

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

На правах рукописи

Соколов Павел Юрьевич

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ  
КРУПНОГАБАРИТНЫХ ТИТАНОВЫХ КОЛЕЦ, ПОЛУЧЕННЫХ  
МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ

Специальность  
2.6.4 – Обработка металлов давлением

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель  
к.т.н., доцент Алещенко А. С.

Москва – 2026

## СОДЕРЖАНИЕ

|                                                                                                                  |    |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| ВВЕДЕНИЕ .....                                                                                                   | 4  |
| 1 Аналитический обзор литературы .....                                                                           | 8  |
| 1.1 Титановые сплавы .....                                                                                       | 8  |
| 1.2 Способы изготовления кольцевых изделий .....                                                                 | 10 |
| 1.2.1 Предлагаемая технология изготовления крупногабаритных колец .....                                          | 12 |
| 1.3 Процесс раскатки кольцевых заготовок .....                                                                   | 13 |
| 1.3.1 Методики расчёта энергосиловых параметров при раскатке колец .....                                         | 15 |
| 1.4 Аддитивные технологии .....                                                                                  | 18 |
| 1.4.1 Прямое лазерное выращивание .....                                                                          | 19 |
| 1.4.2 Постобработка изделий, полученных аддитивным производством .....                                           | 21 |
| 1.5 Сопротивление деформации титанового сплава ВТ6 .....                                                         | 23 |
| 2 Исследование влияния параметров процесса ПЛВ на структуру и свойства сплава ВТ6 .....                          | 28 |
| 2.1 Влияние фракционного состава металлопорошковых композиций на свойства изделий полученных методом ПЛВ .....   | 28 |
| 2.2 Влияние параметров ПЛВ на шероховатость поверхности выращенного изделия .....                                | 32 |
| 2.3 Влияние режимов ПЛВ на структуру сплава ВТ6 .....                                                            | 36 |
| 2.4 Анализ количества дефектов методом компьютерной томографии .....                                             | 48 |
| 3 Исследование влияния постобработки на структуру и свойства изделий из сплава ВТ6, полученных методом ПЛВ ..... | 50 |
| 3.1 Исследование металлопорошковой композиции сплава ВТ6 .....                                                   | 50 |
| 3.2 Получение заготовки для исследований методом ПЛВ .....                                                       | 51 |
| 3.3 Оборудование и технология постобработки .....                                                                | 53 |
| 3.4 Результаты измерения плотности .....                                                                         | 53 |
| 3.5 Результаты металлографического исследования и механических испытаний .....                                   | 54 |
| 4 Исследование влияния горячей прокатки на структуру и свойства сплава ВТ6, полученного методом ПЛВ .....        | 58 |
| 4.1 Горячая продольная прокатка на стане ДУО 210 .....                                                           | 58 |
| 4.2 Исследование микроструктуры после горячей прокатки .....                                                     | 62 |
| 4.3 Механические свойства .....                                                                                  | 66 |
| 5 Моделирование процессов производства крупногабаритного кольца .....                                            | 69 |
| 5.1 Анализ геометрии крупногабаритной заготовки кольца .....                                                     | 69 |
| 5.2 Моделирование процесса продольной прокатки .....                                                             | 72 |
| 5.2.1 Построение плоского разрывного КВ-поля скоростей .....                                                     | 73 |

|                                                                     |     |
|---------------------------------------------------------------------|-----|
| 5.2.2 Моделирование процесса продольной прокатки в QForm .....      | 75  |
| 5.3 Анализ геометрии поперечного сечения заготовки кольца .....     | 77  |
| 5.4 Моделирование раскатки кольцевой заготовки .....                | 87  |
| 5.5 Физическое моделирование процесса прокатки сектора кольца ..... | 91  |
| ВЫВОДЫ .....                                                        | 96  |
| СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ .....                              | 97  |
| ПРИЛОЖЕНИЕ А Текст программы на языке VBA .....                     | 103 |
| ПРИЛОЖЕНИЕ Б Акт внедрения в учебный процесс .....                  | 104 |
| ПРИЛОЖЕНИЕ В Акт внедрения в производство .....                     | 105 |

# ВВЕДЕНИЕ

## **Актуальность темы исследования**

Титановые сплавы широко применяются в машиностроении, и, в частности, в самолётостроении. Крупногабаритные кольца из титанового сплава ВТ6 являются конструктивным элементом корпуса газотурбинных двигателей (ГТД), к которым предъявляют высокие требования по структуре и уровню механических свойств. Традиционная технология изготовления таких изделий содержит большое число технологических операций и обладает низким коэффициентом использования металла.

Исключение трудоёмких процессов изготовления и передела заготовки кольца, путём их замены на метод прямого лазерного выращивания (ПЛВ), для получения профиля поперечного сечения близкого к геометрии готового изделия, позволит увеличить производительность технологического процесса изготовления крупногабаритных колец, а также увеличить коэффициент использования металла и расширить сортамент мелкосерийного производства. При этом, для достижения высоких эксплуатационных характеристик, необходимо обеспечить выполнение операций постобработки заготовки, полученной методом прямого лазерного выращивания.

## **Цель и задачи работы**

Целью диссертационной работы является исследование влияния параметров пластической деформации, обеспечивающих требуемый уровень механических свойств крупногабаритных изделий из титанового сплава ВТ6, полученных методом прямого лазерного выращивания.

Для выполнения поставленной цели решаются следующие задачи:

1. Разработать рациональный режим прямого лазерного выращивания заготовок из титанового сплава ВТ6, обеспечивающий производительность процесса более 1 кг/ч.
2. Исследовать влияние процессов постобработки на плотность и механические свойства изделий из сплава ВТ6, полученных методом ПЛВ.
3. Определить характер изменения структуры и свойств изделий из титанового сплава ВТ6, полученных методом ПЛВ, под действием горячей деформационной обработки;
4. Разработать профиль поперечного сечения заготовки крупногабаритного кольца, изготавливаемого методом прямого лазерного выращивания, с возможностью последующей раскатки для достижения требуемого уровня эксплуатационных свойств и увеличения коэффициента использования металла.



### **Научная новизна работы**

1. Разработан новый технологический процесс производства крупногабаритных колец, с использованием аддитивных технологий и радиально-осевой раскатки.
2. Определена минимальная степень пластической деформации 10 %, достаточная для улучшения комплекса механических свойств титанового сплава ВТ6, полученного методом ПЛВ.
3. Разработана методика выбора профиля поперечного сечения заготовки кольца, с использованием программного комплекса QForm.

### **Практическая значимость работы**

1. Разработан режим прямого лазерного выращивания титанового сплава ВТ6, обеспечивающий производительность не менее 1 кг/ч и минимальное количество дефектов или их отсутствие.
2. Разработан процесс постобработки после ПЛВ, обеспечивающий увеличение плотности сплава ВТ6 и улучшение комплекса механических свойств.
3. Определены технологические параметры процесса радиально-осевой раскатки крупногабаритных колец диаметром 2065 мм из титанового сплава ВТ6.
4. Выбран профиль поперечного сечения заготовки кольца, подходящий для аддитивного производства и последующей радиально-осевой раскатки на гладких валках кольцевого прокатного станка, обеспечивающий повышение коэффициента использования металла.

### **Методы исследования**

Экспериментальные исследования процесса прямого лазерного выращивания осуществляли на базе института лазерных и сварочных технологий (ИЛИСТ) СПбГМТУ. Установка ПЛВ оснащена волоконным лазером ЛС-5 с лазерной головкой D30 Wobble Module, шестиосевым роботом-манипулятором с наклонно-поворотным позиционером и трёхструйным соплом. Горячую прокатку выполняли на лабораторном двухвалковом стане ДУО 210. Электрическую камерную печь типа СНОЛ использовали для нагрева перед прокаткой и термообработки. Исследования микроструктуры полученных образцов проводили на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA LMN с системой рентгеновского энергодисперсионного микроанализа Oxford Instruments Advanced AZtecEnergy. Механические испытания образцов выполняли на универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z250. Моделирование процессов прокатки и раскатки осуществляли методом конечных элементов в программном комплексе QForm.

### **Достоверность полученных результатов**

Достоверность полученных научных результатов подтверждается применением экспериментальных и теоретических методов исследования, современного оборудования и вычислительных систем для компьютерного моделирования. Сопоставление полученных результатов подтвердило их адекватность.

### **Основные положения, выносимые на защиту**

1. Предложен новый технологический процесс радиально-осевой раскатки крупногабаритных колец из титанового сплава ВТ6, полученных методом прямого лазерного выращивания.
2. Результаты экспериментальных исследований процесса горячей прокатки изделий из сплава ВТ6, полученных методом ПЛВ.
3. Методика выбора профиля поперечного сечения кольцевой заготовки, полученной методом прямого лазерного выращивания, для радиально-осевой раскатки на гладких валках.
4. Технологические режимы радиально-осевой раскатки крупногабаритных кольцевых заготовок из титанового сплава ВТ6.

### **Личный вклад**

Личный вклад автора состоит в постановке цели и задач исследования, в получении и анализе основных результатов экспериментов и компьютерного моделирования.

### **Апробация работы**

Основные результаты и положения диссертационной работы докладывались и обсуждались на следующих научных конференциях: Всероссийская школа-конференция с международным участием «Аддитивные технологии в цифровом производстве. Металлы, сплавы, композиты» (2–4 октября 2019 г., г. Москва); XV Международный Конгресс прокатчиков (22–23 апреля 2026 г., г. Москва).

### **Публикации**

Основное содержание диссертационной работы изложено в трёх научных статьях, опубликованных в рецензируемых научных изданиях, рекомендованных ВАК РФ и входящих в базы Scopus.

### **Соответствие диссертации паспорту научной специальности**

Диссертация соответствует паспорту научной специальности 2.6.4 Обработка металлов давлением по п. 1 «Исследование и расчет деформационных, скоростных, силовых, температурных и других параметров разнообразных процессов обработки давлением металлов, сплавов и композитов», п. 3 «Исследование структуры, механических, физических, магнитных, электрических и других свойств металлов, сплавов и композитов в процессах пластической деформации», п. 8 «Исследование пластической деформации металлов в процессах обработки давлением, совмещенных с другими технологическими процессами обработки металлов с целью разработки энергоэффективных и материалосберегающих технологий».

### **Структура и объём работы**

Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав основного текста, выводов и трёх приложений. Работа изложена на 105 страницах машинописного текста и содержит 96 рисунков, 26 таблиц и список литературы из 76 наименований.

# 1 Аналитический обзор литературы

## 1.1 Титановые сплавы

Титановые сплавы в настоящее время широко применяются в машиностроении, в частности используются в самолётных конструкциях, так как они обладают значительно большей удельной прочностью по сравнению со сталями, а при повышенных рабочих температурах и по сравнению с алюминиевыми сплавами [1]. Помимо высоких прочностных характеристик титановые сплавы обладают высокой коррозионной стойкостью и достаточным сопротивлением усталости, что является важным фактором для конструкций летательных аппаратов, из них изготавливают детали авиационных двигателей (корпуса, в том числе крупногабаритные, кронштейны, лопатки и пр.). Одним из широко распространенных сплавов является титановый сплав ВТ6 (зарубежный аналог – Ti-6Al-4V), который относится к  $(\alpha+\beta)$ -классу и предназначен для производства изделий, работающих при температурах до 450 °C [2, 3].

Гарантированные механические свойства для изделий разного сортамента из сплава ВТ6 представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Механические свойства титанового сплава ВТ6 [4–7]

| Сортамент                                                    | Временное сопротивление $\sigma_b$ , МПа | Относительное удлинение $\delta$ , % | Относительное сужение $\psi$ , % |
|--------------------------------------------------------------|------------------------------------------|--------------------------------------|----------------------------------|
| лист отожженный толщиной от 1,0 до 10,5 мм                   | 885                                      | 8                                    | –                                |
| пруток отожженный диаметром от 10 до 100 мм                  | 885                                      | 8                                    | 20                               |
| пруток закалённый и состаренный диаметром от 10 до 100 мм    | 1080                                     | 4                                    | 12                               |
| плита отожженная толщиной от 11 до 60 мм                     | 880–1080                                 | 6                                    | 16                               |
| плита отожженная толщиной от 60 до 100 мм                    | 835–1030                                 | 6                                    | 12                               |
| изделия, полученные методом селективного лазерного плавления | 860                                      | 8                                    | 12                               |

Высокопрочный сплав ВТ6 в зависимости от назначения используют как в отожженном, так и в термически упрочнённом состоянии. После закалки с температуры выше критической  $T_{кр}$ , но ниже температуры полиморфного превращения  $T_{пп}$ , в титановых  $(\alpha+\beta)$ -сплавах мартенситного типа образуются мартенситные фазы  $\alpha'$  или  $\alpha''$  [8]. Последующее

старение закалённых сплавов позволяет повысить их прочностные характеристики при незначительном падении пластичности (таблица 2).

Таблица 2 – Механические свойства прутка из сплава ВТ6 [3]

| Обработка                | $\sigma_b$ , МПа | $\delta$ , % | $\psi$ , % | Ударная вязкость КСУ, Дж/см <sup>2</sup> |
|--------------------------|------------------|--------------|------------|------------------------------------------|
|                          |                  | не менее     |            |                                          |
| После отжига             | 900–1050         | 10           | 30         | 40                                       |
| После закалки и старения | 1050–1150        | 7            | 20         | 25                                       |

Температура полного полиморфного превращения ( $A_{c3}$ ) у чистого титана 882,5 °С. Легирующие элементы, в зависимости от их влияния на температуру полиморфного превращения, разделяют на три группы:  $\alpha$ -стабилизаторы (повышают температуру превращения);  $\beta$ -стабилизаторы (понижают температуру  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения); нейтральные упрочнители (мало влияют на температуру полиморфного превращения) [2]. Из-за колебаний химического состава  $T_{пп}$  для титанового сплава ВТ6 может изменяться от 930 до 1010 °С [9].

Структура титанового сплава ВТ6, легированного  $\alpha$ - (алюминий) и  $\beta$ -стабилизаторами (ванадий), состоит из  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз с широким диапазоном изменения размеров и формы структурных составляющих. Формирование структуры зависит от ряда технологических факторов: условий кристаллизации, деформации и режимов термической обработки.

Выделяют несколько основных типов микроструктуры титановых сплавов, которые представлены на рисунке 1 [2, 3, 10, 11]. В соответствии с формой  $\alpha$ -фазы структуру относят к пластинчатой или глобулярной [2, 11].

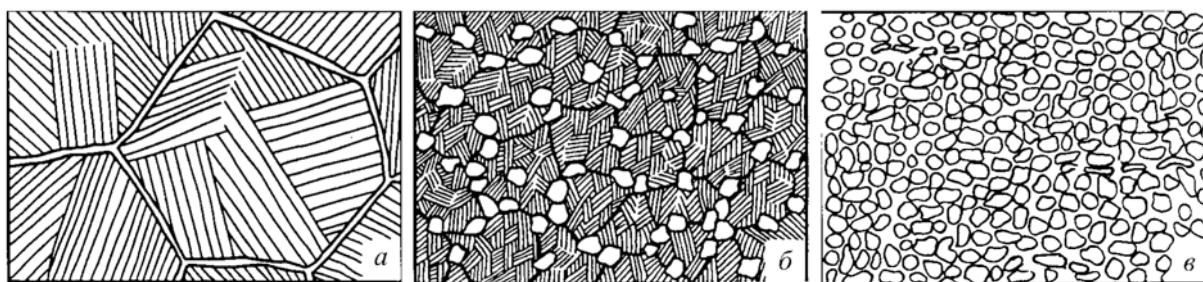


Рисунок 1 – Типичные микроструктуры титановых сплавов:

*a* – пластинчатая; *б* – смешанная; *в* – глобулярная

Пластинчатая структура (также используются термины « $\beta$ -превращённая», «видманштеттовая» и «мартенситная») характеризуется наличием исходных  $\beta$ -зёрен, окаймлённых по границам  $\alpha$ -фазой. Внутренний объём  $\beta$ -зёрен расчленён  $\alpha$ -пластинами, собранными в колонии. Данная структура формируется при низких скоростях охлаждения из  $\beta$ -области.

При ускоренном охлаждении из  $\beta$ -области  $\alpha$ -фаза может выделяться в прослойках  $\beta$ -фазы в виде пластин, размер которых уменьшается с увеличением скорости охлаждения [2]. Так формируется структура корзиночного плетения, относящаяся к пластинчатой структуре с крупным  $\beta$ -зерном и мелкими  $\alpha$ -колониями [11].

Медленное охлаждение из  $(\alpha+\beta)$ -области образует смешанную (бимодальная, дуплексная) структуру, состоящую из совокупности первичной  $\alpha$ -фазы в  $\beta$ -превращённой матрице. При деформации в  $(\alpha+\beta)$ -области, с последующим рекристаллизационным отжигом, при температурах ниже температуры  $\beta$ -области формируется глобулярная (равноосная) структура.

Механическая обработка титановых сплавов затруднена из-за низкой теплопроводности и прилипания материалов к инструменту. Таким образом методы аддитивного производства являются перспективными для изготовления деталей с минимальной последующей механической обработкой [12].

## 1.2 Способы изготовления кольцевых изделий

Изготовление кольцевых полуфабрикатов для получения крупногабаритных раскатных заготовок наружного диаметра 500–7000 мм, шириной 50–1150 мм и массой до 12,5 т можно производить на молоте или гидропрессе, а также на универсальных и специализированных гидропрессах. Возможно использование других способов, например, центробежного литья, гибки со сваркой и некоторых других, которые могут быть применены в зависимости от материала, габаритов, назначения кольцевой заготовки и серийности производства [13].

В настоящее время крупногабаритные кольцевые изделия из титановых сплавов с размерами 2 м и более производят по традиционной технологии, которая отличается высокой трудоёмкостью, что обусловлено большим числом технологических операций и высоким коэффициентом использования металла (КИМ). Данная технология включает отливку слитка, его резку с последующим нагревом под горячую деформацию, далее ковочные операции для получения заготовки кольца и дальнейшую его раскатку на кольцепрокатном стане в условиях металлургического производства, с последующей механической обработкой (рисунок 2).

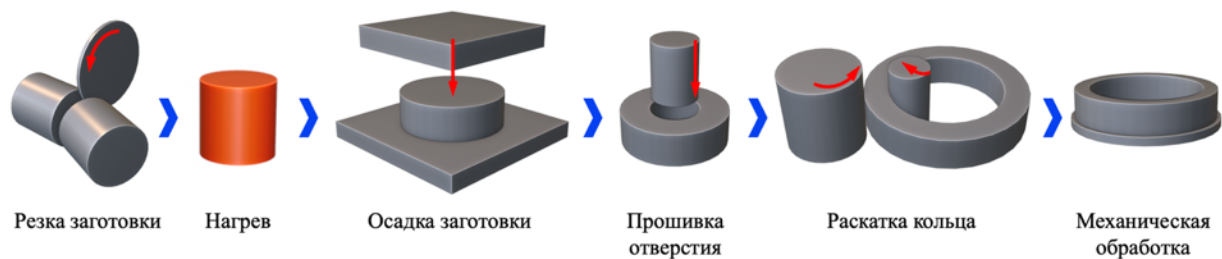


Рисунок 2 – Существующая технология изготовления кольцевых изделий

Главными недостатками традиционной технологии являются высокие показатели трудоемкости, длительность изготовления, которая может составлять более 6 месяцев, упрощенная форма кольцевой заготовки, из-за чего потери металла на механическую обработку могут достигать 90 %. Следует отметить также высокую стоимость и зависимость машиностроительных предприятий от сроков поставок данных заготовок со стороны металлургических заводов. Особенно эти недостатки проявляются при производстве новых изделий и в условиях единичного и мелкосерийного производства [14].

Для изготовления колец статора применяется технологическая схема получения кольцевых заготовок формовкой из листа [15, 16]. Данная технология включает следующие технологические операции: раскрой листа; вальцевание; подготовку под сварку с последующей сваркой и удалением подкладок; калибровка растяжкой; подготовка баз; формование для получения требуемого профиля кольца и окончательная калибровка растяжкой.

С учётом определённой универсальности данной схемы производства она также обладает недостатками, выражающимися, в том числе, низким качеством готовой продукции. Так, коэффициент выхода годного часто не превышает 0,2. Сварной шов по своей структуре всегда имеет резкое отличие от основного материала, поэтому механические свойства в месте сварного соединения ниже, чем в основной части заготовки кольца.

Помимо отмеченной традиционной технологии, направлением совершенствования схемы изготовления деформированных кольцевых заготовок для авиационных двигателей может являться освоение процесса раскатки полых литых заготовок. Материал при этом используется весьма полно, отходы могут иметь место только при резке труб на мерные заготовки и механической обработке. Коэффициент выхода годного может достичь уровня 0,5 и выше. Значительно сокращается длительность кузнечных операций, а значит, и объем ручного труда [15]. Однако, внедрение этой технологической схемы задерживается ввиду наличия трудностей в освоении значительного количества типоразмеров исходных заготовок для раскатки профилей авиационных двигателей, существенными потерями металла и большой трудоемкостью при обточке полых слитков.

Перспективной технологической схемой производства бесшовных кольцевых профилей авиационных двигателей является производство колец раскаткой из трубной катаной заготовки. Коэффициент выхода годного при этом может быть доведен до 0,5 и выше. Величина ручного труда, как и в предыдущем случае, незначительна [15].

### 1.2.1 Предлагаемая технология изготовления крупногабаритных колец

Учитывая развитие цифровых производств, видится весьма перспективным использование аддитивных технологий прямого изготовления изделий из металлопорошковых композиций (МПК). Схема такого технологического процесса представлена на рисунке 3.

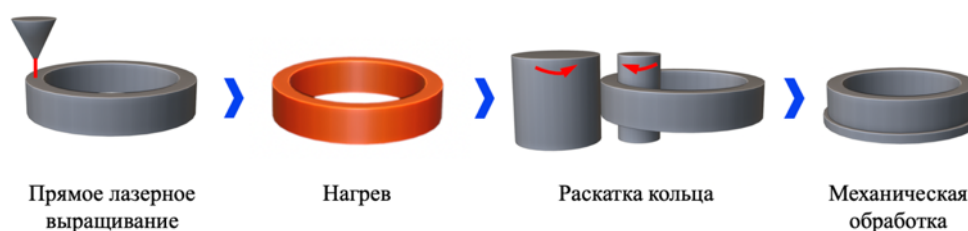


Рисунок 3 – Предлагаемая технология изготовления кольцевых изделий

Так как при производстве деталей методами аддитивных технологий возможно возникновение дефектов в виде пор, несплавов и т. п., а также присутствуют остаточные термические напряжения, отрицательно влияющие на эксплуатационные свойства изготавливаемой детали, обусловлена необходимость дополнительной обработки после выращивания. Метод горячего изостатического прессования (ГИП) хорошо зарекомендовал себя в борьбе с данными дефектами применительно к изделиям, созданным путями аддитивных технологий и порошковой металлургии [17, 18]. Однако, высокая трудоёмкость такого процесса, время обработки и ограничения оборудования по габаритам обрабатываемых изделий, служат причиной к поиску более эффективных методов обработки.

Для обеспечения механических свойств конечного изделия может быть использована постобработка на основе горячей раскатки кольцевой заготовки с последующей механической обработкой. Такой способ позволит реализовать процесс производства кольцевых деталей с повышенной геометрической точностью с гарантированными механическими свойствами непосредственно на машиностроительном предприятии. Данная технология позволит существенно сократить технологический цикл производства, что особенно важно в условиях единичного и мелкосерийного производства новых изделий техники.



### 1.3 Процесс раскатки кольцевых заготовок

Раскатка кольцевых заготовок – технологическая операция пластического формоизменения, в результате которой происходит увеличение наружного  $D$  и внутреннего  $d$  диаметров за счёт уменьшения толщины стенки  $h$ , при этом также может быть изменена форма поперечного сечения кольца [19].

Раскатка осуществляется в процессе деформирования валками на специализированных кольцераскатных машинах и применяется для изготовления кольцевых заготовок диаметром до 7000 мм и массой до нескольких тонн [13].

Выделяют несколько способов раскатки кольцевых заготовок: открытую, полуоткрытую, закрытую и полузакрытую. Закрытая и полузакрытая раскатка позволяют получать кольцевые заготовки максимально приближенные по геометрии к форме готовых деталей, однако конструктивная сложность таких кольцераскатных машин приводит к ограничениям габаритов и массы получаемых заготовок и не подходит для производства крупногабаритных деталей [13]. Поэтому наибольшее распространение получили способы открытой (радиальной) и полуоткрытой (радиально-осевой) раскатки (рисунок 4) [13–15, 20].

