А. А. БЛАГОНРАВОВА

Заявка № 4900289 Приоритет изобретения 8 января 1991 г.
Зарегистрировано в Государственном реестре изобретений СССР

II октября 1992 г.
Действие авторского свидетельства распространяется на всю территорию Союза ССР.

Председатель Комитета

Начальник отдела

Рассет
Зинин

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



СВИДЕТЕЛЬСТВО

о государственной регистрации программы для ЭВМ

№ 2014613502

**«Определение величины зерна для количественной оценки
холоднодеформированного состояния сталей и сплавов»**

Правообладатель: *федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего профессионального
образования «Нижегородский государственный технический
университет им. Р.Е. Алексеева» (RU)*

Авторы: *см. на обороте*

Заявка № **2014610743**

Дата поступления **04 февраля 2014 г.**

Дата государственной регистрации

в Реестре программ для ЭВМ **27 марта 2014 г.**



*Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности*

Б.П. Симонов

Авторы: *Манцеров Сергей Александрович (RU), Вилков Николай Николаевич (RU), Галкин Владимир Викторович (RU), Терещенко Елена Григорьевна (RU), Дербенев Андрей Анатольевич (RU), Кошелев Александр Викторович (RU)*

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ

**СВИДЕТЕЛЬСТВО**

о государственной регистрации программы для ЭВМ

№ 2015611190**«Определение величины зерна для оценки степени рекристаллизации горячедеформированных сталей и сплавов»**

Правообладатель: *федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева» (RU)*

Авторы: *см. на обороте*

Заявка № **2014662663**

Дата поступления **09 декабря 2014 г.**

Дата государственной регистрации

в Реестре программ для ЭВМ **26 января 2015 г.**

*Врио руководителя Федеральной службы
по интеллектуальной собственности*

Л.Л. Кирий



Авторы: *Манцеров Сергей Александрович (RU), Хадеев Ренат Габдулфатович (RU), Галкин Владимир Викторович (RU), Терещенко Елена Григорьевна (RU), Дербенев Андрей Анатольевич (RU), Пачурин Виктор Германович (RU)*

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2619480

Способ прогнозирования циклической долговечности
металлов

Патентообладатель: *федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева" (НГТУ) (RU)*

Авторы: *Пачурин Виктор Германович (RU), Галкин Владимир Викторович (RU), Пачурин Герман Васильевич (RU), Филиппов Алексей Александрович (RU)*

Заявка № 2016117940

Приоритет изобретения 10 мая 2016 г.

Дата государственной регистрации в
Государственном реестре изобретений
Российской Федерации 16 мая 2017 г.Срок действия исключительного права
на изобретение истекает 10 мая 2036 г.

Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

 Г.П. Ивлиев


РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



СВИДЕТЕЛЬСТВО

о государственной регистрации программы для ЭВМ

№ 2021614913

Программное обеспечение анализа структурно-механических характеристик металлических материалов при многоэтапном пластическом деформировании

Правообладатель: *федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева» (НГТУ) (RU)*

Авторы: *Манцеров Сергей Александрович (RU), Дудников Дмитрий Олегович (RU), Огуцов Никита Алексеевич (RU), Галкин Владимир Викторович (RU), Гаврилов Геннадий Николаевич (RU)*

Заявка № 2021613777

Дата поступления 24 марта 2021 г.

Дата государственной регистрации

в Реестре программ для ЭВМ 31 марта 2021 г.



Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

Г.П. Ивлиев



Министерство высшего и среднего специального образования РСФСР
ГОРЬКОВСКИЙ ОРДЕНА ТРУДОВОГО КРАСНОГО ЗНАМЕНИ
ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ имени А. А. ЖДАНОВА

**УСТРОЙСТВО ДЛЯ ИСПЫТАНИЯ ОБРАЗЦОВ ЛИСТОВОГО МЕТАЛЛА
НА ДВУХОСНОЕ РАСТЯЖЕНИЕ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ**



ГОРЬКИИ 1987

Устройство предназначено для испытания высокопрочных нержавеющей сталей, титановых сплавов и других металлов методом гидростатического вынуживания для определения ресурса технологической пластичности штампуемого материала или его работоспособности в конструкциях тонкостенных сосудов высокого давления и емкостях с агрессивными средами.