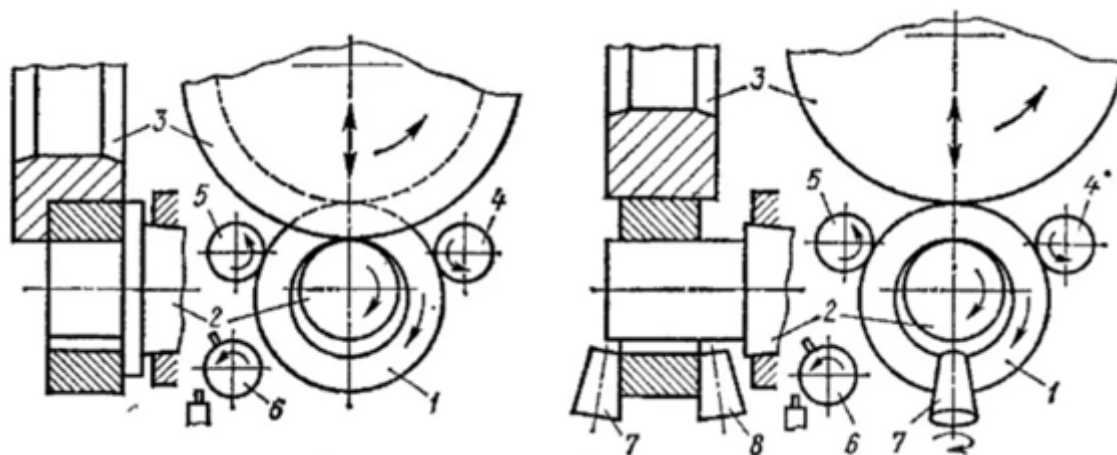


Рисунок 4 – Схемы раскатки (радиальная – слева; радиально-осевая – справа):  
1 – исходная заготовка; 2 – оправка; 3 – главный валок; 4 и 5 – центрирующие валки;  
6 – контрольный ролик; 7 и 8 – осевые конические валки

Изначально в кольцераскатных станах главный (наружный) валок 3 обычно являлся приводным, а оправка (внутренний валок) 2 вращалась за счёт сил трения от контакта с заготовкой 1 [13], как это показано на рисунке 4. В современных кольцераскатных станах оправка 2 совершает возвратно-поступательное перемещение, воздействуя на заготовку с усилием, необходимым для её деформирования в радиальном направлении [14]. При радиально-осевой раскатке осевые (торцевые) валки 7 и 8 производят обжатие заготовки в

осевом направлении и проработку её торцов, обеспечивая заданную деформацию по ширине (высоте) кольцевой заготовки  $b$ . Осевые валки имеют коническую форму для согласования окружной скорости точек торцевой поверхности заготовки кольца и инструмента.

Радиально-осевая схема обеспечивает хорошую проработку торцевых поверхностей и обладает большими возможностями формирования сложных профилей за счёт обжатия кольцевых полуфабрикатов не только в радиальном, но и в осевом направлении [13].

С увеличением габаритов и массы колец возрастают технические и технологические трудности обеспечения точности геометрических параметров при их раскатке. Вместе с тем раскатка, как метод производства крупногабаритных кольцевых заготовок становится единственно экономически целесообразной как в условиях серийного, так и единичного производства.

Процесс раскатки колец принципиально отличается от всех других асимметричных процессов прокатки наличием кривизны и замкнутого контура прокатываемой полосы. От кривизны полосы, то есть от диаметра кольца, существенно зависят геометрия очага деформации и, следовательно, все основные параметры процесса. Наличие замкнутого контура приводит при прокатке к возникновению в очаге деформации сил подпора, а также к непрерывному изменению кривизны кольца [21].

Сравнение схем очага деформации при продольной прокатке и радиальной раскатке представлены на рисунке 5.

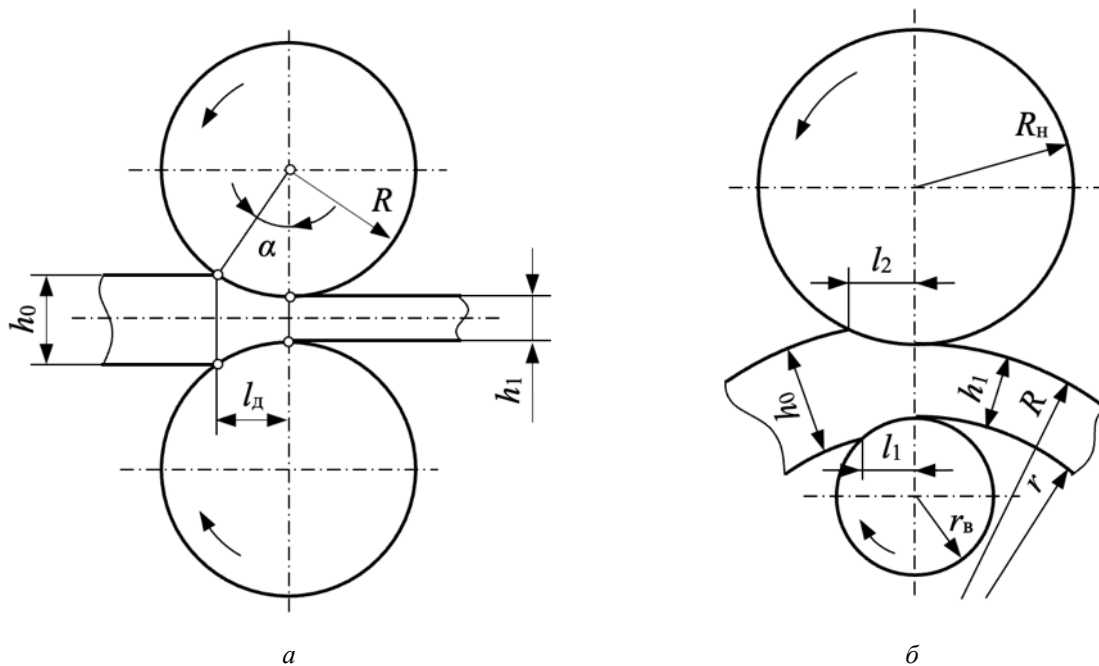


Рисунок 5 – Схема очага деформации при продольной прокатке (а) и радиальной раскатке (б)

Специфика процесса прокатки колец проявляется в большей степени в начальной стадии раскатки, когда кольцо имеет меньший диаметр и большую толщину. Именно в

данной стадии процесса оказывает наибольшее влияние силы подпора. В этот же период процесс протекает с максимальной асимметрией. По мере раскатки кольца увеличивается его диаметр, уменьшаются толщина и кривизна полосы и снижается усилие подпора, то есть специфика рассматриваемого процесса постепенно стирается, и процесс приближается к прокатке полосы в валках разного диаметра с одним приводным валком.

### 1.3.1 Методики расчёта энергосиловых параметров при раскатке колец

Изучением процесса раскатки колец занимались как отечественные ученые, например П. И. Полухин, А. И. Целиков, так и ряд зарубежных [21–29]. Для расчёта параметров процесса раскатки колец авторы использовали разные подходы, например метод линий скольжения, метод верхней оценки, вариационные методы. В работах авторов [25, 26, 30] решение сводится к минимизации баланса мощности, параметры которого определяются с помощью компонент вектора скорости построенного поля скоростей. Такой метод расчёта энергосиловых параметров непрактичный для инженерных оценок процесса раскатки колец, поэтому ниже приведём методику авторов [13, 20].

Величина деформации при раскатке, характеризуется значением коэффициента вытяжки

$$\mu = \frac{F_0}{F_1},$$

где  $F_0$  – площадь сечения исходной заготовки;  $F_1$  – площадь сечения раскатанного кольца.

В литературе, для колец, форма сечения которых имеет горизонтальную ось симметрии, предлагается выбирать коэффициент вытяжки в интервале 1,5–2,2 [13, 14], и допускается использовать заготовки с простейшей прямоугольной формой поперечного сечения.

Для колец форма сечения которых не имеет горизонтальной оси симметрии, при использовании заготовок прямоугольного сечения, требуются коэффициенты суммарного обжатия  $\mu > 2,5$ .

Раскатка кольца выполняется, как правило, с одного нагрева, поэтому важно учитывать потери металла на образование окалины. Для крупногабаритных колец коэффициент угара можно принять равным 0,07 [13].

Наружный  $D_0$  и внутренний  $d_0$  диаметры кольцевой заготовки прямоугольной формы поперечного сечения, имеющей горизонтальную ось симметрии, при раскатке колец могут быть определены по формулам [13, 20]:

$$D_0 = \frac{V_1}{\pi \mu h_1 b_1} + \mu h_1;$$

$$d_0 = \frac{V_1}{\pi \mu h_1 b_1} - \mu h_1,$$

где  $V_1$  – объём раскатанного кольца;  $h_1$  – толщина стенки раскатанного кольца;  $b_1$  – ширина раскатанного кольца.

Толщина стенки кольцевой заготовки после раскатки может быть определена как отношение площади её сечения к ширине  $b_1$ .

Выбор кольцераскатной машины должен основываться на определении усилия раскатки. При радиально-осевой раскатке усилие  $P$  может быть определено на основании расчета средних давлений  $p_1$  и  $p_2$  на контактных поверхностях заготовки с главным валком и оправкой. Максимальное усилие должно быть приложено к валкам в начале процесса, когда толщина стенки заготовки наибольшая. По мере обжатия и уменьшения толщины стенки процесс может продолжаться при меньших усилиях. Если же усилие остается постоянным, то обжатие за каждый оборот заготовки будет возрастать. Экспериментально установлено, что в подавляющем большинстве случаев для нормально протекающего процесса деформирования необходимо, чтобы абсолютное обжатие за один оборот заготовки  $\Delta h$  обеспечивало относительную деформацию его стенки [13, 21]:

$$\varepsilon \geq \frac{\Delta h}{h_0} 100 = 5-8 \%,$$

где  $h_0$  – толщина стенки заготовки кольца до раскатки.

Усилие, которое должно быть приложено к нажимному валку, определяется как произведение среднего давления  $p$  на площадь контакта его с раскатываемой заготовкой.

Продольное сечение очага деформации при раскатке характеризуется двумя показателями:

$$\eta = \frac{h_0}{l_2};$$

$$a = \frac{l_2}{l_1},$$

где  $l_1$  и  $l_2$  – соответственно меньшая и большая длина контакта инструмента с раскатываемой заготовкой.

Определение длин контакта  $l_1$  и  $l_2$  производят по формулам:

$$l_1 = \sqrt{2\Delta h \left( \frac{c}{c+1} \right) / \left( \frac{1}{r_{\text{в}}} - \frac{1}{r_0} \right)};$$

$$l_2 = \sqrt{2\Delta h \left( \frac{1}{c+1} \right) / \left( \frac{1}{R_0} + \frac{1}{R_{\text{н}}} \right)};$$

$$c = \sqrt{\left( \frac{1}{r_{\text{в}}} - \frac{1}{r_0} \right) / \left( \frac{1}{R_0} + \frac{1}{R_{\text{н}}} \right)},$$

где  $r_{\text{в}}$  и  $R_{\text{н}}$  – радиусы внутреннего и наружного валков;  $r_0$  и  $R_0$  – внутренний и наружный радиусы заготовки кольца.

При  $\eta \geq 1$  среднее давление на контактных поверхностях с длинами  $l_1$  и  $l_2$  рассчитываются по следующим формулам:

$$p_1 = \sigma_s \left[ 1,25a^{0,65} \left( \ln \eta + \frac{1}{\eta} - 0,2 \right) \right];$$

$$p_2 = \sigma_s \left[ 1,25a^{-0,35} \left( \ln \eta + \frac{1}{\eta} - 0,2 \right) \right].$$

При  $\eta < 1$  расчёт средних давлений производится по формулам:

$$p_1 = \sigma_s \left[ 1,25 \left( \ln \frac{a+1}{2a\eta} + \frac{2a\eta}{a+1} - 0,2 \right) \frac{a+1}{2} \right];$$

$$p_2 = \sigma_s \left[ 1,25 \left( \ln \frac{a+1}{2a\eta} + \frac{2a\eta}{a+1} - 0,2 \right) \frac{a+1}{2a} \right],$$

здесь  $\sigma_s$  – напряжение течения.

Среднюю скорость деформации при раскатке рассчитывают по формуле

$$u = \frac{v\Delta h}{lh_0},$$

где  $v$  принимается равной окружной скорости заготовки по её среднему диаметру;  $l$  – средняя длина контакта, определяемая по формуле:

$$l = \frac{l_1 + l_2}{2}.$$

Усилие раскатки

$$P = p_1 l_1 b_0 = p_2 l_2 b_0,$$

где  $b_0$  – ширина заготовки кольца.

При радиально-осевой раскатке хорошая проработка торцов обеспечивается при равенстве ширины исходной заготовки  $b_0$  и ширины раскатанного кольца  $b_1$ , за счёт естественного уширения [13].

Для производства кольцевых заготовок более крупных размеров преимущества радиально-осевой раскатки возрастают по мере увеличения габаритов и массы колец.

#### 1.4 Аддитивные технологии

Согласно классификации И. М. Павлова [31] способы получения изделий определённой формы можно разбить на три основные группы: образование формы с уменьшением массы (преимущественно процессы механической обработки, которые в настоящее время часто называют вычитающими технологиями); образование формы с сохранением массы – процессы обработки металлов давлением, в основе которых лежит пластическая деформация; образование формы с увеличением массы (например, процессы литья, сварки, спекания и т. п.). К последней группе способов в настоящее время можно также отнести и процессы аддитивного производства.

Аддитивные технологии стремительно развиваются во всем мире и сегодня применяются как для ускоренного изготовления прототипов новых изделий, так и в серийном производстве в первую очередь в аэрокосмической отрасли, автомобилестроении, а также медицине, электронике и др. [32, 33].

Аддитивное производство (3D-печать) заключается в изготовлении детали путём добавления материала слой за слоем, при этом каждый слой представляет собой тонкий поперечный срез изделия. Информация о слоях, из которых формируется деталь, содержится в исходных данных 3D-модели, полученной при помощи систем автоматизированного проектирования (САПР) [33]. Поскольку каждый слой имеет конечную толщину, то «выращиваемое» изделие в итоге будет приближенным к исходной геометрии.

В настоящее время выделяют семь типов процессов аддитивного производства [33–35]. Из них наибольшее распространение, для получения металлических изделий в промышленности, получили процессы синтеза на подложке (Powder Bed Fusion, PBF) и прямого подвода энергии и материала (Direct Energy Deposition, DED), а именно технологии селективного лазерного плавления (Selective Laser Melting, SLM) и прямого лазерного выращивания (Direct Metal Deposition, DMD), соответственно [36, 37].

Метод селективного лазерного плавления (СЛП) заключается в выборочном воздействии лазерного луча на слой металлопорошковой композиции (МПК), согласно

загруженной трёхмерной модели. В результате плавления металлического порошка формируется слой будущего изделия. Данная технология позволяет получать детали со сложной геометрией, в том числе с наличием ячеистых структур [38–40]. Однако, основными недостатками являются невысокая производительность и небольшие размеры выращиваемых изделий, что делает невозможным её применение для производства крупногабаритных деталей.

#### 1.4.1 Прямое лазерное выращивание

Технология прямого лазерного выращивания (ПЛВ) является наиболее перспективной для изготовления крупногабаритных изделий. Данный метод заключается в непосредственной подачи газопорошковой струи через сопло в область воздействия лазерного луча в процессе построения изделия (рисунок 6). Принцип построения изделий строится на формировании отдельных наплавочных валиков и наложении их друг на друга в определённом порядке. Для выращивания конкретного изделия необходимо создать траекторию перемещения технологического инструмента относительно подложки, двигаясь по которой технологический инструмент проведет наплавку отдельных валиков, формирующих изделие. Такой способ позволяет сравнительно быстро производить сложные и крупногабаритные детали из различных металлов и сплавов с высокими эксплуатационными характеристиками [41, 42].

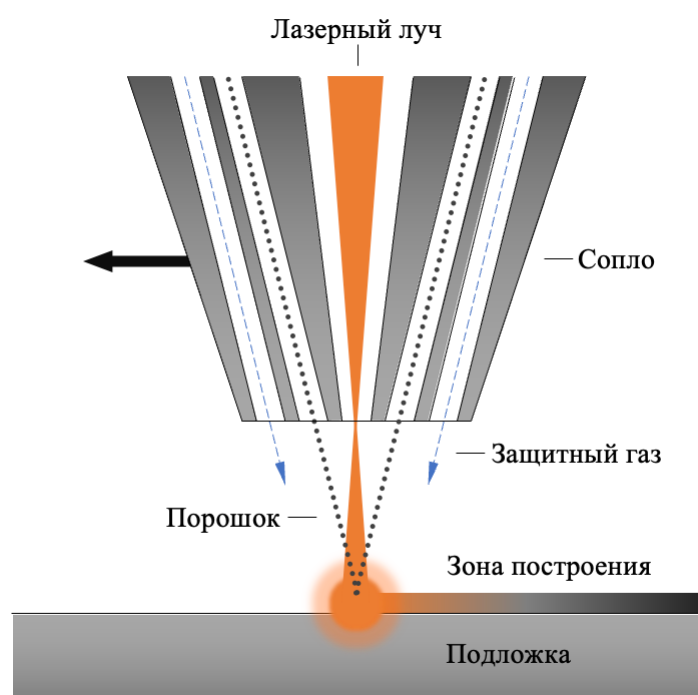


Рисунок 6 – Схема процесса прямого лазерного выращивания

На результат формирования слоя при прямом лазерном выращивании влияет множество параметров процесса, основными из которых являются: мощность лазерного излучения и скорость его перемещения, относительно подложки (скорость процесса); высота и ширина валика и др. Для сравнения разных режимов выращивания используют объёмную плотность энергии (погонная энергия), которую можно определить по формуле:

$$E = \frac{P}{v\Delta x\Delta z},$$

где  $P$  – мощность лазерного излучения;  $v$  – скорость процесса;  $\Delta x$  – шаг сканирования (шаг между валиками);  $\Delta z$  – высота слоя (валика).

В качестве исходного сырья для процесса прямого подвода энергии и материала может использоваться как металлопорошковая композиция, так и проволока. В последнем случае это может быть технология наплавки металлической проволоки (DED-W) или электродуговая наплавка проволоки Wire-Arc Additive Manufacture (WAAM). Метод проволоочной наплавки более экономичный, так как проволока дешевле порошкового материала, но при этом толщина наплавляемого слоя больше, что снижает детализацию изделия и значительно ухудшает качество поверхности, приводя к увеличению объёма механической обработки. В свою очередь прямое лазерное выращивание позволяет производить детали с большей точностью геометрических размеров, создавать изделия с тонкими стенками и сложными внутренними структурами, тем самым уменьшая время, затрачиваемое на постобработку.

Можно выделить следующие преимущества процесса прямого лазерного выращивания: высокая скорость печати крупногабаритных изделий по сравнению с другими способами; отсутствие ограничения по габаритным размерам изделий при использовании робота для перемещения лазерной головки; возможность использования различных материалов, в том числе реакционных; возможность изготовления биметаллических изделий; прочность материалов сопоставима с прочностью проката [33].

Однако есть ряд недостатков данной аддитивной технологии производства: высокая стоимость изделий; высокая шероховатость поверхности после печати [43]; коробление изделия в процессе печати из-за термических напряжений [44, 45]; анизотропия свойств и заниженные показатели пластичности для некоторых сплавов [46–49].

Полученный методом прямого лазерного выращивания титановый сплав ВТ6 характеризуется мелкодисперсной структурой, высокой прочностью и несколько заниженными показателями пластичности за счет высоких скоростей кристаллизации валика, которые составляют  $10^4$  °C/с, а также термоциклирования. Вместе с тем в структуре материала,



полученного методом прямого лазерного выращивания, даже при подобранных режимах могут встречаться единичные дефекты в виде несплавленных порошинок, пор или микро-трещин, которые могут являться концентраторами напряжений, что может привести к снижению стабильности и уровню механических свойств, и, в частности, пластичности и усталостной выносливости [50].

#### 1.4.2 Постобработка изделий, полученных аддитивным производством

Эффективным способом постобработки выращенных металлических изделий является процесс горячего изостатического прессования (ГИП), который позволяет добиться практически полного исключения возможной пористости в их структуре и, вместе с тем повысить пластические и прочностные свойства [47, 51]. Однако применение данного способа имеет ограничения, связанные в первую очередь с размерами рабочей камеры газостата и его максимальными параметрами (температура, давление). Это делает невозможным обработку крупногабаритных деталей, размеры которых больше камеры газостата.

Альтернативным методом термомеханического воздействия на структуру и свойства материала, полученного методом прямого лазерного выращивания, может быть пластическая деформация, при которой происходит проработка структуры, приводящая к повышению механических характеристик [52].

Так авторы [53–55] предлагают деформировать наплавляемый процессом прямого подвода энергии и материала валик непосредственно в процессе выращивания. Схема процесса показана на рисунке 7.

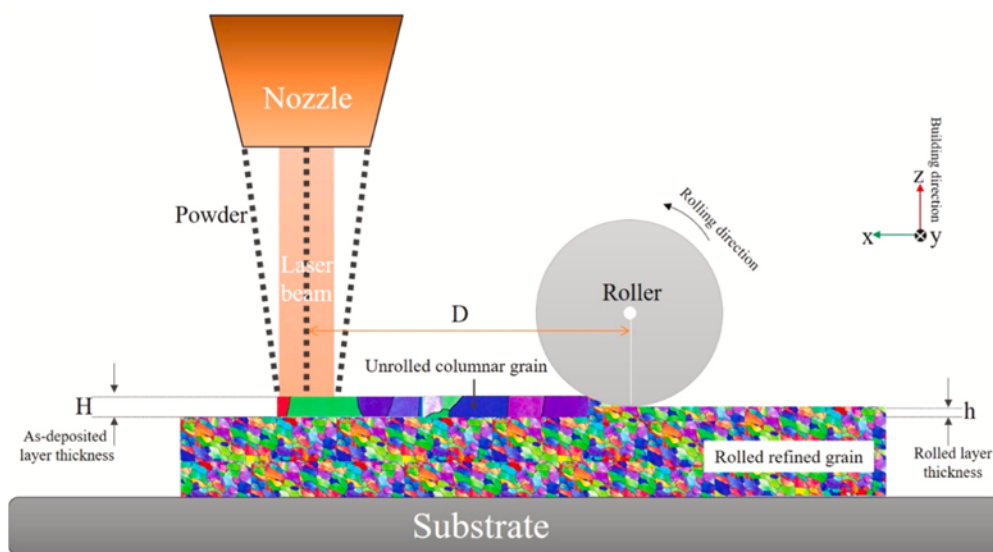


Рисунок 7 – Схема процесса обкатки валика после его нанесения методом ПЛВ [55]

Обкатка валика происходит при повышенной температуре, что требует небольшого (около 1 кН) усилия, но позволяет измельчать размер зерна и устранять текстуру металла, характерную для прямого лазерного выращивания [55]. Данный метод практически полностью устраняет анизотропию и улучшает механические свойства титанового сплава ВТ6, однако реализация данной технологии значительно усложняет конструкцию установки ПЛВ и накладывает определённые ограничения на траекторию перемещения инструмента, что может привести к невозможности получения изделий со сложной геометрией.

Более простая конструкция технологического инструмента используется в методе электродуговой наплавки проволоки совмещённой с горячей ковкой (HF-WAAM) [56]. Схема процесса показана на рисунке 8. Использование данной технологии улучшает свойства конечного изделия, а также уменьшает пористость, за счёт горячей деформации наращиваемого валика.

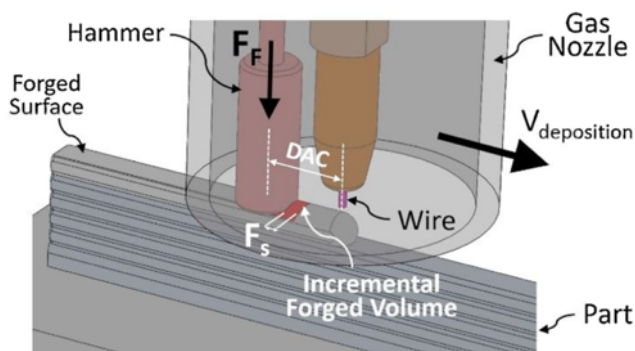


Рисунок 8 – Схема процесса HF-WAAM

Развитие гибридных аддитивных технологий (ГАТ), то есть совмещение процессов 3D-печати и традиционных способов обработки, привело к применению пластической деформации после выращивания. На рисунке 9 представлена схема гибридной технологии AmpliForge от компании Arconic, совмещающей процесс аддитивного производства и операциюковки [52].

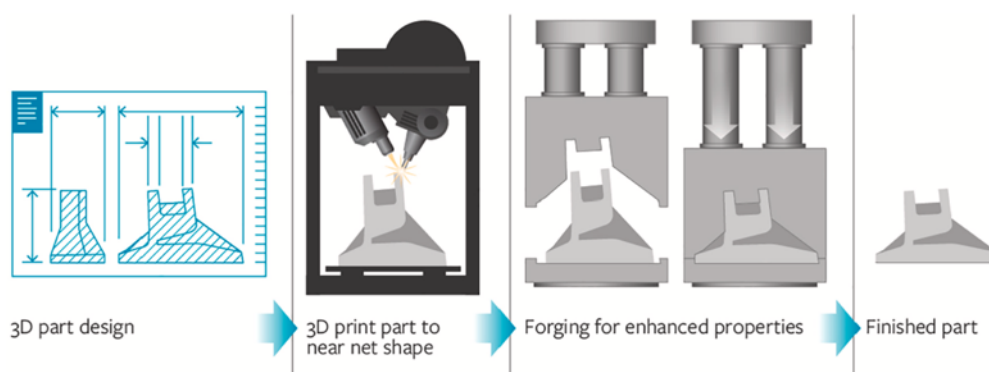


Рисунок 9 – Схема гибридной технологии AmpliForge

Авторы [57] для разработки новых технологических цепочек гибридного аддитивного производства изучили поведение сплава ВТ6, полученного методами СЛП и ПЛВ, при его горячей деформации. Осадку образцов при температурах от 850 до 1100 °С и разных скоростях деформации проводили на закалочно-деформационном дилатометре DIL 805 A/D. Напряжение течения для выращенных образцов получилось ниже, чем для образцов, полученных по традиционным технологиям, из-за различий в микроструктуре. В результате быстрый нагрев и короткая выдержка перед деформацией позволяют снизить усилия при пластическом формоизменении.

В статье [58] исследуются механические свойства образцов из сплава ВТ6, полученных методом ПЛВ с последующей горячей ковкой. Авторы делают вывод, что гибридная технология позволяет улучшить механические свойства, получить изотропию свойств и снизить отходы производства в сравнении с традиционными технологиями. Данный метод предлагает эффективную альтернативу традиционному производству, особенно для аэрокосмической отрасли.

Таким образом, совмещение процесса прямого лазерного выращивания и горячей раскатки видится перспективным для ускоренного изготовления крупногабаритных изделий типа «кольцо» из сплава ВТ6 с размером 2 и более метра.

### 1.5 Сопротивление деформации титанового сплава ВТ6

Сопротивление деформации  $\sigma_s$  (напряжение течения) является напряжением, при котором начинается пластическая деформация [59–61]. Значение напряжения течения является основным параметром, от которого зависят давление и усилие, затрачиваемое на пластическое течение металлов при их обработке давлением, поэтому важно точно определять его величину.

В литературе имеется достаточное количество данных по описанию свойств титанового сплава ВТ6 при горячей обработке давлением. Так авторы [59] приводят кривые текучести при растяжении образцов для широкого диапазона температур и скоростей деформаций (рисунок 10).

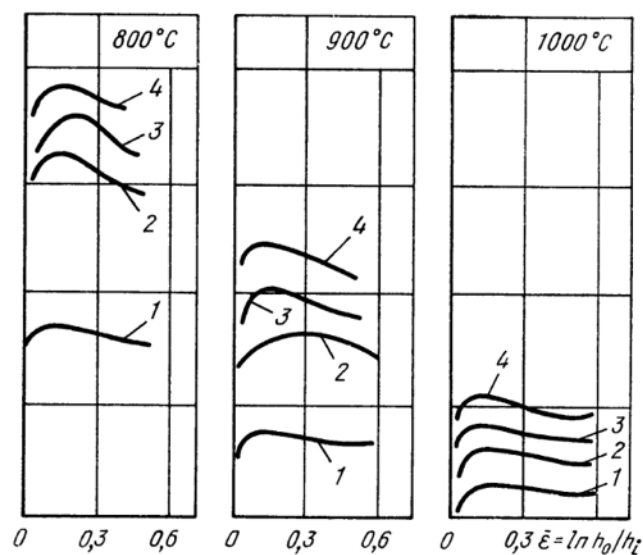


Рисунок 10 – Кривые текучести испытаний на растяжение сплава ВТ6 при скоростях:

1 –  $0,01 \text{ с}^{-1}$ ; 2 –  $1 \text{ с}^{-1}$ ; 3 –  $10 \text{ с}^{-1}$ ; 4 –  $100 \text{ с}^{-1}$

Кривые текучести, полученные на комплексе Gleeble-3500, показаны на рисунке 11 [62].

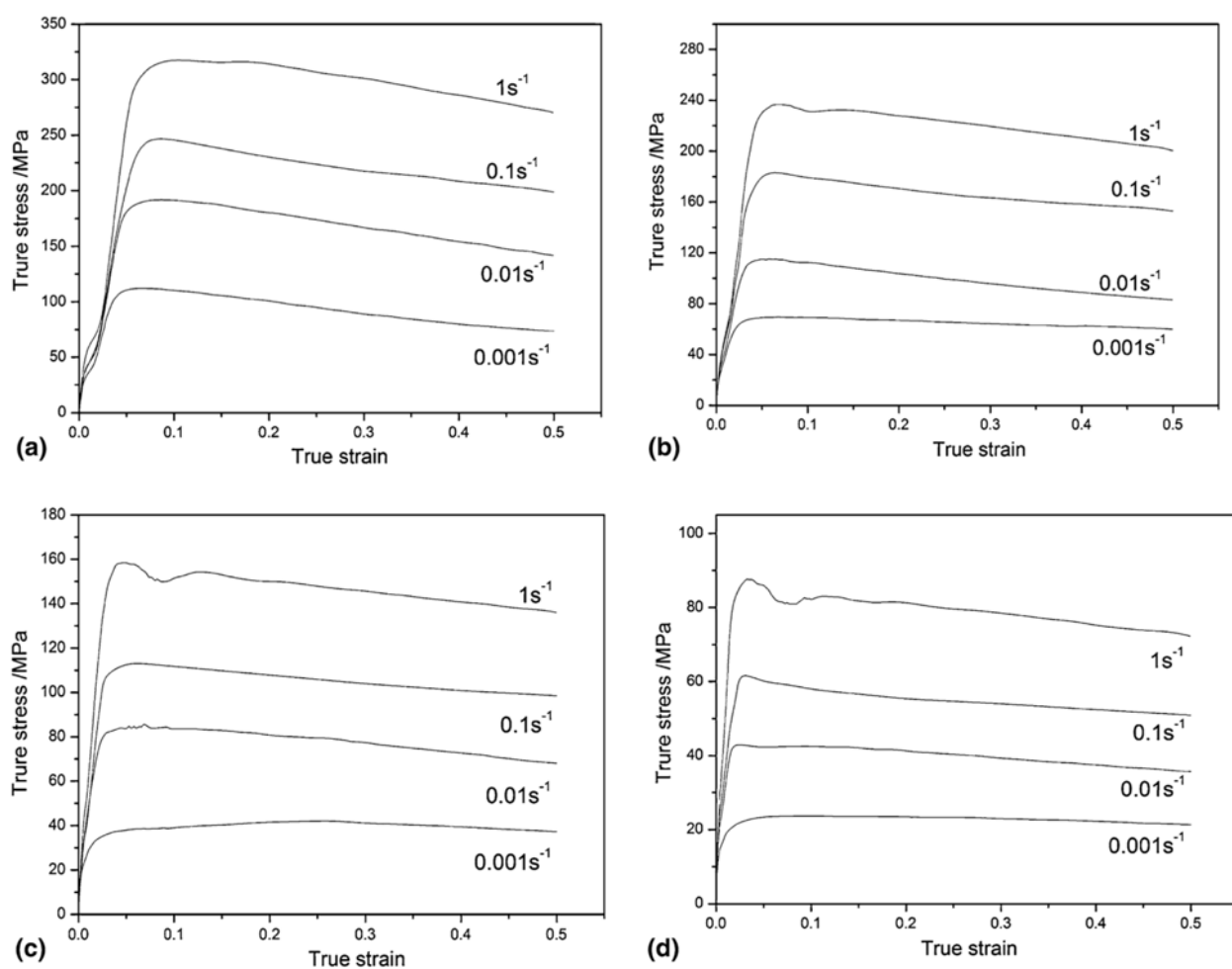


Рисунок 11 – Кривые текучести сплава ВТ6 при температурах (a) 800 °C, (b) 850 °C, (c) 900 °C, (d) 950 °C

Сравнение кривых текучести для образцов, изготовленных методами СЛП, ПЛВ и традиционной ковкой, полученных осадкой на закально-деформационном дилатометре DIL 805 A/D представлены на рисунке 12 [57].

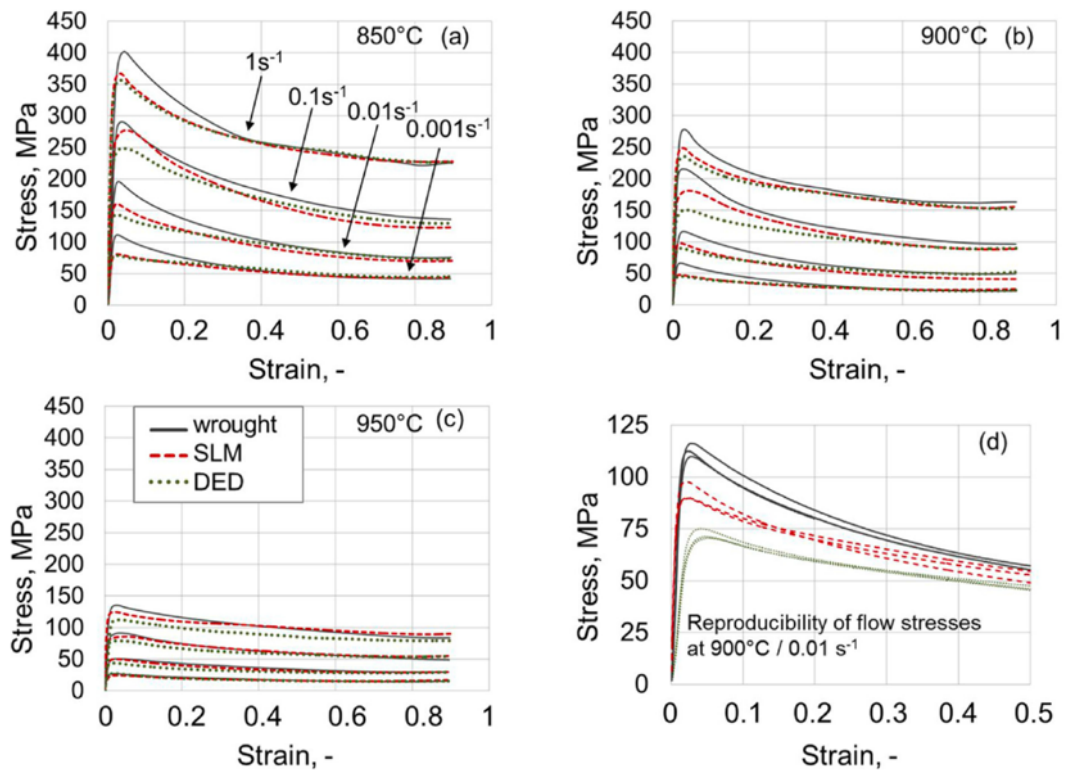


Рисунок 12 – Кривые текучести для деформированных (wrought), СЛП (SLM) и ПЛВ (DED) образцов:  
*a* – 850 °C; *b* – 900 °C; *c* – 950 °C; *d* – воспроизводимость результатов при 900 °C и 0,01 с<sup>-1</sup>

Как видно из рисунка три кривых текучести для разных способов производства при одинаковых условиях деформирования отличаются не сильно. В целом сопротивление деформации у образцов, полученных аддитивными технологиями ниже и в пике разница может составлять до 20 %, что является следствием различия микроструктуры образцов.

Для описания зависимостей напряжения течения металлов и сплавов в условиях горячей деформации могут использоваться степенные и показательные функции, а также регрессионные полиномы [60]. Удобно использовать метод термомеханических коэффициентов [63], согласно которому напряжение течения с ростом температуры уменьшается по экспоненциальному закону, а с ростом степени и скорости деформации увеличивается по показательной функции:

$$\sigma_s = \sigma_{s0} A_1 e^{-m_1 T} A_2 \varepsilon^{m_2} A_3 u^{m_3},$$

где  $\sigma_{s0}$  – базисное значение напряжения течения;  $A_1, A_2, A_3, m_1, m_2, m_3$  – постоянные коэффициенты, зависящие от материала.

Значения констант титанового сплава ВТ6 для расчёта напряжения течения по методу термомеханических коэффициентов представлены в таблице 3 [60]. Следует отметить, что в интерфейсе программы QForm можно использовать данную зависимость [61].

Таблица 3 – Константы титанового сплава ВТ6 для метода термомеханических коэффициентов

| $\sigma_{s0}$ , МПа | $A_1$  | $m_1$   | $A_2$ | $m_2$  | $A_3$ | $m_3$ |
|---------------------|--------|---------|-------|--------|-------|-------|
| 403,5               | 91,169 | 0,00564 | 0,684 | -0,165 | 0,704 | 0,152 |

Также широкое распространение получила модель напряжения течения Джонсона – Кука, учитывающая деформационное и скоростное упрочнение, а также температурное разупрочнение [61]:

$$\sigma_s = (A + B\varepsilon^n) \left( 1 + C \ln \frac{u}{u_0} \right) \left( 1 - \left[ \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right]^m \right),$$

где  $A, B, C, n, m$  – константы материала, определяемые экспериментально;  $u_0$  – референсная скорость деформации;  $T_r, T_m$  – референсная температура и температура плавления, соответственно.

Коэффициенты и параметры модели Джонсона – Кука для титанового сплава ВТ6 представлены в таблице 4 [64].

Таблица 4 – Коэффициенты и параметры модели Джонсона – Кука

| $A$    | $B$    | $C$     | $n$     | $m$    | $u_0, \text{с}^{-1}$ | $T_r, ^\circ\text{C}$ | $T_m, ^\circ\text{C}$ |
|--------|--------|---------|---------|--------|----------------------|-----------------------|-----------------------|
| 276,53 | 1,2162 | 0,09847 | -1,8821 | 0,9279 | 1                    | 800                   | 1630                  |

Авторы работы [64] делают вывод, что модель Джонсона – Кука плохо описывает высокотемпературное поведение сплава ВТ6 и предлагают для расчёта напряжения течения использовать модель Зерилли – Армстронга:

$$\sigma_s = (C_1 + C_2\varepsilon^n) \exp \left[ - (C_3 + C_4\varepsilon) [T - T_r] + (C_5 + C_6 [T - T_r]) \ln \frac{u}{u_0} \right],$$

где  $C_1, C_2, C_3, C_4, C_5, C_6, n$  – постоянные коэффициенты (таблица 5).

Таблица 5 – Коэффициенты модели Зерилли – Армстронга для сплава ВТ6 [64]

| $C_1$  | $C_2$  | $C_3$   | $C_4$    | $C_5$  | $C_6$    | $n$      | $T_r, \text{K}$ | $u_0, \text{с}^{-1}$ |
|--------|--------|---------|----------|--------|----------|----------|-----------------|----------------------|
| 276,53 | 13,104 | 0,00907 | -0,00068 | 0,1633 | 0,000142 | -0,83365 | 800             | 1                    |

Сравнивая значения, получаемые по представленным выше моделям напряжения течения (таблицы 3–5) с экспериментальными данными, приведёнными на рисунках 10–12 можно сделать вывод, что модель Джонсона – Кука не подходит для описания сплава ВТ6, в то время, как метод термомеханических коэффициентов и модель Зерилли – Армстронга показывают сопоставимые результаты и могут быть использованы при расчётах и моделировании процессов горячей обработки давлением.

## 2 Исследование влияния параметров процесса ПЛВ на структуру и свойства сплава ВТ6

Получение образцов для исследований осуществлялось на макете установки прямого лазерного выращивания (УПЛВ), собранного на базе волоконного лазера ЛС-5. В состав макета УПЛВ также входят шестиосевой робот-манипулятор, двухосевой наклонно-поворотный позиционер и герметичная камера объемом 6 м<sup>3</sup>. Рабочим инструментом является лазерная сварочная головка D30 Wobble Module фирмы IPG с трёхструйным соплом. Общий вид установки представлен на рисунке 13.



Рисунок 13 – Общий вид установки прямого лазерного выращивания

### 2.1 Влияние фракционного состава металлопорошковых композиций на свойства изделий полученных методом ПЛВ

Для определения влияния фракционного состава исходной металлопорошковой композиции использовали титановый порошок сплава ВТ6 различной дисперсности:

- № 1 – МПК с фракцией 60–200 мкм;
- № 2 – МПК с фракцией 50–150 мкм;
- № 3 – МПК с фракцией 45–90 мкм;
- № 4 – МПК с фракцией 106–180 мкм.



Морфология и размер частиц МПК влияют на текучесть газопорошковой смеси. Очень мелкие частицы (менее 30 мкм) снижают текучесть и засоряют сопла, поскольку эти порошки коагулируют, тем самым ограничивая поток. Поэтому для процесса прямого лазерного выращивания является целесообразным использование МПК с размером частиц более 30 мкм. При этом поверхность порошка должна быть сферической и на ней не должно быть сателлитов и посторонних включений. Сферическая поверхность и равномерное распределение по фракции порошков обеспечивает наилучшую укладку и равномерное плавление частиц.

Химический состав титанового сплава ВТ6, согласно ГОСТ 19807-91 [65], представлен в таблице 6.

Таблица 6 – Химический состав титанового сплава ВТ6

| Ti   | Al      | V       | Zr  | Si  | Fe  | O   | H     | N    | C   |
|------|---------|---------|-----|-----|-----|-----|-------|------|-----|
| осн. | 5,3–6,8 | 3,5–5,3 | 0,3 | 0,1 | 0,6 | 0,2 | 0,015 | 0,05 | 0,1 |

Рентгеноспектральный микроанализ химического состава исследуемых порошков в областях, отмеченных на рисунке 14, представлен в таблице 7.

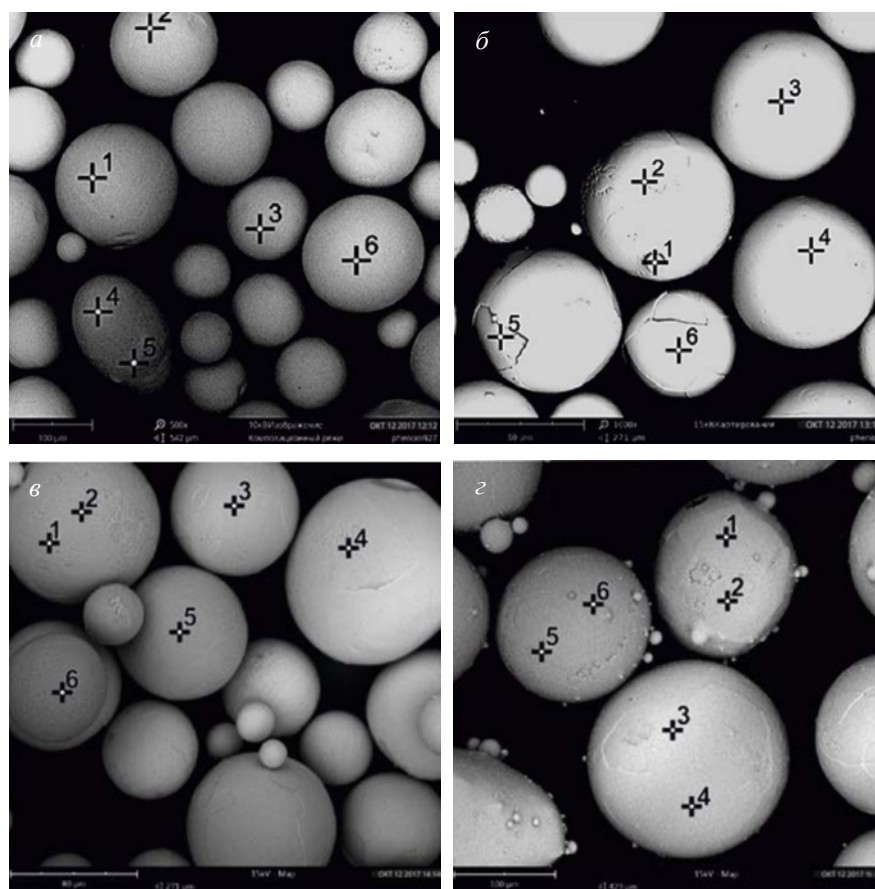


Рисунок 14 – Общий вид частиц порошка с областями сканирования:

а – № 1 (60–200 мкм); б – № 2 (50–150 мкм); в – № 3 (45–90 мкм); з – № 4 (106–180 мкм)

Распределение частиц исследуемых МПК № 1–4 нормальное. Порошок № 4 отличается мелкодисперсными сателлитами на поверхности (рисунок 14).

Таблица 7 – Химический состав МПК № 1–4

| Область            | Ti   | V   | Al  | N*  | O*   |
|--------------------|------|-----|-----|-----|------|
| № 1 (рисунок 14 а) |      |     |     |     |      |
| 1                  | 80,7 | 3,0 | 6,2 | –   | 10,1 |
| 2                  | 81,1 | 6,5 | 7,7 | –   | 4,3  |
| 3                  | 87,9 | 3,9 | 8,2 | –   | –    |
| 4                  | 90,1 | 3,5 | 6,4 | –   | –    |
| 5                  | 87,9 | 3,6 | 6,5 | –   | 1,7  |
| 6                  | 89,5 | 2,7 | 9,8 | –   | –    |
| № 2 (рисунок 14 б) |      |     |     |     |      |
| 1                  | 86,7 | 2,4 | 4,6 | –   | 8,7  |
| 2                  | 76,1 | 2,1 | 6,7 | –   | 10,1 |
| 3                  | 91,0 | 2,4 | 6,6 | –   | –    |
| 4                  | 91,5 | 2,7 | 5,8 | –   | –    |
| 5                  | 87,5 | 2,1 | 6,4 | –   | 4,0  |
| 6                  | 80,2 | 3,3 | 6,6 | –   | 9,9  |
| № 3 (рисунок 14 в) |      |     |     |     |      |
| 1                  | 87,5 | 2,0 | 8,7 | –   | 0,8  |
| 2                  | 73,2 | 2,0 | 7,4 | –   | –    |
| 3                  | 87,6 | 3,4 | 7,6 | –   | –    |
| 4                  | 87,1 | 6,4 | 4,6 | –   | 1,5  |
| 5                  | 88,2 | 2,5 | 7,2 | –   | 1,1  |
| 6                  | 84,7 | 2,4 | 6,1 | –   | 6,4  |
| № 4 (рисунок 14 г) |      |     |     |     |      |
| 1                  | 88,6 | 2,9 | 8,4 | –   | –    |
| 2                  | 87,7 | 2,8 | 8,6 | 0,9 | –    |
| 3                  | 82,0 | 4,9 | 1,9 | 0,3 | 10,9 |
| 4                  | 80,3 | 5,5 | 2,2 | –   | 12,0 |
| 5                  | 88,5 | 3,0 | 7,8 | –   | –    |
| 6                  | 87,8 | 2,7 | 7,2 | –   | 2,3  |

\*данные МРСА по легким элементам (N, O) показывают принципиальное наличие или отсутствие элемента

Для определения влияния фракционного состава МПК на механические свойства, были изготовлены образцы. Режим изготовления образцов методом ПЛВ: мощность лазера – 1300 Вт; скорость сканирования – 25 мм/с; расход порошка – 27 %; диаметр пятна лазера

– 2,8...3 мм; расход газа – 12,0...12,5 л/мин; расстояние от среза сопла до подложки – 10 мм; шаг слоя – 0,5 мм.