В конструкции устройства отсутствуют насосы, узлы и трубопроводы для подачи рабочей среды под давлением, т. е. силовое устройство и деформирующая среда расположены внутри изотермической камеры с регулируемой температурой.

Устройство позволяет проводить испытания при соответствующих реальных условиях эксплуатации изделий в широком диапазоне нагрузок, температур и скоростей деформирования.

Применение устройства обеспечивает:

- расширение технологических возможностей универсальных разрывных испытательных машин за счет осуществления предлагаемого вида испытаний;
- расширение диапазона реализуемых температур, скоростей деформации;
- значительную экономию средств за счет снижения металлоемкости и исключения из конструкции насосов, узлов и трубопроводов для подачи рабочей среды к испытываемому образцу;
- безопасность, надежность, высокую производительность;
- простоту конструкции устройства.

ТЕХНИЧЕСКАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА

Показатели	Единицы измерения	Известный прибор МГЛ-10Г-1	Предлагаемое устройство
1. Диапазон применяемых нагрузок	т.с.	0—10	0—50
2. Диапазон скоростей деформирования	мм/мин	5—20	0,005—1000
3. Диапазон рабочих температур	°С	20	20—1200 и более
4. Толщина испытываемых образцов	мм	0,1—2	0,1—3
5. Погрешность показаний эл-измерителя	%	± 5	± 2
6. Запись показаний		визуально	автоматически

Устройство дешево, надежно, компактно, легко вписывается в рабочее пространство прессы или разрывной испытательной машины, высокопроизводительно.

Авторы: Скуднов В. А., Золотов М. А., Ольман Г. В., Галкин В. В., Чиженков Н. Г.



УТВЕРЖДАЮ:
 Главный конструктор
 Братухин А.В.

АКТ ПРОМЫШЛЕННОГО ВНЕДРЕНИЯ РАЗРАБОТКИ

Настоящим подтверждается факт внедрения в условиях предприятия АО «Нормаль» г. Н. Новгород разработок Нижегородского государственного технического университета им. Р.Е. Алексеева, направленных на усовершенствование структуры технологического проектирования и оптимизацию изготовления крепежных изделий из высокопрочных сталей и сплавов.

Научные результаты, полученные лично Галкиным В.В., включили в себя установление закономерностей изменения структуры и дефектности сталей ферритно-перлитного класса 14X17H2, 16XCH в условиях холодной многопереходной объемной деформации. По результатам структурно-механических исследований построены обобщенные кривые деформационного упрочнения материалов, которые позволили определить их деформационное упрочнение в условиях многопереходного холодного нагружения и дать оценку виду износа формообразующих элементов технологической оснастки.

При непосредственном руководстве доцента, к.т.н. Галкина В.В. были выполнены следующие разработки.

1. Усовершенствована структура технологического проектирования процессов многопереходной холодной обработки, выразившаяся во введении обязательного этапа по переходной оценке деформированного состояния материала с учетом его пространственной неоднородности и использовании информационного обеспечения в виде обобщенных кривых деформационного упрочнения.
2. Разработан способ исследования причин и определения вида износа формообразующих элементов технологической оснастки при холодной высадке крепежных изделий. Методика исследования основана на выполнении двух этапов математического моделирования.

На первом этапе моделирования, с применением обобщенных кривых деформационного упрочнения используемых материалов, определяется напряженное состояние деформируемой заготовки на поверхности контакта с инструментом.

На втором этапе полученные значения задаются в виде нагрузки на инструмент, результатом которого является величина и распределение напряжений в его объеме.

Апробация способа была проведена при определении причин низкой стойкости пуансонов при выдавливании крестообразного шлица в винтах с потайной головкой из сталей 14X17H2 и 16XCH.

3. В результате внедрения разработок на предприятии были уточнены технологические режимы деформирования сталей ферритно-перлитного класса 14X17H2, 16XCH и определены направления оптимизации технологии изготовления формообразующего инструмента при выдавливании крестообразного шлица в винтах с потайной головкой.

Главный технолог

В.И. Заикин



603035, Нижний Новгород Чаадаева 1 литер УУ

СОВИНТЕХ-АВТО

Телефон/факс: (831) 2721733
e-mail: sit-avto@mail.ru

современные промышленные технологии

Исх. № _____ от « _____ » _____ 2021 г.



УТВЕРЖДАЮ:

Директор ООО «Совинтех-Авто»
В.В.Соколов

« 19 » _____ 2021 г.