В процессе прямого лазерного выращивания изделия формируются послойно, в связи с этим ухудшается качество поверхности, которое изменяется пропорционально шагу слоя. Кроме того, качество поверхности ухудшается при налипании на боковые поверхности изделия частиц, которые в процессе были частично расплавлены, или траектория их движения относительно изделия была такой, что они пролетали по касательной к формируемой поверхности. Слои, формируемые из крупного порошка менее стабильны, при этом шероховатость поверхности выше. В то же время более мелкие частицы создают стабильную ванну расплава, и в последствии формируется более гладкая поверхность. Таким образом МПК № 3 с фракционным составом 45–90 мкм позволяет получать лучшую шероховатость поверхности, по сравнению с порошками с большей фракцией.

Изготовленные методом ПЛВ тонкие пластины толщиной 2 мм были испытаны на установке Zwick модель Roell Z100. Для статистики испытаны по три плоских образца, полученных из порошка различной фракции. Усреднённые результаты механических испытаний представлены в таблице 8.

Таблица 8 – Влияние фракционного состава порошка на механические свойства

| МПК | Фракция, мкм | Предел текучести, МПа | Предел прочности, МПа | Относительное удлинение, % |
|-----|--------------|-----------------------|-----------------------|----------------------------|
| № 1 | 60–200       | 758,6                 | 818,6                 | 4,2                        |
| № 2 | 50–150       | 817,0                 | 879,4                 | 5,2                        |
| № 3 | 40–95        | 830,0                 | 900,6                 | 5,0                        |
| № 4 | 106–180      | 888,9                 | 988,8                 | 5,6                        |

Наилучшими механическими характеристиками обладает образец, полученный методом ПЛВ из МПК №4. Наихудшими свойствами – образец №1, этот порошок характеризуется неравномерным фракционным составом. Исходя из этого, распределение по фракции также оказывает влияние. Так порошки с равномерным распределением показывают механические свойства выше, чем порошки с неравномерным распределением.

МПК с фракцией 106–180 мкм ухудшают качество поверхности изделий, а также возникновение дефектов в образцах из такого порошка наблюдается чаще, что связано с тем, что для образования ванны расплава и плавления частиц необходимо больше энергии. Но при предварительном шлифовании образцы из порошка № 4 показывают наилучшие механические характеристики.

Также было исследовано влияние фракционного состава МПК на коэффициент использования материала. Для этого фиксировали время выращивания образца с толщиной

стенки 2,5 мм и общий массовый расход порошка. Масса полученного образца определялась взвешиванием. КИМ определялся как отношение массы образца к общей массе поданного порошка за время выращивания. В таблице 9 представлены результаты измерения КИМ.

Таблица 9 – Влияние фракционного состава МПК на КИМ

| МПК | Фракция, мкм | КИМ, % |
|-----|--------------|--------|
| № 1 | 60–200       | 43     |
| № 2 | 50–150       | 51     |
| № 3 | 40–95        | 59     |
| № 4 | 106–180      | 47     |

В результате проведённых экспериментов выяснилось, что КИМ выше, если использовать порошки с более мелкой и узкой фракцией. Это обуславливается процессами протекания газопорошковой струи через коаксиальное сопло. Более мелкий порошок узкой фракции лучше фокусируется, за счет чего плотность газопорошковой струи в области фокуса выше и, соответственно, выше коэффициент захвата порошинок. Однако, при выборе фракционного состава порошка также необходимо принимать во внимание стоимость МПК и результаты металлографических исследований и механических испытаний выращенных образцов.

Применяемая фракция порошка для изделий разной геометрии может отличаться. Для изготовления толстостенных изделий может использоваться более крупный порошок, например 106–180 мкм. При изготовлении тонкостенных изделий размер ванны расплава ограничен толщиной выращиваемой стенки, что требует использование более мелкого порошка с узким фракционным составом, например 45–90 мкм.

## 2.2 Влияние параметров ПЛВ на шероховатость поверхности выращенного изделия

Качество поверхности полученного изделия играет важную роль в процессе эксплуатации. Долговечность деталей машин в значительной части определяется качеством их поверхностных слоев. Улучшения качества поверхности выращенных деталей можно добиться, оптимизируя технологические параметры процесса ПЛВ.

Диапазон варьируемых параметров, влияющих на шероховатость поверхности полученных изделий:

- мощность лазерного излучения: 700–1300 Вт;

- скорость процесса: 30–45 мм/с;
- шаг слоя по оси  $z$ : 0,1–0,4 мм.

Образцом для исследований был выбран цилиндр диаметром 40 мм. Для экономии времени лабораторных испытаний на одном цилиндре выращивались четыре образца, высотой 10 мм, с разными параметрами процесса ПЛВ, наплавленные друг на друга. Таким образом высота цилиндра с четырьмя образцами, полученными по разным режимам, составила 40 мм. Итого было изготовлено шесть цилиндров, содержащих 24 набора параметров прямого лазерного выращивания (рисунок 15).



Рисунок 15 – Изображения изготовленных образцов

Для измерения шероховатости использовался контактный профилометр Hommel Tester W55. Профилометр оборудован сменными щупами и позволяет проводить измерения

в автоматическом режиме. В таблице 10 представлены результаты измерения шероховатости образцов.

Таблица 10 – Шероховатость образцов, полученных по разным режимам ПЛВ

| № образца | Мощность лазера, Вт | Скорость процесса, мм/с | Шаг слоя по оси z, мм | Ra, мкм | Rz, мкм |
|-----------|---------------------|-------------------------|-----------------------|---------|---------|
| 1.1       | 900                 | 30                      | 0,1                   | 7,02    | 42,49   |
| 1.2       | 900                 | 30                      | 0,2                   | 7,21    | 42,69   |
| 1.3       | 900                 | 30                      | 0,3                   | 25,78   | 81,93   |
| 1.4       | 900                 | 30                      | 0,4                   | 27,66   | 87,12   |
| 2.1       | 1000                | 45                      | 0,1                   | 7,54    | 38,70   |
| 2.2       | 1000                | 45                      | 0,2                   | 15,40   | 76,77   |
| 2.3       | 1000                | 45                      | 0,3                   | 16,13   | 81,00   |
| 2.4       | 1000                | 45                      | 0,4                   | 18,38   | 83,40   |
| 3.1       | 1300                | 30                      | 0,2                   | 3,69    | 17,50   |
| 3.2       | 1100                | 30                      | 0,2                   | 17,50   | 84,75   |
| 3.3       | 900                 | 30                      | 0,2                   | 12,67   | 63,35   |
| 3.4       | 700                 | 30                      | 0,2                   | 13,93   | 67,82   |
| 4.1       | 1300                | 35                      | 0,2                   | 13,96   | 68,79   |
| 4.2       | 1100                | 35                      | 0,2                   | 12,43   | 61,07   |
| 4.3       | 900                 | 35                      | 0,2                   | 15,38   | 83,24   |
| 4.4       | 700                 | 35                      | 0,2                   | 12,38   | 59,24   |
| 5.1       | 1300                | 40                      | 0,2                   | 11,19   | 62,25   |
| 5.2       | 1100                | 40                      | 0,2                   | 14,45   | 71,55   |
| 5.3       | 900                 | 40                      | 0,2                   | 15,97   | 82,52   |
| 5.4       | 700                 | 40                      | 0,2                   | 17,73   | 81,44   |
| 6.1       | 1300                | 45                      | 0,2                   | 11,91   | 62,22   |
| 6.2       | 1100                | 45                      | 0,2                   | 16,40   | 79,87   |
| 6.3       | 900                 | 45                      | 0,2                   | 13,15   | 71,87   |
| 6.4       | 700                 | 45                      | 0,2                   | 16,10   | 83,49   |

Также известно, что сканирование лазерного пучка оказывает влияние на шероховатость поверхности. Для понимания зависимости амплитуды сканирования на шероховатость поверхности была изготовлена серия образцов. Диапазон варьируемых параметров:

- мощность лазера: 1200–2300 Вт;
- скорость процесса: 20, 30 мм/с;
- диаметр пучка лазера: 2,0–3,0 мм;
- амплитуда сканирования: 1,0–2,5 мм.

На рисунке 16 представлена фотография с изготовленными образцами.



Рисунок 16 – Изображение полученных образцов

В таблице 11 представлены результаты измерения шероховатости образцов.

Таблица 11 – Влияние амплитуды сканирования на шероховатость

| № образца | Мощность, Вт | Скорость, мм/с | Диаметр пучка, мм | Амплитуда, мм | $Ra$ , мкм | $Rz$ , мкм |
|-----------|--------------|----------------|-------------------|---------------|------------|------------|
| 1         | 1700         | 20             | 2,0               | 2,5           | 16,07      | 60,25      |
| 2         | 1500         | 20             | 2,0               | 2,0           | 26,00      | 90,30      |
| 3         | 1300         | 20             | 2,0               | 1,5           | 21,06      | 85,65      |
| 4         | 1200         | 20             | 2,0               | 1,0           | 21,71      | 84,97      |
| 5         | 2000         | 30             | 2,0               | 2,5           | 14,48      | 63,20      |
| 6         | 1800         | 30             | 2,0               | 2,0           | 23,50      | 85,69      |
| 7         | 1500         | 30             | 2,0               | 1,5           | 23,70      | 88,22      |
| 8         | 1300         | 30             | 2,0               | 1,0           | 25,48      | 92,65      |
| 9         | 1900         | 20             | 2,5               | 2,5           | 13,00      | 37,05      |
| 10        | 1800         | 20             | 2,5               | 2,0           | 11,20      | 48,26      |
| 11        | 1700         | 20             | 2,5               | 1,5           | 13,63      | 58,69      |
| 12        | 1400         | 20             | 2,5               | 1,0           | 23,00      | 78,33      |
| 13        | 2100         | 30             | 2,5               | 2,5           | 10,89      | 59,38      |
| 14        | 2000         | 30             | 2,5               | 2,0           | 12,64      | 61,66      |
| 15        | 1700         | 30             | 2,5               | 1,5           | 14,90      | 62,48      |
| 16        | 1700         | 30             | 2,5               | 1,0           | 27,48      | 81,63      |
| 17        | 2100         | 20             | 3,0               | 2,5           | 7,72       | 23,01      |
| 18        | 2000         | 20             | 3,0               | 2,0           | 16,19      | 33,52      |
| 19        | 1900         | 20             | 3,0               | 1,5           | 19,40      | 85,88      |
| 20        | 1800         | 20             | 3,0               | 1,0           | 23,48      | 96,34      |
| 21        | 2300         | 30             | 3,0               | 2,5           | 7,76       | 52,05      |
| 22        | 2200         | 30             | 3,0               | 2,0           | 14,48      | 66,90      |
| 23        | 2100         | 30             | 3,0               | 1,5           | 20,89      | 72,56      |
| 24        | 1900         | 30             | 3,0               | 1,0           | 24,50      | 77,42      |

В результате можно сделать вывод об основных параметрах, влияющих на шероховатость поверхности в процессе прямого лазерного выращивания. При увеличенной мощности лазерного излучения, проходя через лазерный луч, порошок быстрее разогревается, так же температура ванны возрастает и в ней порошок интенсивнее плавится. Тем самым, повышенная мощность ведет к уменьшению шероховатости из-за большего переплавления порошка. При увеличенной скорости процесса, материал, вносимый в ванну жидкого металла, не успевает переплавляться и частично выступает на стенках изделия. Также, в экспериментах со сканированием стало ясно, что при увеличении амплитуды уменьшается шероховатость поверхности стенки. При уменьшении шага между слоями уменьшается и шероховатость поверхности, однако это приводит к уменьшению производительности процесса.

При изготовлении крупногабаритных изделий важно учитывать производительность процесса ПЛВ, следовательно необходимо выбирать режим, который позволит обеспечить производительность не менее 1 кг/ч и шероховатость необработанных поверхностей не более  $Rz50$ .

Исходя из полученных результатов, можно сделать вывод, что оптимальным с точки зрения шероховатости поверхности является режим выращивания образца № 17 (таблица 11), так как он позволяет получить шероховатость поверхности  $Rz23$  при производительности 1,2 кг/ч.

### 2.3 Влияние режимов ПЛВ на структуру сплава ВТ6

Для подбора режимов, обеспечивающих бездефектное (с минимальным количеством дефектов) формирование структуры металла в толстостенных изделиях, требующих несколько проходов, проведён ряд натурных экспериментов с варьированием основных параметров (мощность лазерного излучения и скорость перемещения сопла), оказывающих влияние на качество изделия.

Основные параметры используемых режимов изготовления с соответствующими обозначениями представлены в таблице 12. Выращивание производилось в защитной атмосфере аргона, содержание кислорода в камере не превышает 2000 ppm (не более 0,2 %). Диаметр пятна лазера 2,5 мм, шаг между валиками (смещение по оси  $x$ ) варьировался от 1,2 до 1,8 мм, шаг между слоями по оси  $z$  0,6 мм.



Таблица 12 – Режимы ПЛВ для исследования структуры сплава ВТ6

| Обозначение образца | Мощность лазера, Вт | Скорость процесса, мм/с |
|---------------------|---------------------|-------------------------|
| A.3.1               | 1200                | 25                      |
| A.3.2               | 1200                | 15                      |
| A.3.3               | 1600                | 25                      |
| A.3.4               | 1600                | 35                      |
| A.3.5               | 2000                | 30                      |
| A.3.6               | 2000                | 35                      |
| A.3.7               | 1000                | 25                      |
| A.3.8               | 1000                | 15                      |

Параметр шаг между валиками  $\Delta x$  – это расстояние между центрами валиков. Данное значение меньше ширины самого валика для достижения сплавления между соседними валиками, как это показано на рисунке 17. Шаг между слоями  $\Delta z$  – это расстояние, на которое поднимается сопло при окончании формирования текущего слоя (рисунок 17).

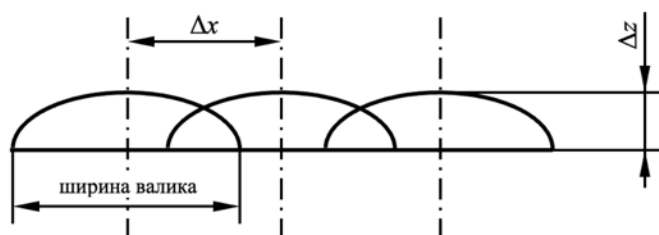


Рисунок 17 – Схема смещения по оси x (шаг между валиками)

Стратегия заполнения слоя представлена на рисунке 18.

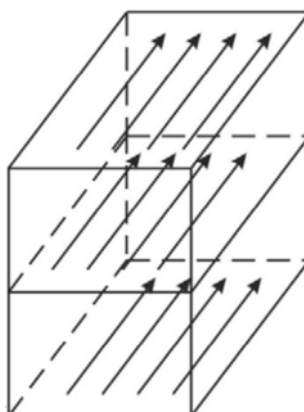


Рисунок 18 – Стратегия заполнения слоя

Образцы для подбора режима ПЛВ без дефектов представляют собой толстостенные пластины. Каждая пластина соответствует одному режиму (A.3.1–A.3.8, таблица 12). На

каждой пластине варьируется шаг смещения лазерного луча по оси  $x$  (шаг между валиками), который принимает значения 1,2; 1,4; 1,6; 1,8 мм. Изображения некоторых выращенных пластин представлено на рисунке 19.



Рисунок 19 – Общий вид образцов, полученных методом ПЛВ

На рисунке 20 представлены изображения макроструктуры образцов, полученных по режиму А.3.1.

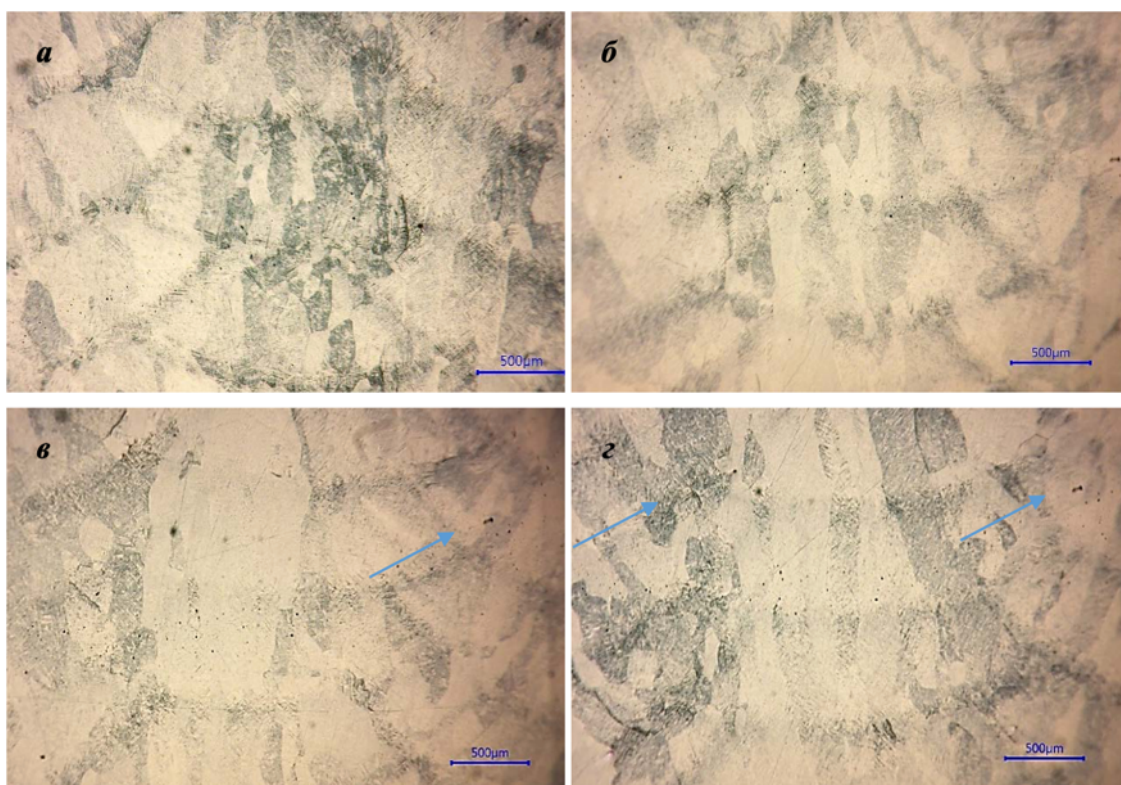


Рисунок 20 – Макроструктура образцов А.3.1, увеличение 50Х:

$a - \Delta x = 1,2$  мм;  $б - \Delta x = 1,4$  мм;  $в - \Delta x = 1,6$  мм;  $г - \Delta x = 1,8$  мм

В структуре образцов А.3.1 присутствуют несплавления размером до 50 мкм. При увеличении смещения по оси  $x$  происходит увеличение размеров несплавлений до 70 мкм (рисунок 20  $в$ ,  $г$ ). При травлении образцов отчетливо прослеживаются границы слоев.

Структура состоит из зёрен  $\beta$ -фазы, «прорастающих» через слои, направленных в направлении отвода тепла. С увеличением шага по оси  $x$  происходит рост зёрен  $\beta$ -фазы.

На рисунке 21 представлены фотографии макроструктуры образцов, полученных по режиму А.3.2.

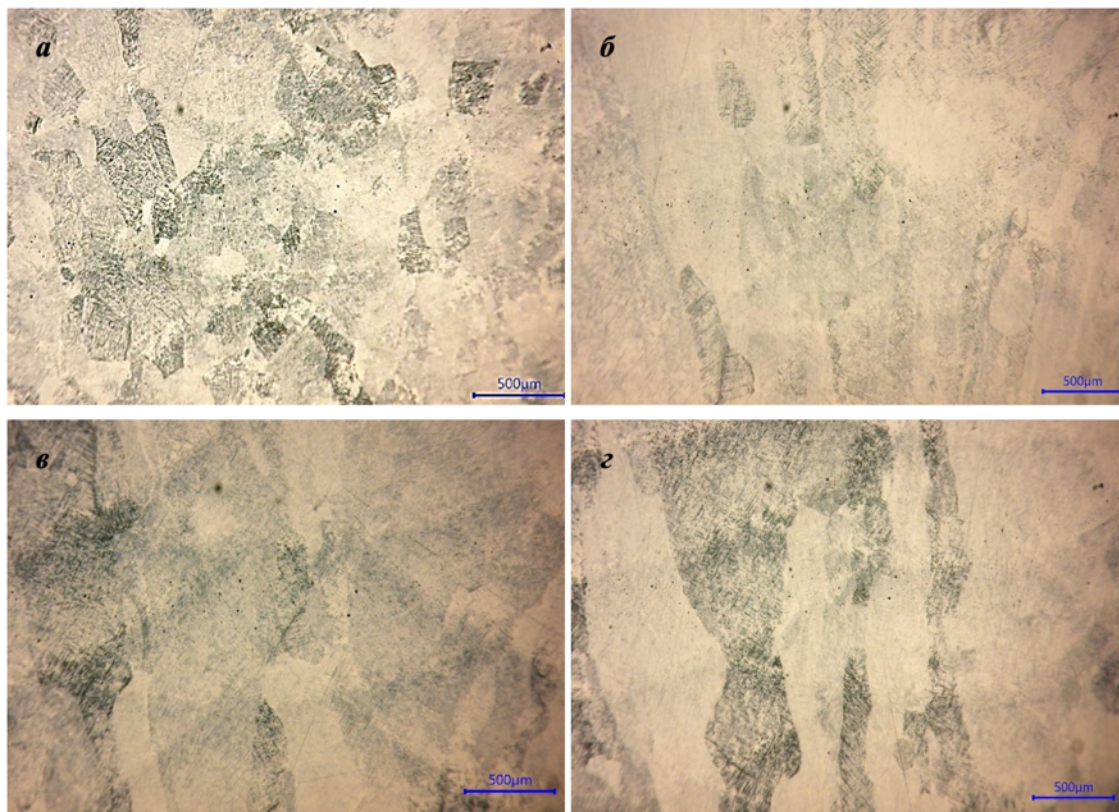


Рисунок 21 – Макроструктура образцов А.3.2, увеличение 50Х:  
 $a - \Delta x = 1,2$  мм;  $б - \Delta x = 1,4$  мм;  $в - \Delta x = 1,6$  мм;  $г - \Delta x = 1,8$  мм

У режима А.3.2 параметр скорости процесса меньше на 10 мм/с, чем у режима А.3.1, соответственно увеличивается величина погонной энергии. В структуре образцов присутствуют несплавления размером 30–70 мкм в зависимости от величины шага между валиками. При смещении по оси  $x$  – 1,2 мм наблюдаются равноосные полиэдрические зерна  $\beta$ -фазы размером до 500 мкм, при этом травление образцов практически не выявляет границ между слоями (рисунок 21 *a*). С увеличением шага по оси  $x$  зёрна  $\beta$ -фазы вытягиваются в направлении отвода тепла и при смещении 1,8 мм их размер в продольном направлении достигает нескольких миллиметров (рисунок 21 *г*).

На рисунке 22 показаны изображения макроструктуры образцов А.3.3, а на рисунке 23 – фотографии макроструктуры образцов, полученных по режиму А.3.4.



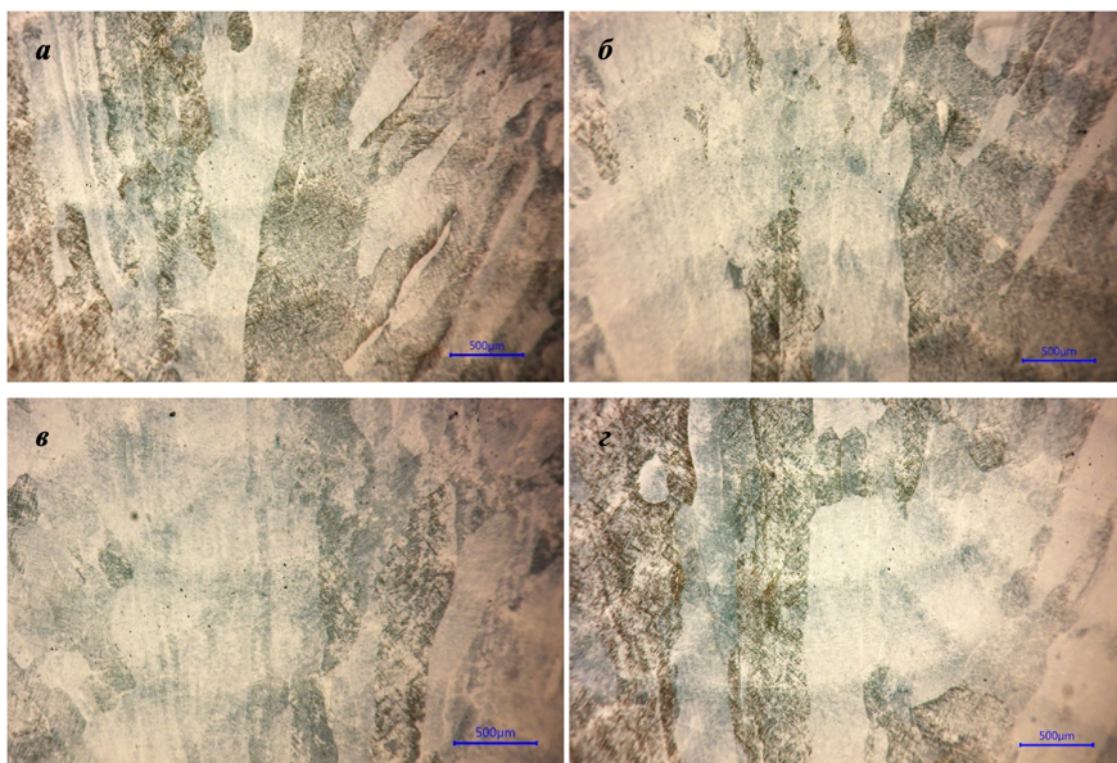


Рисунок 22 – Макроструктура образцов А.3.3, увеличение 50Х:  
 $a - \Delta x = 1,2 \text{ мм}$ ;  $б - \Delta x = 1,4 \text{ мм}$ ;  $в - \Delta x = 1,6 \text{ мм}$ ;  $г - \Delta x = 1,8 \text{ мм}$

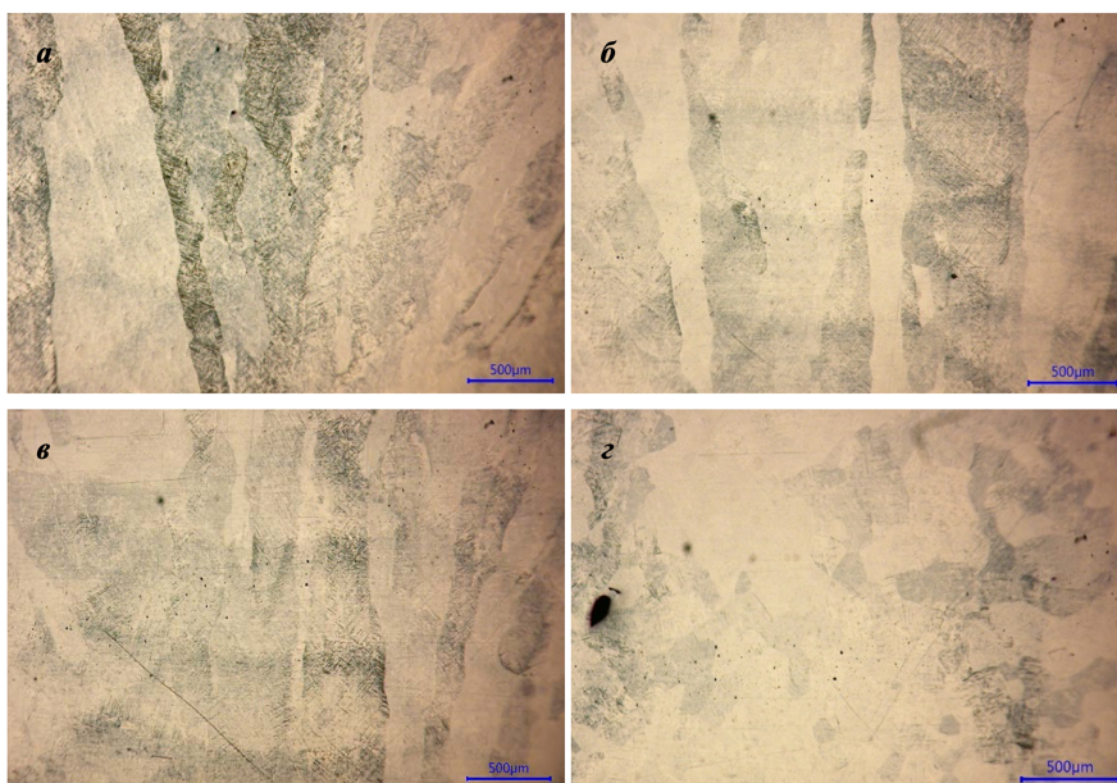


Рисунок 23 – Макроструктура образцов А.3.4, увеличение 50Х:  
 $a - \Delta x = 1,2 \text{ мм}$ ;  $б - \Delta x = 1,4 \text{ мм}$ ;  $в - \Delta x = 1,6 \text{ мм}$ ;  $г - \Delta x = 1,8 \text{ мм}$



На режиме А.3.3 происходит повышение мощности до 1600 Вт. В структуре происходит значительное увеличение  $\beta$ -зерен, формируется структура мартенситного типа. При смещении по оси  $x$  – 1,2 мм отсутствуют несплавления (рисунок 22 *а*). С увеличением шага между валиками появляются несплавления, происходит увеличение их размеров и их количества.

С последующим увеличением погонной энергии (режим А.3.4) происходит рост зёрен, но при  $\Delta x = 1,8$  мм наблюдается формирование сравнительно небольших зерен, при этом наблюдаются несплавления размером до 200 мкм (рисунок 23 *з*). В принципе, увеличение смещения по оси  $x$  приводит к образованию бóльших несплавлений, однако также приводит к постоянной смене направлений отвода тепла, благодаря чему в данном случае формируются равноосные полиэдрические зерна.

На рисунке 24 представлены изображения макроструктуры образца А.3.5, а на рисунке 25 – фотографии макроструктуры образца А3.6, полученных по режимам А.3.5 и А.3.6 соответственно.

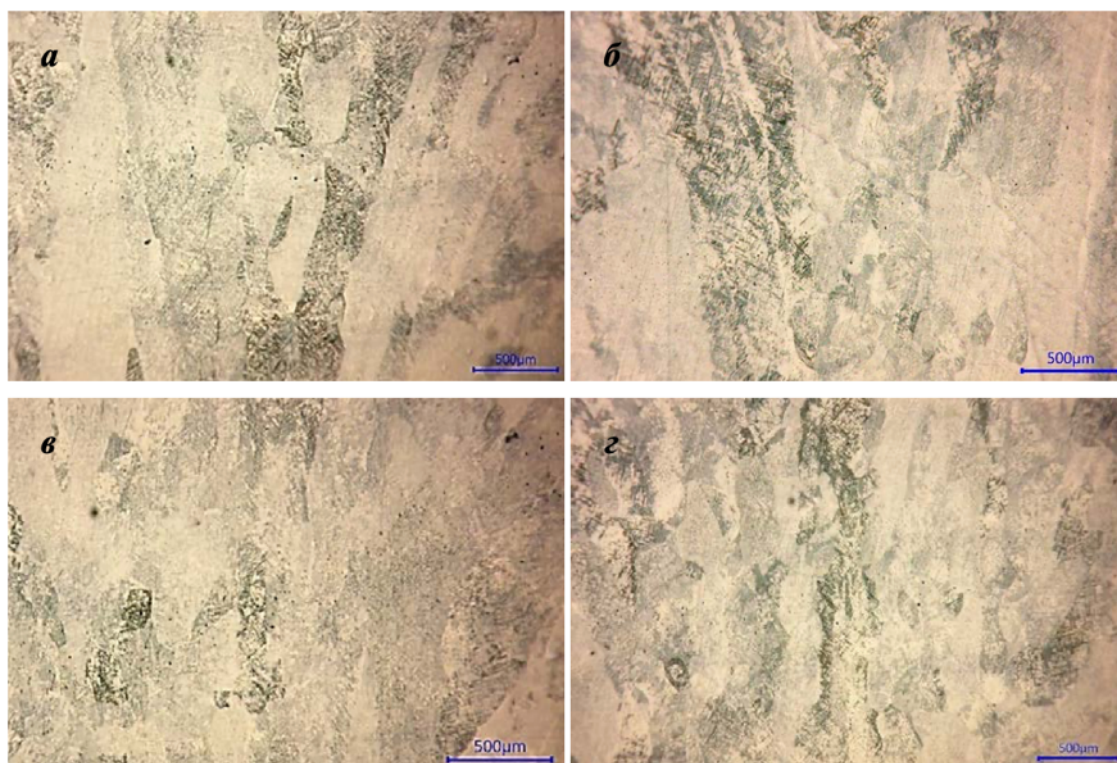


Рисунок 24 – Макроструктура образцов А.3.5, увеличение 50Х:

*а* –  $\Delta x = 1,2$  мм; *б* –  $\Delta x = 1,4$  мм; *в* –  $\Delta x = 1,6$  мм; *з* –  $\Delta x = 1,8$  мм

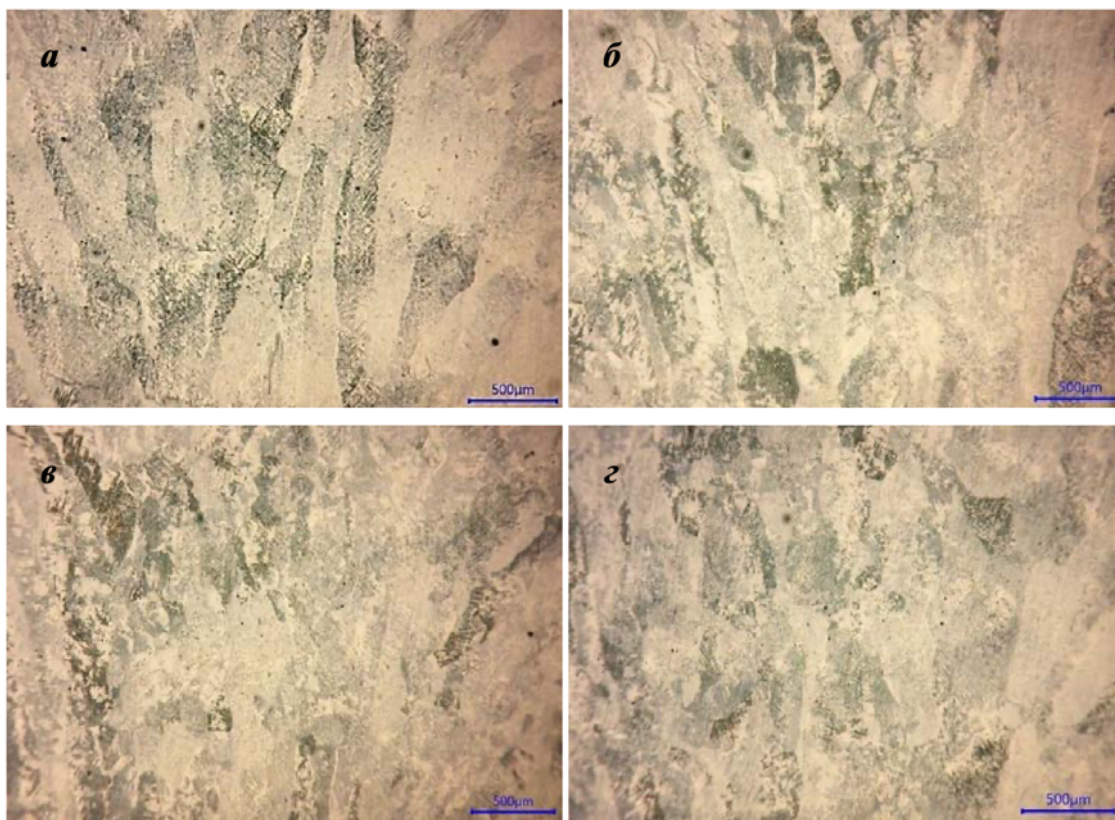


Рисунок 25 – Макроструктура образцов А.3.6, увеличение 50Х:

*a* –  $\Delta x = 1,2$  мм; *б* –  $\Delta x = 1,4$  мм; *в* –  $\Delta x = 1,6$  мм; *г* –  $\Delta x = 1,8$  мм

На режимах А.3.5 и А.3.6 с повышением мощности лазера до 2000 Вт и скорости наплавки до 30 и 35 мм/с, соответственно, не наблюдается значительного изменения в характере формирования макроструктуры, зёрна вытягиваются в продольном направлении и их ширина уменьшается. При режиме А.3.5 с  $\Delta x = 1,4$  мм несплавления отсутствуют. При других рассматриваемых величинах смещения по оси  $x$  и параметрах режима А.3.6 несплавления достигают размеров до 50 мкм.

На рисунке 26 представлены фотографии макроструктуры образца А.3.7. На рисунке 27 представлены фотографии макроструктуры образца А.3.8.

На режимах А.3.7 и А.3.8 мощность лазера снижена до 1000 Вт, что приводит к формированию крупных цепочек несплавлений. Это связано с тем, что при снижении мощности уменьшается ширина ванны расплава и величины смещения по оси  $x$  (1,4–1,8 мм) недостаточно для того, чтобы расплавленный металл заполнил полости, образовавшиеся при наложении слоёв друг на друга.



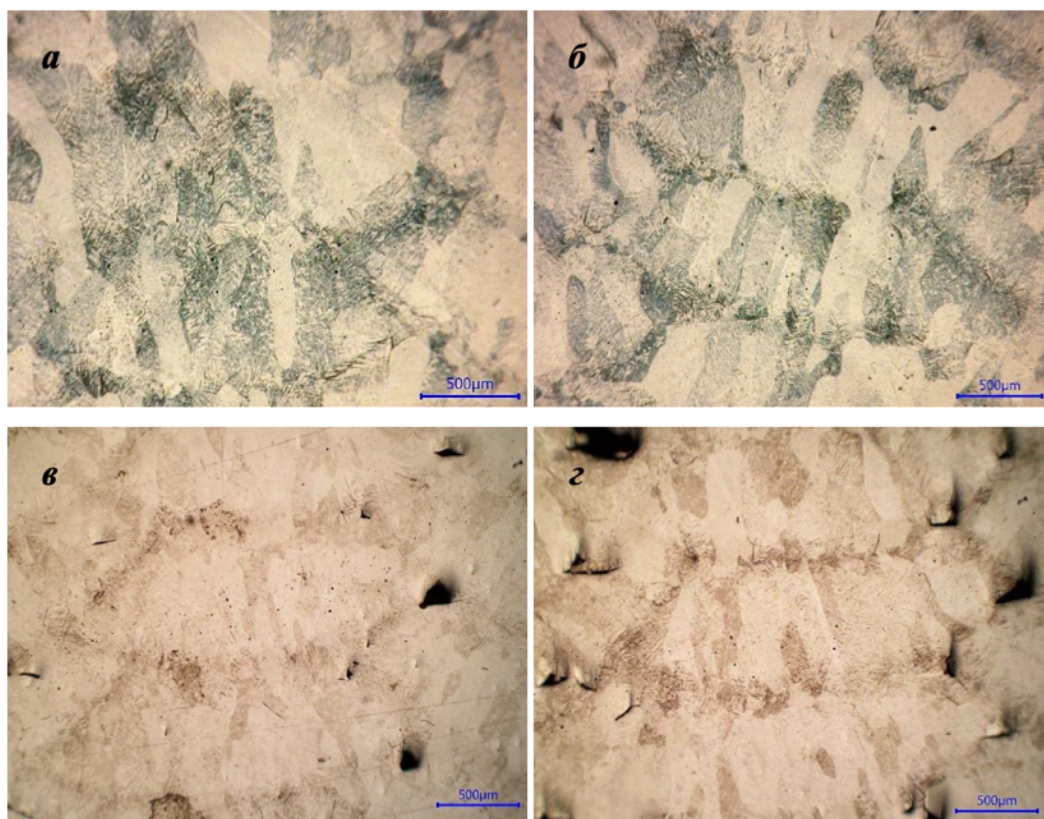


Рисунок 26 – Макроструктура образцов А.3.7, увеличение 50Х:  
*a* –  $\Delta x = 1,2$  мм; *б* –  $\Delta x = 1,4$  мм; *в* –  $\Delta x = 1,6$  мм; *г* –  $\Delta x = 1,8$  мм

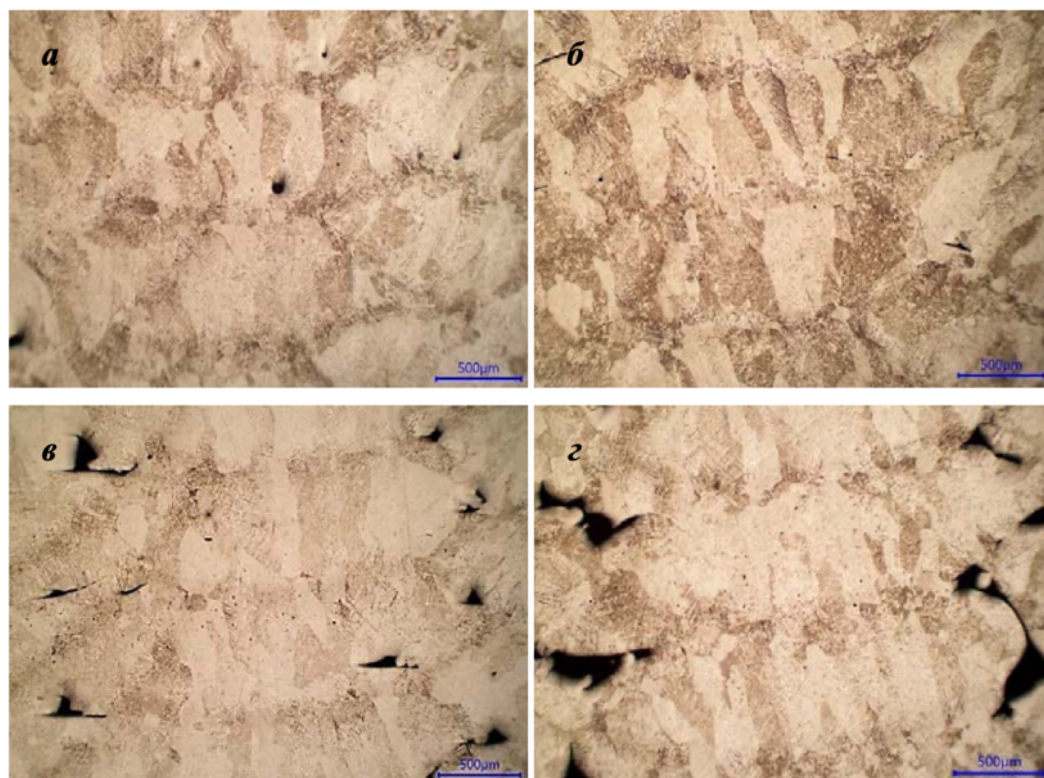


Рисунок 27 – Макроструктура образцов А.3.8, увеличение 50Х:  
*a* –  $\Delta x = 1,2$  мм; *б* –  $\Delta x = 1,4$  мм; *в* –  $\Delta x = 1,6$  мм; *г* –  $\Delta x = 1,8$  мм

Таким образом, исходя из результатов исследования дефектов в макроструктуре, можно выбрать наиболее благоприятные режимы для выращивания толстостенных изделий из титанового сплава ВТ6. На основе проведенных экспериментов, при использовании диаметра пятна лазера 2,5 мм, был выбран режим:  $P = 1600$  Вт,  $v = 35$  мм/с,  $\Delta x = 1,4$  мм, шаг между слоями 0,6 мм.

Эффективность процесса может быть повышена за счет увеличения ширины ванны расплава с помощью увеличения диаметра пятна лазера. Все параметры, используемые для определения режимов, обеспечивающих бездефектное формирование изделий с увеличением эффективности процесса, представлены в таблице 13. Шаг между слоями (смещение по оси  $z$ ) равен 0,8 мм для всех режимов с увеличенным пятном лазера. При этом, для каждого режима выращивался один образец с несколькими участками, в каждом из которых шаг между валиками варьировался и составлял 1,4; 1,6; 1,8; 2,0 и 2,2 мм, соответственно.

Таблица 13 – Режимы выращивания, обеспечивающие эффективность процесса ПЛВ

| № образца | Мощность лазера, Вт | Скорость процесса, мм/с | Скорость подачи газа, л/мин | Диаметр пятна лазера, мм |
|-----------|---------------------|-------------------------|-----------------------------|--------------------------|
| A.5.1     | 1600                | 30                      | 18                          | 3,5                      |
| A.5.2     | 1800                | 30                      | 18                          | 3,5                      |
| A.5.3     | 2000                | 30                      | 18                          | 3,5                      |
| A.5.4     | 1800                | 40                      | 23                          | 3,5                      |
| A.5.5     | 2000                | 40                      | 23                          | 3,5                      |
| A.5.6     | 2200                | 40                      | 23                          | 3,4–3,5                  |
| A.5.7     | 2000                | 50                      | 29                          | 3,4–3,5                  |
| A.5.8     | 2200                | 50                      | 29                          | 3,4–3,5                  |
| A.5.9     | 2500                | 50                      | 29                          | 3,4–3,5                  |

Увеличение размера пятна лазера приводит к увеличению ширины валика, исходя из этого становится возможным увеличение скорости процесса, а также увеличение смещения по оси  $x$ . Но необходимо учитывать то, что максимально возможная мощность ограничена, так как при достижении критического значения происходит образование факела, что отрицательно влияет на работоспособность рабочего инструмента, а также на качество формируемого изделия.

На рисунке 28 представлено изображение выращенных образцов по режимам таблицы 13.





Рисунок 28 – Образцы, выращенные по режимам А.5.1–А.5.9

Влияние смещения по оси  $x$  на образование дефектов показано на рисунке 29, где представлена макроструктура образца А.5.5.

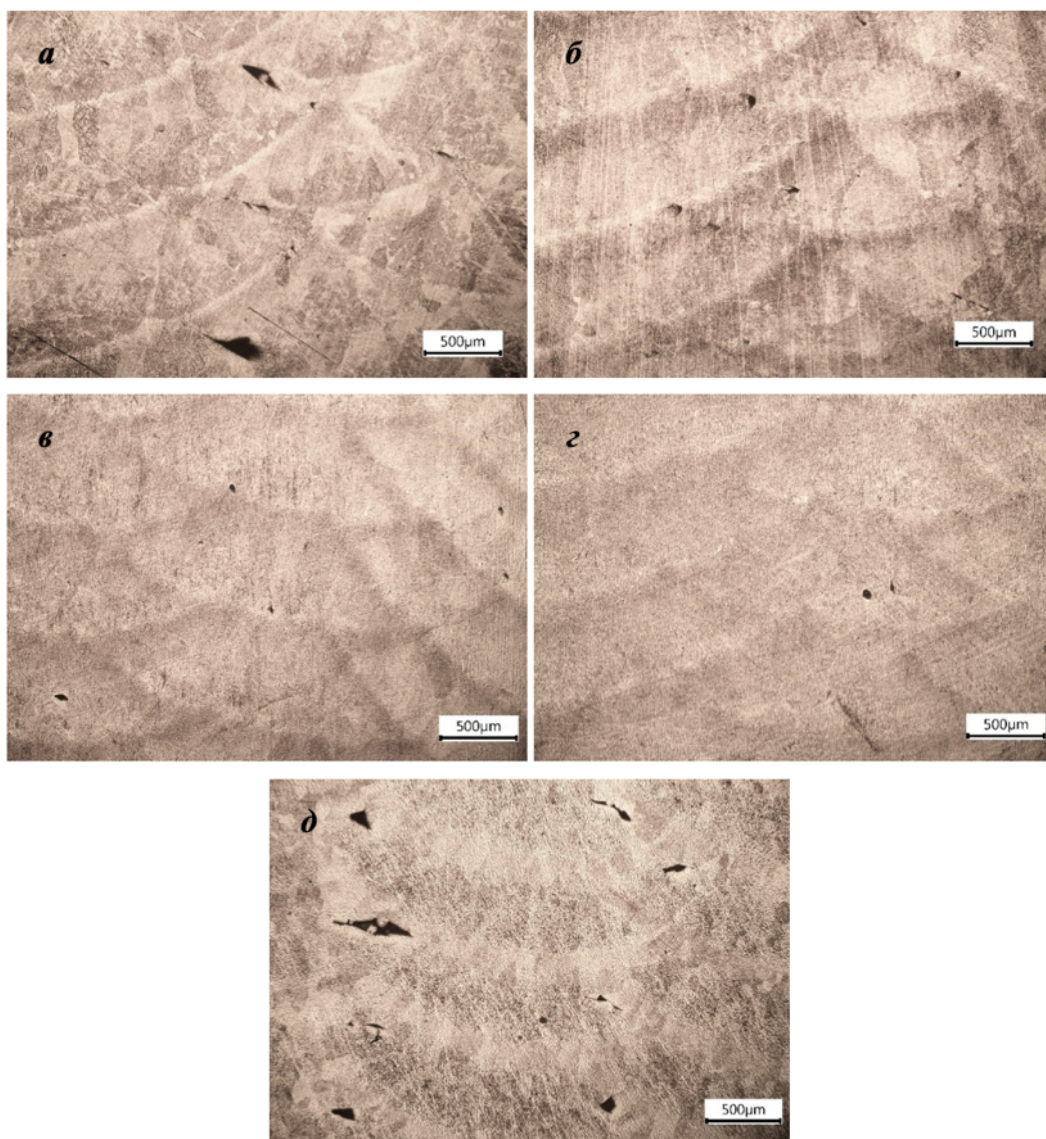


Рисунок 29 – Влияние шага смещения на структуру и образование дефектов образца А.5.5:

$a - \Delta x = 1,4$  мм;  $б - \Delta x = 1,6$  мм;  $в - \Delta x = 1,8$  мм;  $г - \Delta x = 2,0$  мм;  $д - \Delta x = 2,2$  мм

Установлено, что при увеличении смещения до 2,0 мм происходит уменьшение количества и размеров несплавлений (рисунок 29). При значении смещения  $\Delta x = 2,0$  мм, в

зависимости от режима, размер указанных дефектов минимален, либо же дефекты отсутствуют. В то же время, при шаге между валиками 2,2 мм происходит значительный рост размеров и количества дефектов (рисунок 29 д). Данная зависимость наблюдается для всех исследуемых режимов. Такая зависимость вероятнее всего связана с изменением диаметра пятна лазера. Используемая величина диаметра пятна позволяет увеличить размер шага по оси  $x$  за счет увеличения размера ванны расплава и ширины валика и как следствие, при изготовлении толстостенных изделий сокращается количество необходимых валиков для достижения заданной толщины, а значит время на заполнение одного слоя уменьшается. Таким образом для дальнейшего анализа влияния параметров режима выращивания выбран шаг между валиками 2,0 мм.