АКТ ПРОМЫШЛЕННОГО ВНЕДРЕНИЯ РАЗРАБОТКИ

Настоящим подтверждается факт внедрения в условиях предприятия ГК СОВИНТЕХ разработок Нижегородского государственного технического университета им. Р.Е. Алексеева, направленных на оптимизацию условий горячего деформирования заготовок изделий, работающих в условиях усталостного нагружения.

Научные результаты, полученные под непосредственным руководством доцента Галкина В.В. и при участии инженера В.Г. Пачурина, включили установление изменений структурно-механических характеристик листового и объемного материалов в условиях холодного и горячего деформирования, а также и их влияния на параметры сопротивления усталостному разрушению. Результаты позволили выявить структурный параметр – величину зерна, как контролирующую характеристику, влияющую на сопротивление усталости горячедеформированного материала.

Были выполнены следующие разработки.

1. Проведены усталостные испытания и структурно-механические исследования деформированных материалов:
 - полосовой заготовки из стали 50ХГФА, прокатанной на клиновой профиль при температуре 1200 °С;
 - тонколистовых гофрированных панелей из стали 12Х17Г9АН4, формованных за несколько переходов в горячем состоянии на молоте в металлическом штампе и в холодном состоянии за один переход на гидравлическом прессе эластичной средой в контейнере.

На основании анализа результатов усталостных испытаний и изменения структурно-механических показателей выявлен структурный параметр –

величина зерна, как основная характеристика, влияющая на циклическую долговечность горячедеформированных материалов.

2. Разработан способ прогнозирования сопротивления усталости горячедеформированных материалов, основанный на определении структурного параметра – величины зерна, как контролирующей характеристики. Установлено, что наименьшее сопротивление усталости соответствует интервалу критических степеней деформации, при которых происходит интенсивный рост зерна. Достоверность разработанного способа подтверждена патентом // Патент RU 2 619 480 C1, мпкG 01N 3/32 (2006.01), заявка № 2016117949 от 10.05.2016 г, зарегистрировано 16.05.17 г.

В результате внедрения разработок на предприятии, для изготовления заготовок изделий, работающих в условиях усталостного нагружения, уточнены технологические режимы горячего деформирования.

Главный технолог



А. А. Воронов



УТВЕРЖДАЮ

Технический директор

АВЗ «Сокол» - филиала АО «РСК «МиГ»

Н.А. Витов

«21» апреля 2022 г.

АКТ

внедрения в производство научных результатов,
полученных Галкиным Владимиром Викторовичем в разделе
диссертационной работы по теме

«Научно-технологическая концепция формирования механических свойств деформированных металлических сплавов в условиях сложного нагружения на основе поэтапного анализа структурного состояния»

Настоящим подтверждается факт внедрения в условиях Нижегородского авиастроительного завода «Сокол» - филиала АО «Российская самолетостроительная корпорация «МиГ» разработок Нижегородского государственного технического университета им. Р.Е. Алексеева, направленных на расширение номенклатуры и оптимизации изготовления листовых изделий из титановых сплавов.

Научные результаты, полученные лично Галкиным В.В с 1989 г., включают в себя установление закономерностей изменения структуры и дефектности деформированных листовых титановых сплавов ОТ4-1, ВТ6С, ВТ13 и ВТ20 в условиях теплой и горячей деформации и жестких схем нагружения. По результатам структурно-механических исследований построены температурно-скоростные зависимости предельной деформации для одноосного и двухосного растяжения в интервале температур (20÷900) °С и скоростей деформации (10⁻¹÷10⁻³) с⁻¹. Полученные результаты позволили определить оптимальные режимы деформирования титановых сплавов и разработать оригинальные технологии.

Под непосредственным руководством доцента, к.т.н. Галкина В.В. были выполнены следующие разработки.

1. Разработана технология глубокой вытяжки цилиндрических изделий типа «баллон» с электроконтактным нагревом инструмента и заготовки. Неравномерный нагрев инструмента выполнялся в интервале температур,

выявленных автором при диссертационных исследованиях. Внедрение технологии на уровне опытного производства подтверждено изготовлением партии изделий из тонколистовых заготовок толщиной $0,5 \div 3$ мм титановых сплавов ОТ4-1, ВТ6С, ВТ20 и авторским свидетельством, с участием руководителей производства, на конструкцию штампа для вытяжки с электроконтактным нагревом (Авторское свидетельство № 1517213, МКИ³ G 01N 3/10 от 22.06.1989 г.).