С увеличением мощности лазера, при постоянной скорости процесса 30 мм/с происходит уменьшение количества дефектов, как это показано на рисунке 30.

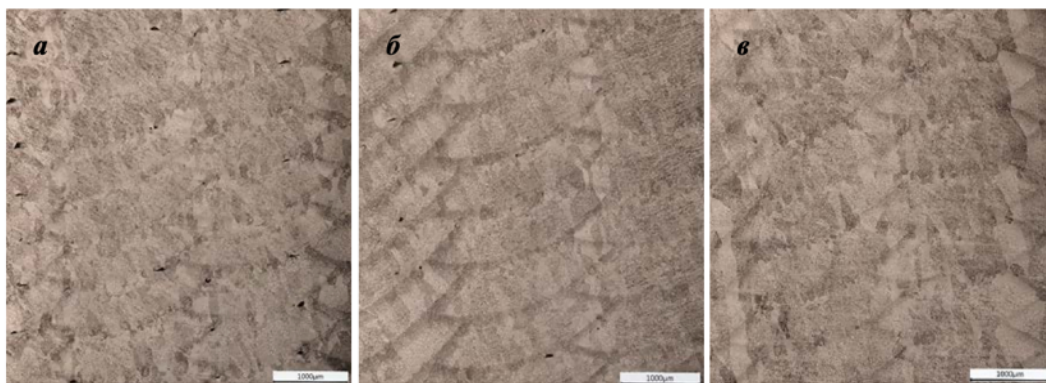


Рисунок 30 – Влияние мощности лазера на структуру и образование дефектов:

$a - P = 1600$  Вт (А.5.1);  $b - P = 1800$  Вт (А.5.2);  $v - P = 2000$  Вт (А.5.3)

Аналогичная картина наблюдается также для скоростей процесса 40 мм/с (режимы А.5.4–А.5.6, рисунок 31) и 50 мм/с (режимы А.5.7–А.5.9, рисунок 32).

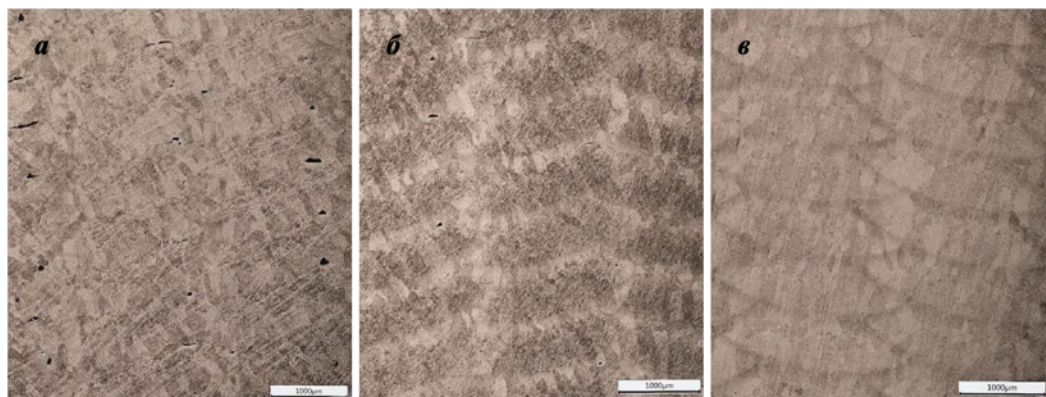


Рисунок 31 – Влияние мощности лазера на структуру образцов при скорости процесса 40 мм/с:

$a - P = 1800$  Вт (А.5.4);  $b - P = 2000$  Вт (А.5.5);  $v - P = 2200$  Вт (А.5.6)



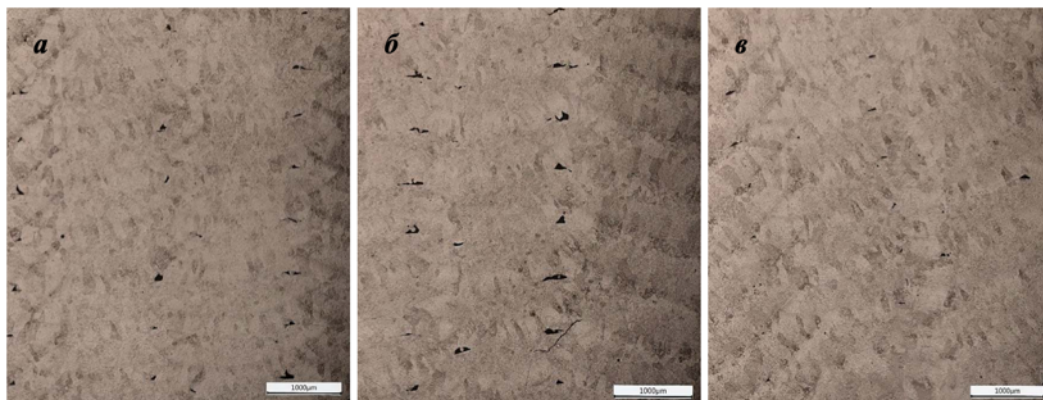


Рисунок 32 – Влияние мощности лазера на структуру образцов при скорости процесса 50 мм/с:

$a - P = 2000$  Вт (А.5.7);  $b - P = 2200$  Вт (А.5.8);  $v - P = 2500$  Вт (А.5.9)

При повышении скорости процесса до 40 мм/с размер несплавленных растёт. Также повышение мощности приводит к тому, что размер зерна увеличивается и достигает величины до 2–4 слоёв в вертикальном направлении. Размер и количество дефектов при скорости наплавки 50 мм/с значительно увеличивается. Это означает, что значение скорости процесса 50 мм/с является верхней границей при подборе режима при заданных значениях смещения по оси  $x$ , диаметра пятна и шага слоя.

Влияние скорости на наличие дефектов и их размер, при постоянной мощности лазера 2000 Вт, представлено на рисунке 33.

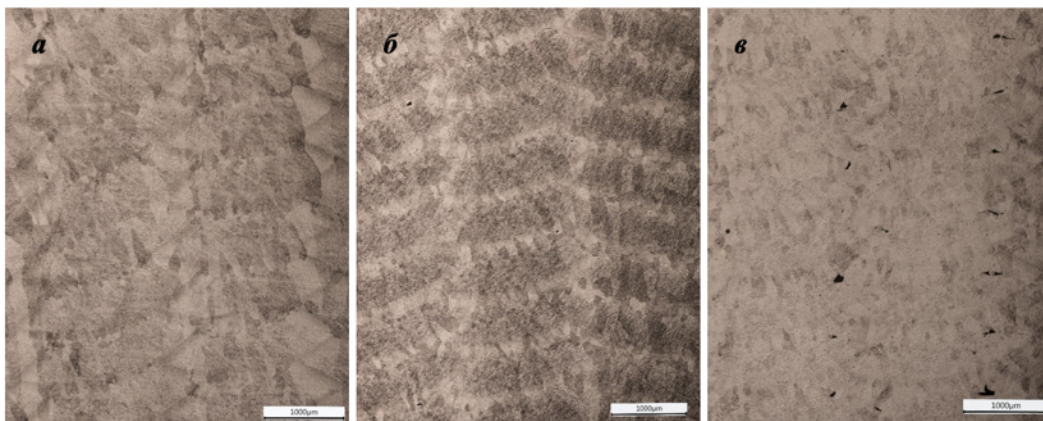


Рисунок 33 – Влияние скорости процесса на структуру, при мощности лазера 2000 Вт:

$a - v = 30$  мм/с (режим А.5.3);  $b - v = 40$  мм/с (режим А.5.5);  $v - v = 50$  мм/с (режим А.5.7)

Как видно, с увеличением скорости процесса, количество дефектов и их размеры увеличиваются. Это связано с тем, что при повышении скорости наплавки сокращается ширина ванны расплава, и выбранное смещение по оси  $x$  не покрывает величину, на которую ванна уменьшается, как следствие происходит образование полостей в перекрытиях между соседними слоями.

Диаметр пятна лазера, скорость процесса, мощность излучения определяют микро-структуру и размер ванны расплава. Столбчатые зерна образуются при использовании уменьшенной мощности лазера и размера пятна.

Исходя из проведенных металлографических исследований образцов выращенных с диаметром пятна лазера 3,5 мм, шаге между валиками 2 мм режимы прямого лазерного выращивания с минимальным количеством дефектов обеспечиваются при следующих параметрах мощности лазера и скорости процесса:  $P = 2000$  Вт,  $v = 30$  мм/с и  $P = 2200$  Вт,  $v = 40$  мм/с.

#### 2.4 Анализ количества дефектов методом компьютерной томографии

Для исследования пористости были изготовлены образцы кубической формы, из выращенных заготовок по выбранным в п. 2.3 режимам А.5.3 и А.5.6, а также режима А.5.9, при котором наблюдалось наличие дефектов. Исследование проводили методом компьютерной томографии. Изображения результатов представлены на рисунке 34.

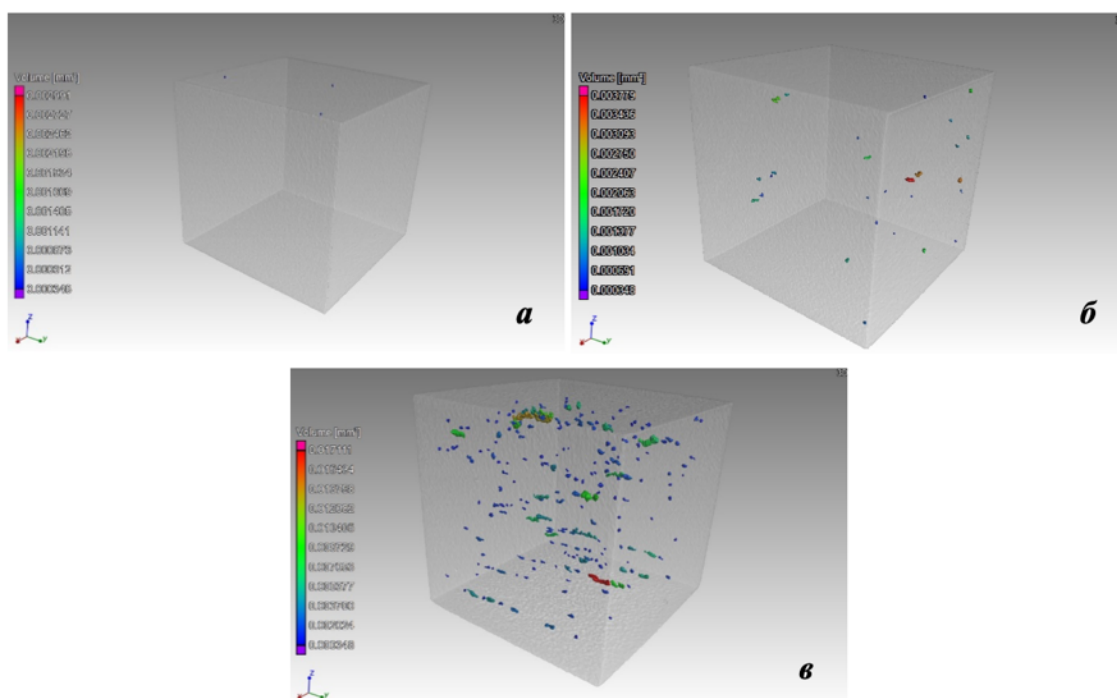


Рисунок 34 – Картины томографии, для образцов полученных по режимам:

*a* – А.5.3; *б* – А.5.6; *в* – А.5.9

Результаты компьютерной томографии приведены в таблице 14.

Таблица 14 – Результаты компьютерной томографии

| Номер образца | Режим ПЛВ    |                | Объём образца,<br>мм <sup>3</sup> | Содержание пор |                 |
|---------------|--------------|----------------|-----------------------------------|----------------|-----------------|
|               | Мощность, Вт | Скорость, мм/с |                                   | %              | мм <sup>3</sup> |
| A.5.3         | 2000         | 30             | 490,136                           | 0,00           | 0,001298        |
| A.5.6         | 2200         | 40             | 400,022                           | 0,01           | 0,034291        |
| A.5.9         | 2500         | 50             | 493,188                           | 0,08           | 0,403399        |

Из таблицы выше видно, что образцы полученные по режимам ПЛВ A.5.3 и A.5.6 содержат минимальное количество дефектов. Результаты компьютерной томографии подтвердили наличие пор в образце, изготовленном по режиму A.5.9.

Увеличение скорости процесса ПЛВ приводит к увеличению количества дефектов и размеров пор. С учётом результатов металлографических исследований скорость наплавки следует уменьшить, при этом, для сохранения объёмной плотности энергии мощность лазерного излучения должна быть увеличена.

В титановых сплавах при высокой скорости кристаллизации происходит формирование метастабильных фаз, которые значительно охрупчивают материал, что приводит к снижению пластичности. В процессе прямого лазерного выращивания кристаллизация происходит быстро, кроме того, в расплав попадают частично оплавленные частицы порошка, которые служат центрами кристаллизации и процесс происходит ещё быстрее. При высокой скорости, низкой мощности, большой величине смещения по оси  $z$  и интервале между нанесением следующего слоя, кристаллизация расплава проходит со скоростями, при которых неизбежно появление метастабильных фаз. Таким образом для сохранения высокой производительности процесса и улучшения пластичности получаемых изделий необходимо проведение термообработки после процесса прямого лазерного выращивания.

### 3 Исследование влияния постобработки на структуру и свойства изделий из сплава ВТ6, полученных методом ПЛВ

Работы множества авторов [42, 66, 67] посвящены исследованию влияния постобработки на свойства выращиваемых изделий, в особенности наиболее распространено и изучено использование горячего изостатического прессования. Операция ГИП применяется для уменьшения пористости и улучшения комплекса механических свойств, в частности позволяет значительно улучшить пластические свойства материала. Однако использование ГИП не всегда возможно из-за ограничений размера рабочей зоны газостата. В свою очередь, операции постобработки необходимы в технологии ПЛВ крупногабаритных изделий, у которых наличие внутренних дефектов и невысоких пластических свойств является распространённой проблемой.

#### 3.1 Исследование металлопорошковой композиции сплава ВТ6

Получение образцов для дальнейших исследований выполняли с использованием металлопорошковой композиции сплава ВТ6, изготовленной на ОАО «Композит» методом плазменного центробежного распыления. Форма частиц МПК сферическая (рисунок 35).

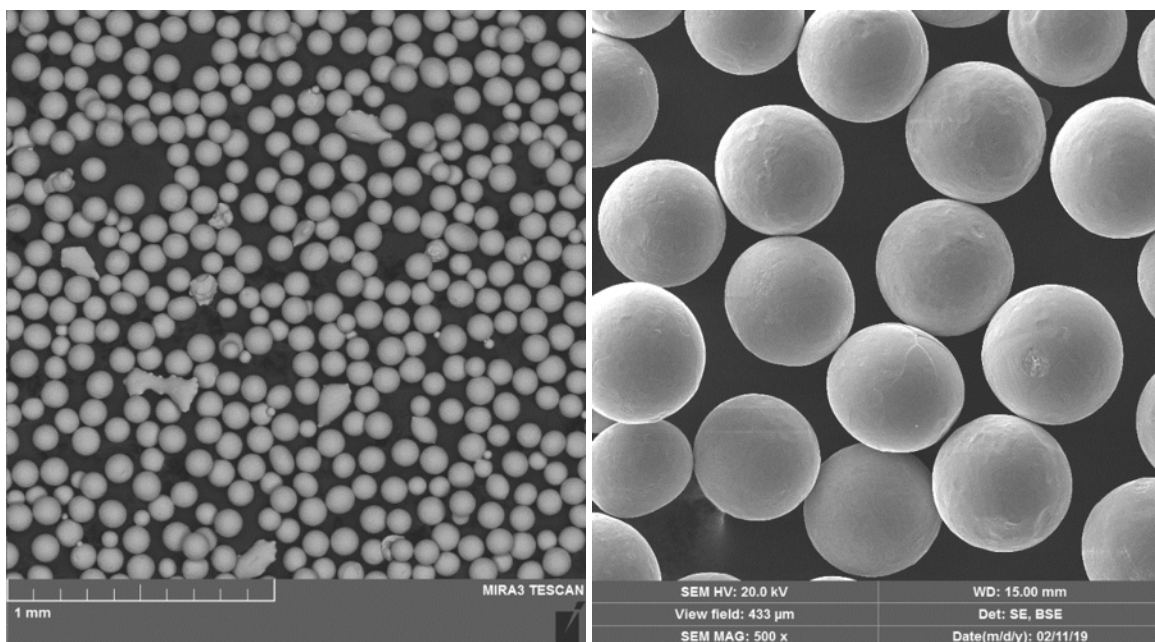


Рисунок 35 – Изображение МПК сплава ВТ6

Гранулометрический анализ металлопорошковой композиции титанового сплава ВТ6 был изучен с использованием лазерного анализатора частиц Shimadzu SALD-7500nano.

Распределение частиц МПК по размерам показано на рисунке 36, фракционный состав находится в пределах 65–125 мкм. Средний диаметр частиц  $d_{50} = 95$  мкм ( $d_{10} = 78$  мкм,  $d_{90} = 115$  мкм, порошок первичный).

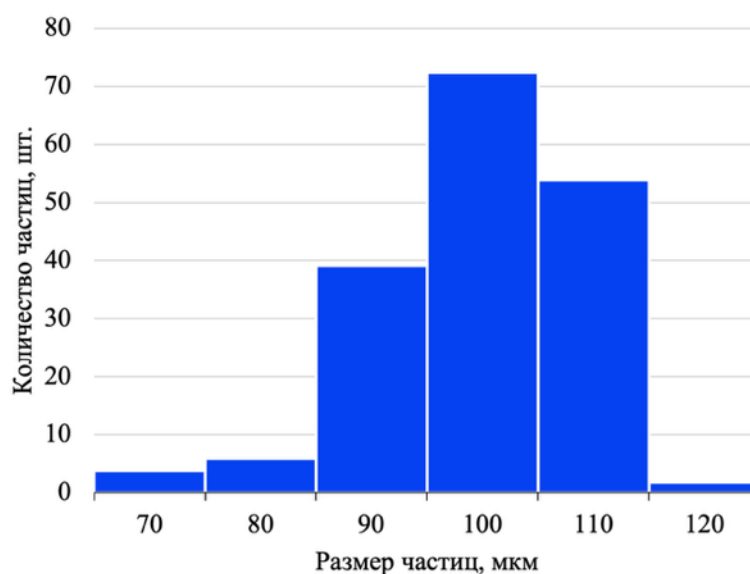


Рисунок 36 – Распределение частиц МПК сплава ВТ6

Химический состав металлопорошковой композиции представлен в таблице 15.

Таблица 15 – Химический состав металлопорошковой композиции сплава ВТ6

| Ti   | Al   | V    | O    | N     | H     | C    |
|------|------|------|------|-------|-------|------|
| осн. | 6,03 | 4,02 | 0,11 | 0,007 | 0,001 | 0,01 |

Образцы для последующих исследований получали с использованием данной металлопорошковой композиции.

### 3.2 Получение заготовки для исследований методом ПЛВ

Процесс выращивания осуществляли в институте лазерных и сварочных технологий (ИЛИСТ). Экспериментальная установка ПЛВ оснащена волоконным лазером IPG YLS-5000, мощностью до 5 кВт, пятиосевой машиной-манипулятором с ЧПУ, порошковым питателем Sultzer Metco Twin 10-C и лазерной головкой HighYAG BIMO.

Параметры процесса ПЛВ: мощность излучения – 2,3 кВт, скорость процесса – 20 мм/с, диаметр пятна лазера – 3,5 мм, амплитуда сканирования – 2,5 мм.



Полученная заготовка (рисунок 37), размерами 40×80×155 мм была подвергнута отжигу для снятия напряжений в защитной среде при температуре 825 °С в течении 2 часов. Затем заготовку разрезали на образцы для постобработки, предварительно отделив её от подложки.

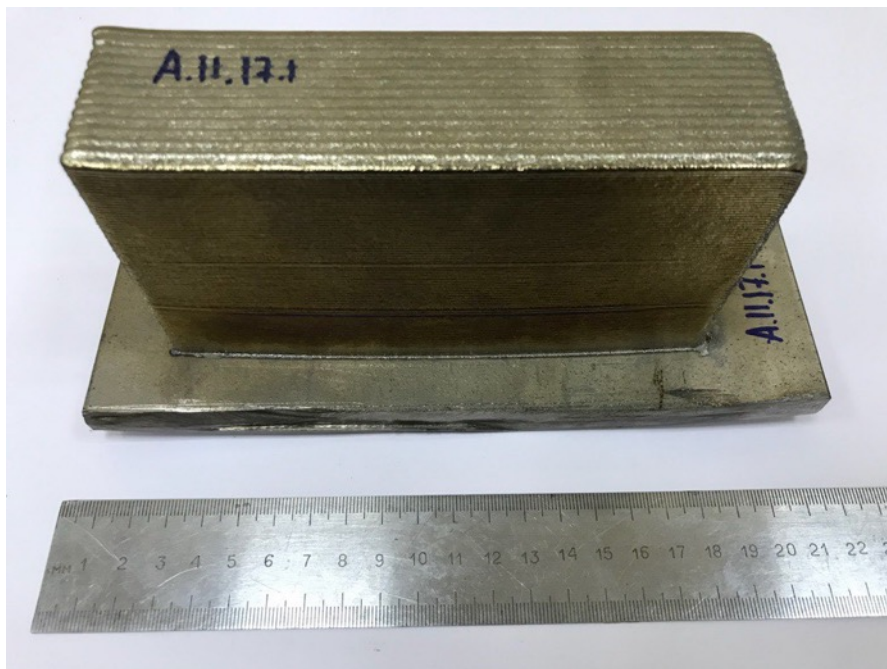


Рисунок 37 – Фотография выращенной заготовки

Так как исследование предполагает обширное изучение влияния постобработки на свойства титанового сплава ВТ6, полученного методом прямого лазерного выращивания, было решено использовать для обработки образцов не только отдельные операции (вакуумный отжиг, ГИП, горячая пластическая деформация), но также и различные вариации комбинаций этих процессов. Схема постобработки с обозначением образцов показана на рисунке 38.



Рисунок 38 – Схема вариаций комбинирования способов постобработки

### 3.3 Оборудование и технология постобработки

Вакуумный отжиг образцов выполняли в научно-исследовательской лаборатории «ГНМ» НИТУ МИСИС в вакуумной камерной электропечи СНВЭ (Ф) 1.3.1/16 (Россия). Данная печь позволяет проводить различную термическую обработку в вакууме (отжиг, дегазация, спекание) при температуре до 1600 °С. Режим отжига: температура 800 °С, выдержка 2 ч, давление в камере  $6 \cdot 10^{-3}$  Па.

Горячее изостатическое прессование образцов проводили на предприятии АО «Комполит». Образцы подвергали процессу ГИП на установке ABRA HIRP (Швейцария) при температуре 910 °С, давлении в камере 150 МПа в течении 2 ч.

Горячую прокатку выполняли на лабораторном оборудовании – двухвалковом стане продольной прокатки ДУО 210, при температуре 940 °С. Клеть стана закрытого типа, оборудована валками диаметром 210 мм с длиной бочки 300 мм. Валки установлены в подшипники скольжения и соединены с шестерённой клетью шпинделями универсального типа. Стан оборудован двигателем мощностью 17,5 кВт, окружная скорость вращения валков – 30 об/мин. Степень деформации составила около 20 % за проход.

Измерение плотности полученных образцов проводили на лабораторных аналитических весах VIBRA AF 225DRCE (Япония) методом гидростатического взвешивания.

Образцы для металлографического анализа подготавливали на автоматическом шлифовально-полировальном станке SAPHIR 560 с головой RUBIN 520 (Германия). Исследование микроструктуры осуществляли на оптическом микроскопе Axio Scope A1 Carl Zeiss (Германия) при увеличениях 500х.

Механические испытания образцов на предел прочности, предел текучести, относительное удлинение выполняли на универсальной испытательной машине Instron 5900 Series (США), скорость деформирования составила 1 мм/мин. Твёрдость образцов измеряли на цифровом твердомере МН-6 Metkon Instruments Ltd. (Турция) по методу Виккерса при нагрузке 1000 г.

### 3.4 Результаты измерения плотности

Наличие дефектов в материалах, изготавливаемых из металлических порошков различными методами, является распространённой проблемой, оказывающей влияние на функциональные свойства изделий. Многочисленные исследования, затрагивающие вопросы количества [68] и размера [69] пор, образующихся в процессе ПЛВ изделий из сплава

ВТ6, свидетельствуют о низкой пористости таких материалов, не превышающей 0,3 % от объема образцов.

Проведённые измерения плотности (таблица 16) также свидетельствуют о низком отклонении значений плотности выращенных образцов от значения плотности литого сплава ВТ6, равняющегося 4,43 г/см<sup>3</sup> [70].

Таблица 16 – Средние значения плотности образцов после разных видов обработки

| Вид обработки                      | Обозначение образца | Плотность, г/см <sup>3</sup> | $\Delta$ , % |
|------------------------------------|---------------------|------------------------------|--------------|
| Исходное состояние                 | <i>I</i>            | 4,4162                       | –0,31        |
| Вакуумный отжиг                    | <i>II</i>           | 4,4169                       | –0,30        |
| ГИП                                | <i>III</i>          | 4,4183                       | –0,26        |
| Горячая продольная прокатка        | <i>IV</i>           | 4,4181                       | –0,27        |
| Вакуумный отжиг + Горячая прокатка | <i>V</i>            | 4,4180                       | –0,27        |
| ГИП + Горячая прокатка             | <i>VI</i>           | 4,4183                       | –0,26        |
| Горячая прокатка + ГИП             | <i>VII</i>          | 4,4186                       | –0,26        |

Полученные данные демонстрируют крайне незначительное влияние постобработки на плотность и, соответственно, на размер и количество пор в выращенном материале. Однако стоит отметить, что хоть и величина влияния на плотность не высока, тем не менее постобработка, включающая операции обработки давлением, такие как ГИП или прокатка позволяет до определённой степени уменьшить пористость материала [68], в среднем до 0,05 %.

### 3.5 Результаты металлографического исследования и механических испытаний

Снимки микроструктуры исходного образца *I* и образцов *II–VII* после разных видов постобработки (в соответствии с обозначениями, приведёнными в таблице 16) приведены на рисунке 39. Механические свойства этих образцов представлены на рисунке 40.

Исходный образец характеризуется стандартной для данного сплава двухфазной ( $\alpha+\beta$ ) структурой. Общий вид представляет собой Видманштеттову структуру с  $\alpha$ -фазой, расположенной по границам зёрен, и пластинками  $\alpha$ -фазы внутри  $\beta$ -зёрен, пересекающимися под различными углами.

В структуре образца *II*, не подвергнутого обработке давлением, преобладает первичная  $\alpha$ -фаза, что свидетельствует о том, что вакуумный отжиг не оказывает значительного влияния на формирование структуры. При этом механические свойства данного образца

изменились, по сравнению с исходным произошло снижение временного сопротивления материала на 21 МПа, и увеличение пластичности на 2 %.

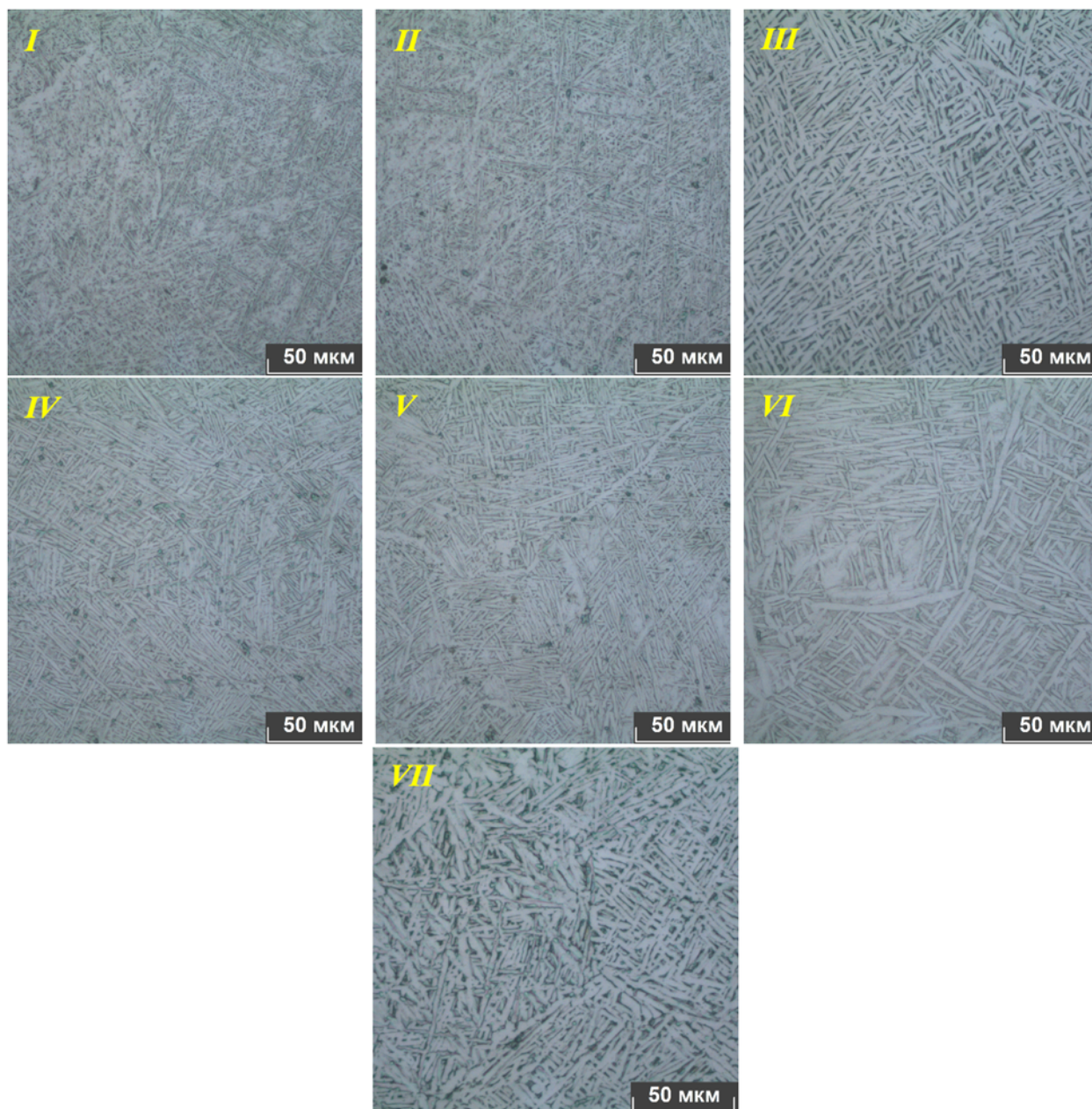


Рисунок 39 – Микроструктура образцов после постобработки

На снимке образца *III* преобладает вторичная  $\alpha$ -структура с плотно расположенными крупными пластинами  $\alpha$ -фазы. Механические свойства образца после ГИП, в сравнении с образцом после вакуумного отжига, отличаются меньшей прочностью и большей пластичностью.

Образцы *IV* и *V* после прокатки характеризуются структурой, состоящей из пластин вторичной  $\alpha$ -фазы меньшего размера, в сравнении с образцами *III* и *VII* после ГИП. Структура образца *VI* после комбинированной обработки содержит заметно большее количество

$\beta$ -фазы. Механические свойства образцов *IV*, *V* и *VI*, подвергнутых продольной прокатке в качестве завершающей операции постобработки, приблизительно одинаковы, что свидетельствует о том, что процесс прокатки нивелирует эффект от предыдущей обработки.

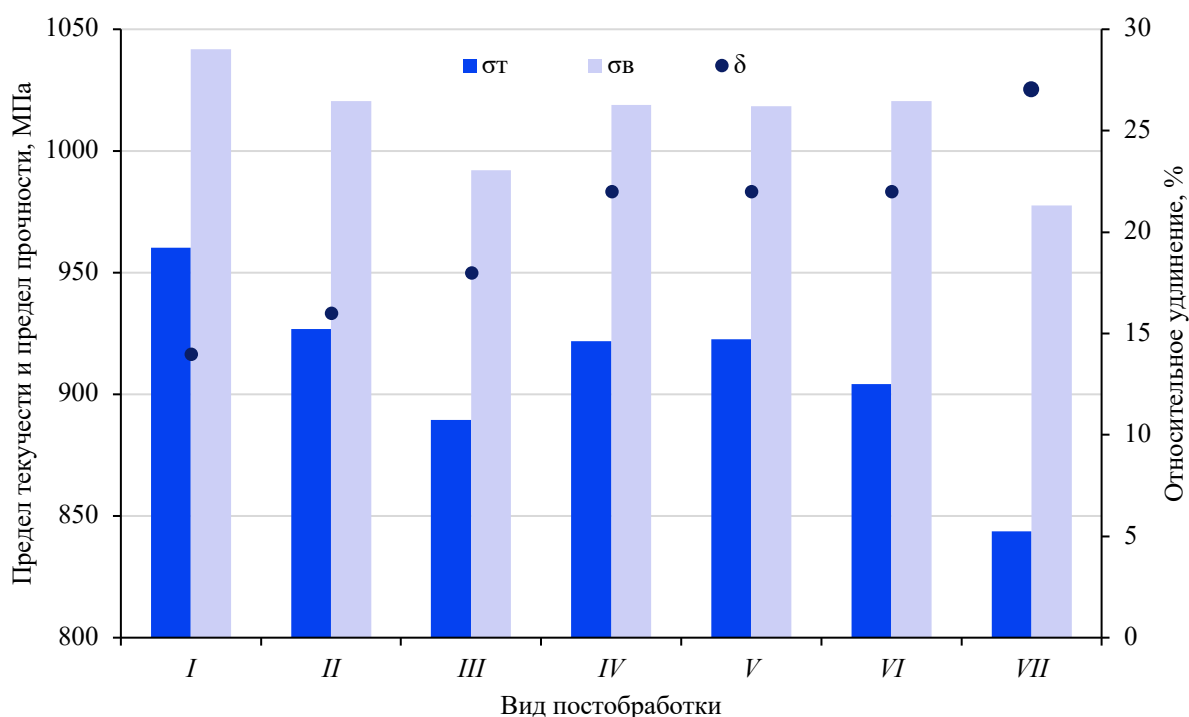


Рисунок 40 – Механические свойства образцов после постобработки

Структура образца *VII* демонстрирует частичное разложение пластинчатой структуры и с одновременным формированием структурных элементов малого размера, что отражается на механических свойствах понижением предела прочности и предела текучести при повышении относительного удлинения.

Значения механических свойств образцов после разных видов постобработки представлены в таблице 17.

Таблица 17 – Механические свойства образцов после постобработки

| Обозначение образца | $\sigma_t$ , МПа | $\sigma_b$ , МПа | $\delta$ , % | HV  |
|---------------------|------------------|------------------|--------------|-----|
| <i>I</i>            | 960              | 1042             | 14           | 346 |
| <i>II</i>           | 927              | 1021             | 16           | 341 |
| <i>III</i>          | 890              | 992              | 18           | 335 |
| <i>IV</i>           | 922              | 1019             | 22           | 336 |
| <i>V</i>            | 923              | 1018             | 22           | 335 |
| <i>VI</i>           | 904              | 1021             | 22           | 341 |
| <i>VII</i>          | 844              | 977              | 27           | 332 |

Представленные результаты показывают уменьшение прочностных свойств и увеличение пластических характеристик титанового сплава ВТ6 после разных видов постобработки. Разные виды постобработки не оказывают существенного влияния на плотность образцов, однако операции обработки давлением, такие как прокатка или ГИП уменьшают пористость в среднем на 0,05 %. Постобработка приводит к увеличению пластичности, а процессы обработки металлов давлением, в частности процесс горячей прокатки, обеспечивают хороший комплекс механических характеристик изделий из сплава ВТ6, полученных методом прямого лазерного выращивания.



#### 4 Исследование влияния горячей прокатки на структуру и свойства сплава ВТ6, полученного методом ПЛВ

Заготовки для исследования были получены из металлопорошковой композиции, описанной в п. 3.1. Процесс прямого лазерного выращивания был выполнен на оборудовании и по режиму, описанному в п. 3.2. Исследование влияния горячей прокатки на структуру и свойства титанового сплава ВТ6 проводили, используя две заготовки размерами 20×40×150 мм и 30×80×150 мм, изображения которых представлены на рисунке 41.

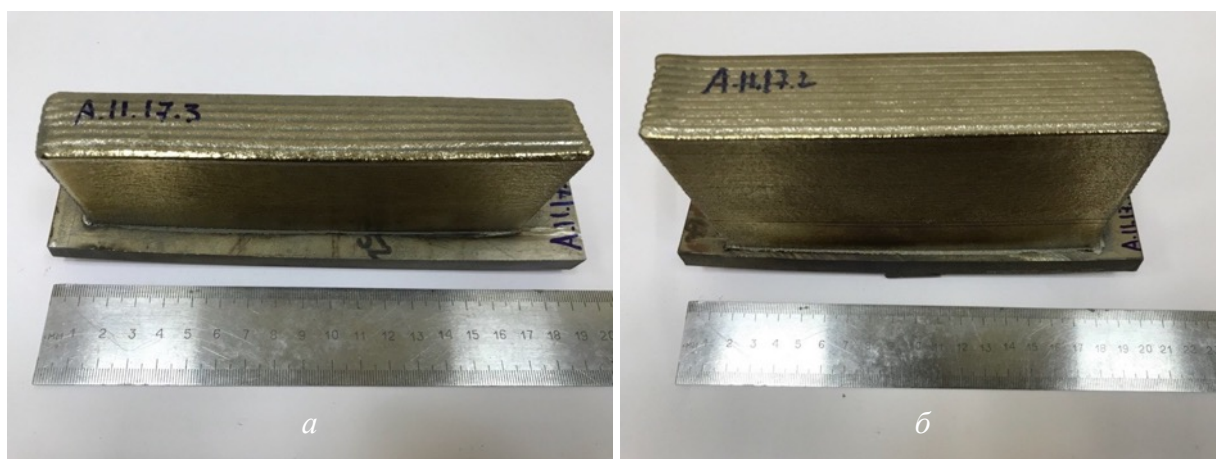


Рисунок 41 – Общий вид заготовок, полученных методом ПЛВ:

*a* – заготовка 20×40×150 мм; *б* – заготовка 30×80×150 мм

Полученные заготовки перед проведением исследований были подвергнуты отжигу для снятия остаточных напряжений по режиму: рекристаллизационный отжиг ( $T_1 = 825\text{ °C}$ ;  $\tau = 1\text{ ч}$ ), охлаждение до  $T_2 = 600\text{ °C}$  с печкой, после чего охлаждение на воздухе до комнатной температуры. После термообработки заготовки срезали с подложки.

##### 4.1 Горячая продольная прокатка на стане ДУО 210

На рисунке 42 показана схема разделения выращенных методом прямого лазерного выращивания заготовок для последующей горячей прокатки. Для определения свойств в различных по отношению к плоскости выращивания направлениях заготовку разделили на 3 части.

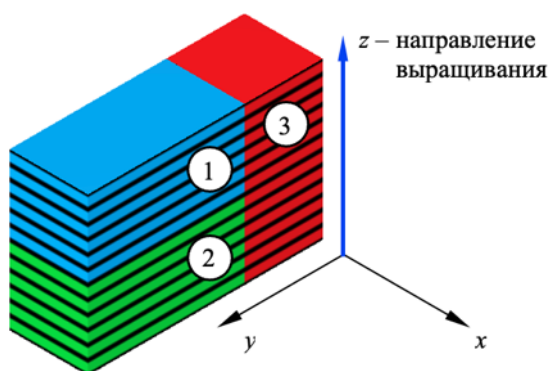


Рисунок 42 – Схема разделения заготовки

Общий вид разрезанных заготовок показан на рисунке 43. Исходные размеры образцов перед прокаткой представлены в таблице 18.

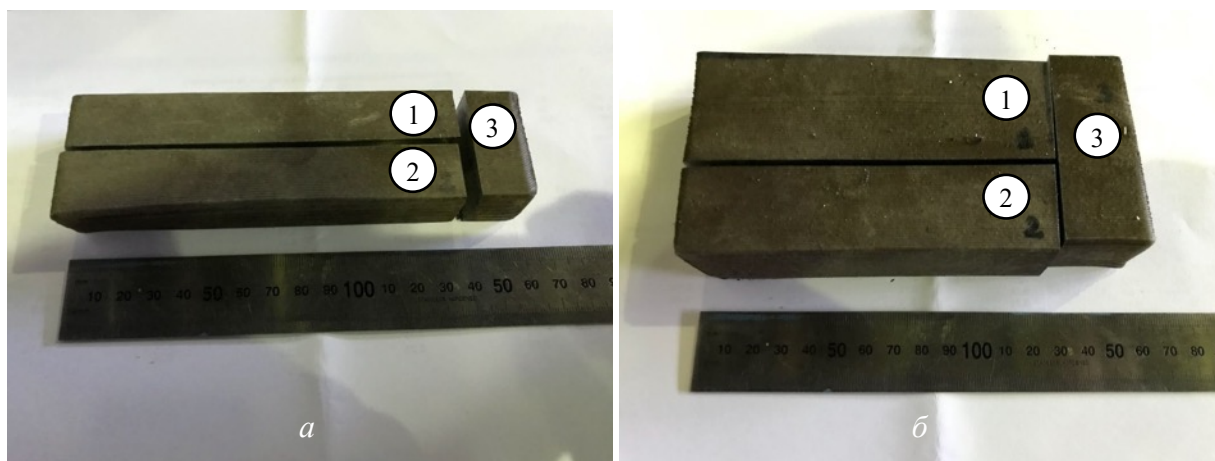


Рисунок 43 – Общий вид разрезанных заготовок:  
*а* – образцы 20-1, 20-2 и 20-3; *б* – образцы 30-1, 30-2 и 30-3

Таблица 18 – Исходные размеры образцов перед прокаткой

| № п/п | Обозначение образца | Высота, мм | Ширина, мм | Длина, мм |
|-------|---------------------|------------|------------|-----------|
| 1     | 20-1                | 23         | 20         | 130       |
| 2     | 20-2                | 21         | 23         | 130       |
| 3     | 20-3                | 20         | 23         | 43        |
| 4     | 30-1                | 32         | 41         | 120       |
| 5     | 30-2                | 31         | 32         | 120       |
| 6     | 30-3                | 28         | 32         | 73        |

Прокатку образцов осуществляли на лабораторном стане ДУО 210. Общий вид стана показан на рисунке 44.



Рисунок 44 – Общий вид лабораторного стана ДУО 210

Режим деформации представлен в таблице 19.

Таблица 19 – Таблица прокатки на стане ДУО 210

| Образец | Схема деформации              | Общая степень деформации после прохода, % |      |      |      |      |
|---------|-------------------------------|-------------------------------------------|------|------|------|------|
|         |                               | 1                                         | 2    | 3    | 4    | 5    |
| 20-1    | 23,0-17,9-16,3-14,9-13,4-12,1 | 22,2                                      | 29,1 | 35,2 | 41,7 | 47,4 |
| 20-2    | 21,0-17,4-15,5-14,2-12,6-11,3 | 17,1                                      | 26,2 | 32,4 | 40,0 | 46,2 |
| 20-3    | 20,0-15,7-14,0-12,6-11,2-9,6  | 21,5                                      | 30,0 | 37,0 | 44,0 | 52,0 |
| 30-1    | 32,0-28,8-26,1-23,6-21,3-18,8 | 10,0                                      | 18,4 | 26,3 | 33,4 | 41,3 |
| 30-2    | 31,0-26,7-24,0-21,7-19,4-17,1 | 13,9                                      | 22,6 | 30,0 | 37,4 | 44,8 |
| 30-3    | 28,0-25,0-22,5-19,6-17,4-15,1 | 10,7                                      | 19,6 | 30,0 | 37,9 | 46,1 |

Схема прокатки заготовок представлена на рисунке 45. Образцы прокатывались в различных по отношению к плоскости выращивания направлениях для определения возможной анизотропии свойств.

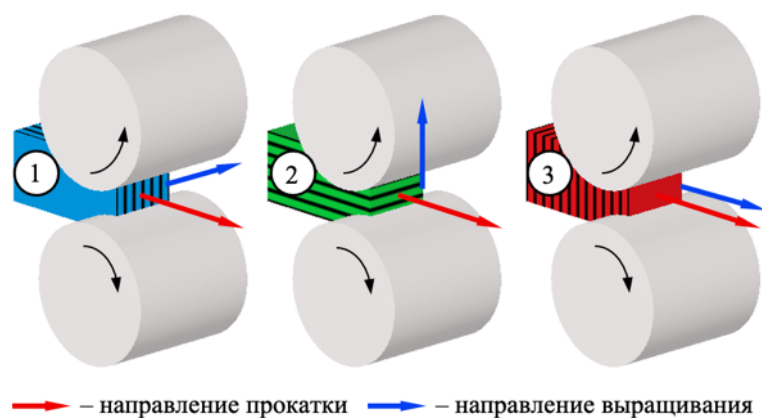


Рисунок 45 – Схема прокатки образцов

Таким образом у образцов № 1 направление выращивания  $z$  (рисунок 42 и 45) совпадает с плоскостью уширения при прокатке. Образцы № 2 обжимались в направлении выращивания, а у образцов № 3 направление выращивания совпало с направлением прокатки.

Режим обработки (температура прокатки – 940 °С, степень относительной деформации за один проход – около 10 %) был выбран из условия деформирования титанового сплава в двухфазной области ( $\alpha+\beta$ ), ниже температуры полиморфного превращения. Для образцов 20-1, 20-2 и 20-3 степень деформации в первом проходе увеличили до 20 %, чтобы проанализировать влияние обжатия за один проход.

После 1, 3 и 5 проходов от прокатанных частей отбирали по три образца для механических испытаний и один для структурного анализа. В результате, после пяти проходов, суммарное относительное обжатие образцов 30-1, 30-2 и 30-3 (рисунок 46) составило 41,3, 44,8 и 46,1 %, соответственно.



Рисунок 46 – Прокатанные образцы после первого (слева) и пятого (справа) проходов



## 4.2 Исследование микроструктуры после горячей прокатки

Микроструктура образца после выращивания и отжига для снятия остаточных напряжений, полученная на сканирующем электронном микроскопе, представлена на рисунке 47. Микроструктура пластинчатая, с разориентированным внутризёренным строением, свойственная титановому сплаву ВТ6 при комнатной температуре [2]. Пористость практически полностью отсутствует, размер единичных пор не превышает трёх микрон.