2. Разработана технология газокompрессионной формовки листовых гофрированных панелей в изотермических условиях с применением керамических штампов. Режимы деформирования основаны на использовании температурно-скоростных зависимостей предельной деформации титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6С, полученных автором в ходе диссертационных исследований. Опробование способа подтверждено изготовлением опытных партии изделий и авторским свидетельством с участием руководителей производства (Авторское свидетельство № 1814234, МКИ³ G 01N 3/10 от 22.06.1989г.).


3. Разработаны практические рекомендации по уточнению температурно-скоростных режимов деформирования сплава и коэффициента предельной вытяжки изделий типа «полусфера» из толстолистовой заготовки толщиной 4 мм титанового сплава ВТ13.

В результате внедрения на предприятии расширена номенклатура потенциальных изделий, уточнены технологические режимы деформирования титановых сплавов и оптимизирована конструкция технологической оснастки.

Ожидаемый годовой экономический эффект от внедрения составляет 420 тыс. руб. в год.

Акт внедрения не является документом денежного расчета.

И.о. Главного технолога



И.А. Шоронов

УТВЕРЖДАЮ:

Генеральный директор ООО «Метмаш»

Тихомиров А.Д.



АКТ ПРОМЫШЛЕННОГО ВНЕДРЕНИЯ

в производство научных результатов, полученных
Галкиным Владимиром Викторовичем
в диссертационной работе по теме
"Научно-технологическая концепция формирования механических свойств
деформированных металлических сплавов в условиях сложного нагружения
на основе поэтапного анализа структурного состояния"

Настоящим подтверждается факт внедрения в условиях предприятия
ООО «Метмаш» г. Бор Нижегородской области разработок Нижегородского
государственного технического университета им. Р.Е. Алексева.

Научные результаты, полученные лично доцентом, к.т.н. Галкиным В.В.,
включают в себя установление закономерностей рекристаллизации
нержавеющих сталей при горячем объемном дробном деформировании.

По результатам структурно-механических исследований построены
зависимости динамической и собирательной рекристаллизации от
накопленной степени деформации, в частности для стали X18H10T.

Полученные результаты позволили определить оптимальные режимы
деформирования сталей аустенитного класса, тем самым усовершенствовать
технологии изготовления кованных поковок

В результате внедрения на предприятии была расширена номенклатура
потенциальных изделий, уточнены технологические режимы
деформирования сталей аустенитного класса и оптимизирована конструкция
технологической оснастки.

Ожидаемый годовой экономический эффект от внедрения составляет
400 тыс. руб. в год.

Акт внедрения не является документом денежного расчета.

Начальник бюро КПП

Токарева Л.А.

УТВЕРЖДАЮ



Генеральный директор

АО «ПО «Горизонт»

Ю.Н. Волков

2022г.

АКТ ПРОМЫШЛЕННОГО ВНЕДРЕНИЯ

в производство научных результатов, полученных
Галкиным Владимиром Викторовичем
в диссертационной работе по теме
"Научно-технологическая концепция формирования механических свойств деформированных металлических сплавов в условиях сложного нагружения на основе поэтапного анализа структурного состояния"

Настоящим подтверждается факт внедрения в условиях предприятия «АО ПО «Горизонт» г. Тумботино Нижегородской области разработок Нижегородского государственного технического университета им. Р.Е. Алексеева.

Научные результаты, полученные лично доцентом, к.т.н. Галкиным В.В., включают в себя установление закономерностей рекристаллизации конструкционных углеродистых сталей при горячем объемном дробном деформировании.

По результатам структурно-механических исследований построены зависимости динамической и собирательной рекристаллизации от накопленной степени деформации, в частности для стали 45.

Полученные результаты позволили определить оптимальные режимы деформирования конструкционных углеродистых сталей, тем самым усовершенствовать технологии изготовления из указанных материалов штампованных поковок.

В результате внедрения на предприятии была расширена номенклатура потенциальных изделий, уточнены технологические режимы деформирования конструкционных углеродистых сталей.

Ожидаемый годовой экономический эффект от внедрения составляет 200 тыс. руб. в год.

Акт внедрения не является документом денежного расчета.

Главный технолог

А.П. Нефедов