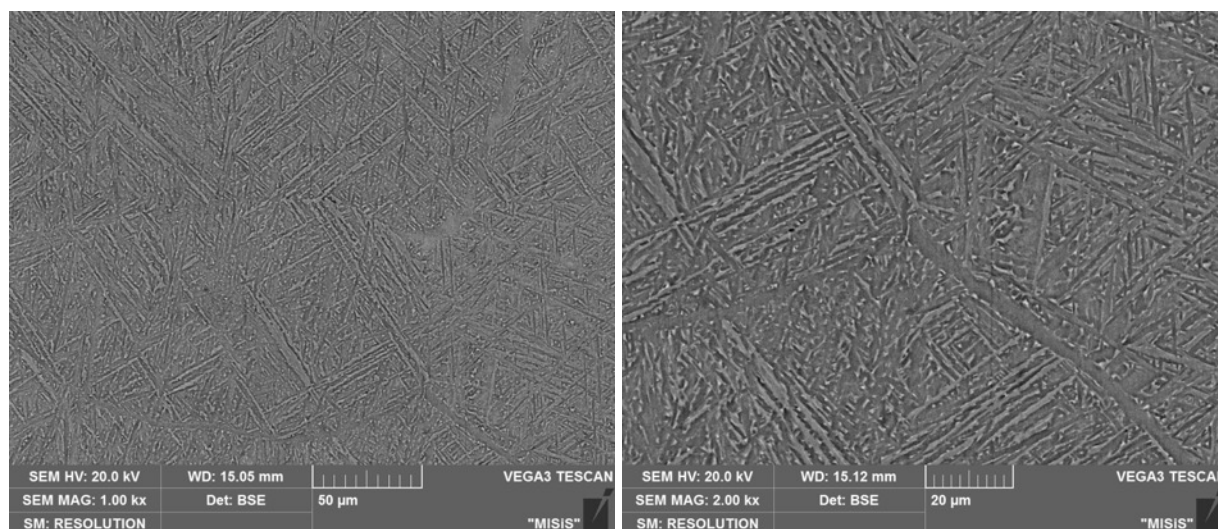


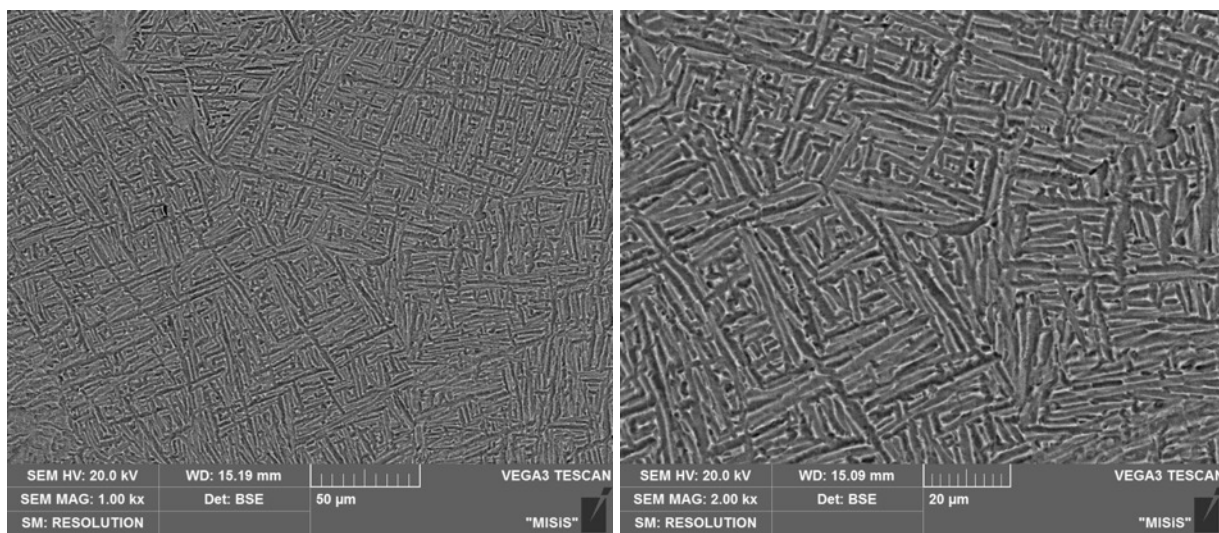
Рисунок 47 – Микроструктура исходной заготовки

По мере накопления деформации наблюдается проработка микроструктуры (рисунок 48). Происходит процесс глобуляризации альфа пластин. Также на образцах с суммарной степенью деформации 46,1% (рисунок 48) наблюдается текстурированность альфа фазы в направлении деформации при продольной прокатке.

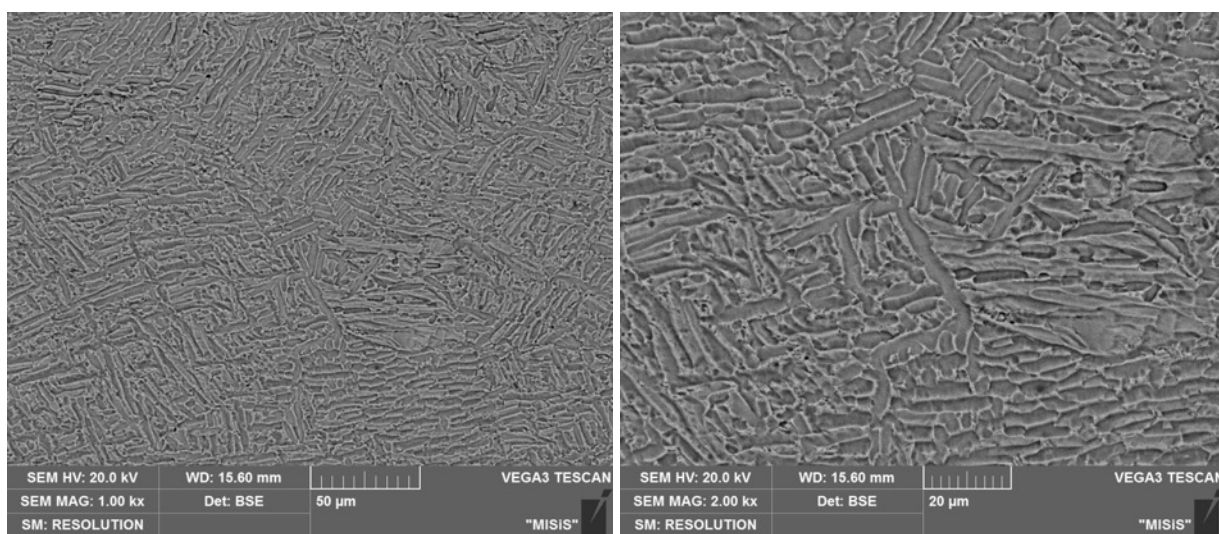
Макроструктура однородна на всех этапах обработки давлением, не имеет трещин, пор, расслоений, металлических и неметаллических включений, видимых невооруженным глазом.

Был проведен анализ образцов с использованием методики дифракции отражённых электронов (EBSD) в исходном состоянии и после первого, третьего и пятого проходов прокатки (рисунки 49–52).

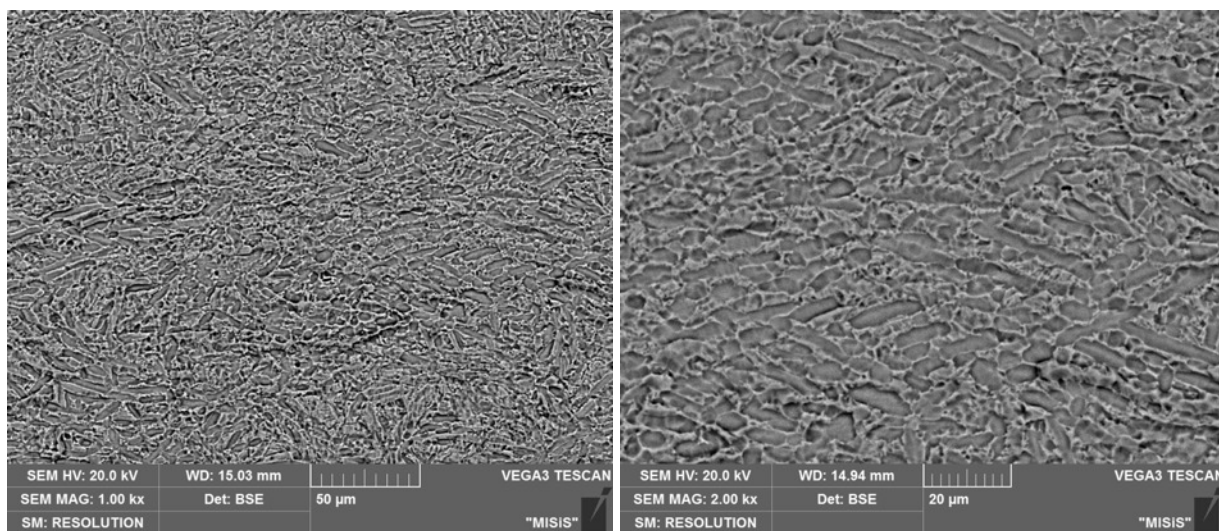
В исходном образце после ПЛВ и отжига текстура полностью отсутствует (рисунок 49). После первого и третьего проходов при степени деформации до 30 % текстура также отсутствует, происходит частичная рекристаллизация (рисунки 50, 51). При увеличении степени деформации до 50 % формируется аксиальная текстура (рисунок 52), которая может привести к анизотропии механических свойств в различных направлениях относительно направления прокатки.



*a*



*б*



*в*

Рисунок 48 – Микроструктура образцов после проходов:

*a* – первого; *б* – третьего; *в* – пятого



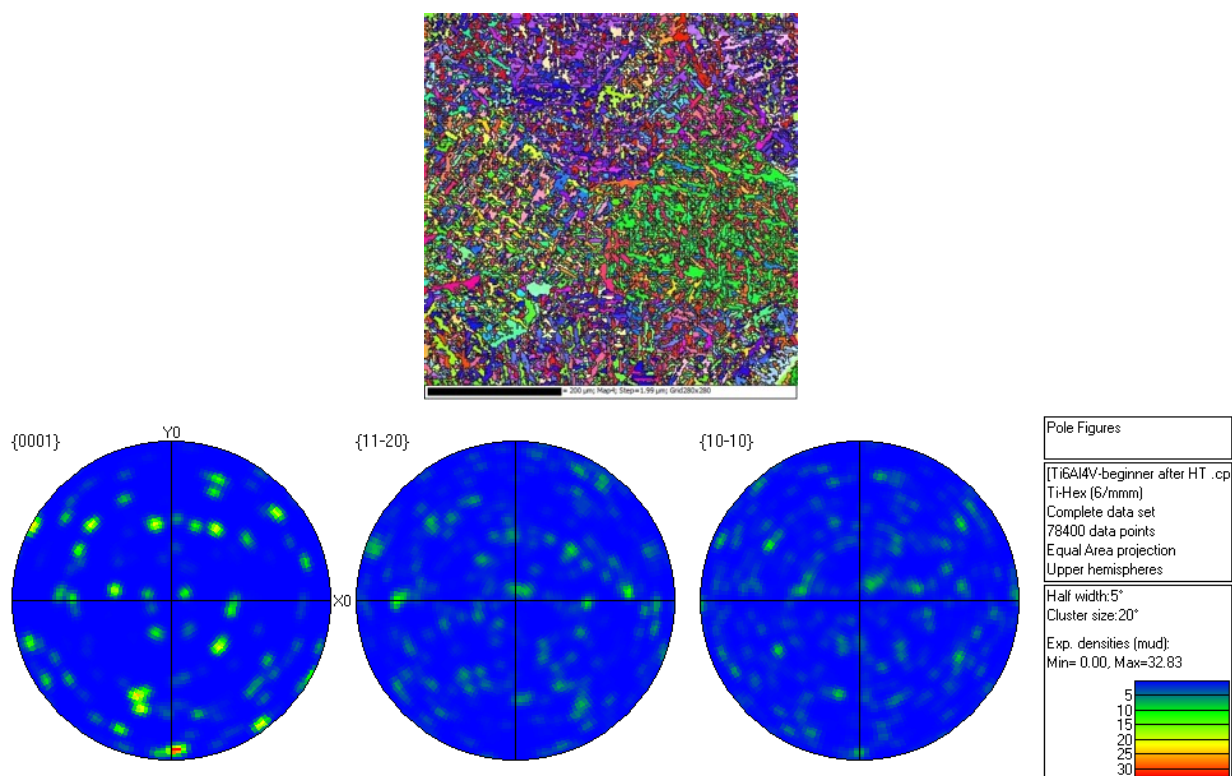


Рисунок 49 – EBSD-карта образца в исходном состоянии

В данном случае, в процессе горячей деформации происходит динамическая рекристаллизация металла, регламентирующими факторами которой являются степень деформации за проход в размере 10 % и температура деформации (температура прокатки – 940 °C). В отличие от рекристаллизации, происходящей при термической обработке, динамическая рекристаллизация отличается от статической тем, что в появляющихся рекристаллизованных зернах во время их роста постепенно повышается плотность дислокаций из-за продолжающейся деформации, и создаются условия для зарождения новых рекристаллизованных зерен. Многократно чередующиеся циклы динамической рекристаллизации и повышение плотности дислокаций в рекристаллизованных зернах соответствует установившейся стадии горячей деформации с неизменным средним размером зерна. Динамическая рекристаллизация протекает тем быстрее, чем выше температура деформации. При температуре, значительно превышающей температурный порог рекристаллизации, она завершается в течение нескольких секунд или даже долей секунды. В данном случае на всех этапах деформации происходит частичная рекристаллизация образцов (синий цвет зерен – рекристаллизованные, красные – деформированные, желтые – полигонизованные (рисунки 50, 51, 52).

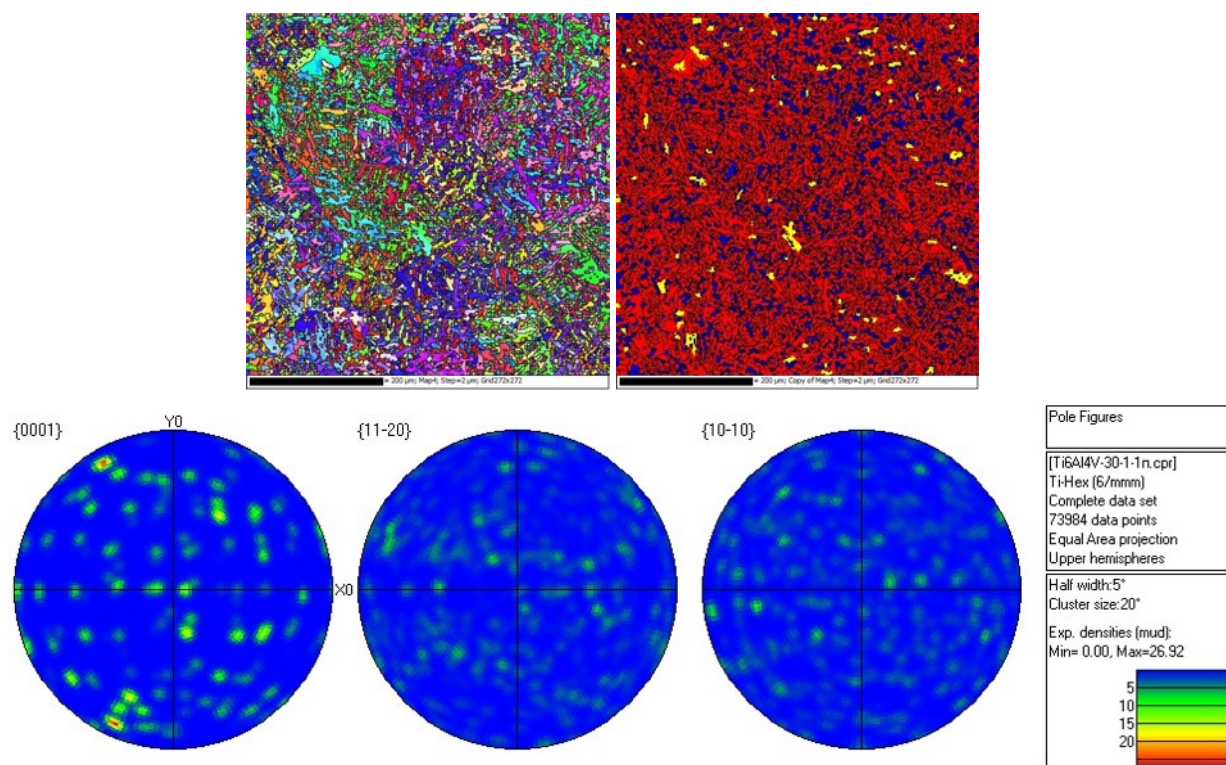


Рисунок 50 – EBSD-карта после первого прохода прокатки

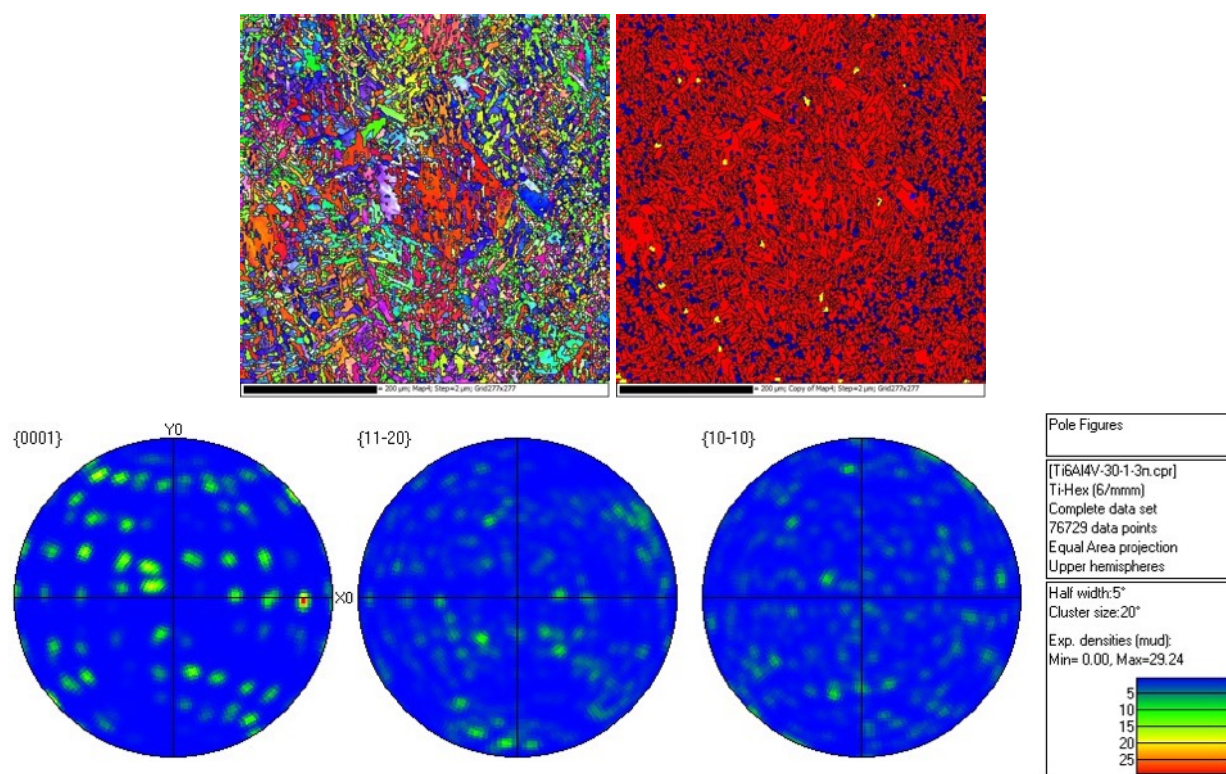


Рисунок 51 – EBSD-карта после третьего прохода прокатки



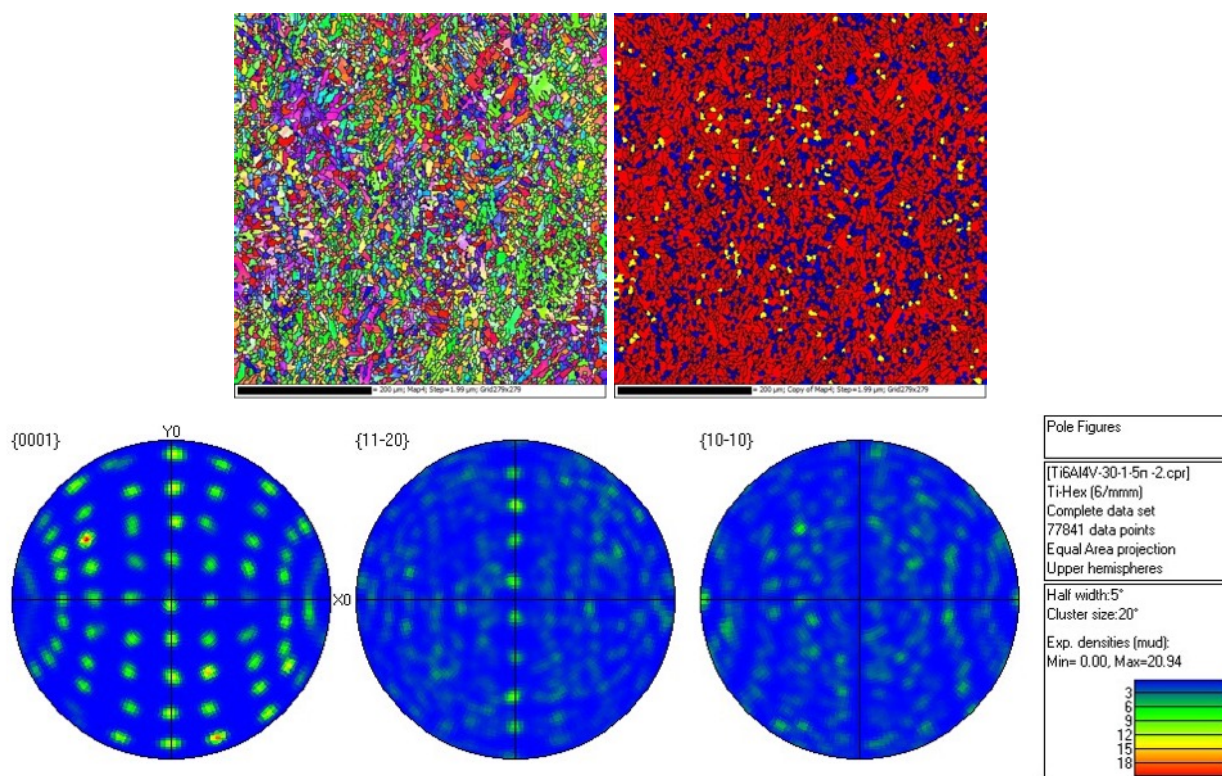


Рисунок 52 – EBSD-карта после пятого прохода прокатки

При увеличении степени деформации происходит выстраивание зерен в направлении прокатки и при деформации более 30 % начинает формироваться текстура прокатки (рисунки 50, 51, 52). Так как формирование преимущественной ориентировки зерен, происходит со степеней деформации более 50 %, то в нашем случае процесс формирования текстуры еще не влияет на анизотропию свойств.

#### 4.3 Механические свойства

Результаты механических испытаний показали отсутствие существенной анизотропии свойств при прокатке в различных направлениях по отношению к плоскости выращения (рисунок 53, таблица 20). После горячей деформации во всех направлениях прокатки после первого прохода при степени деформации около 10 % наблюдается рост как прочностных, так и пластических характеристик. Предел прочности на разрыв увеличивается с 921 до 977 МПа (на 6 %), предел текучести с 885 до 912 МПа. При этом относительное удлинение увеличивается с 8,7 до 15,1 % (в 1,7 раза).

Таблица 20 – Механические свойства образцов после одного, трёх и пяти проходов

| Образец | Количество проходов | Предел текучести, МПа | Предел прочности, МПа | Относительное удлинение, % |
|---------|---------------------|-----------------------|-----------------------|----------------------------|
| 1       | 1                   | 912 ± 6               | 977 ± 7               | 15,1 ± 0,2                 |
| 2       | 1                   | 906 ± 4               | 974 ± 3               | 15,0 ± 0,3                 |
| 3       | 1                   | 910 ± 5               | 976 ± 6               | 15,2 ± 0,4                 |
| 1       | 3                   | 904 ± 2               | 973 ± 5               | 15,7 ± 0,4                 |
| 2       | 3                   | 891 ± 1               | 968 ± 2               | 14,7 ± 1,5                 |
| 3       | 3                   | 908 ± 6               | 976 ± 5               | 15,8 ± 0,6                 |
| 1       | 5                   | 911 ± 3               | 972 ± 4               | 14,3 ± 0,2                 |
| 2       | 5                   | 905 ± 5               | 971 ± 3               | 16,2 ± 2,0                 |
| 3       | 5                   | 902 ± 4               | 972 ± 5               | 15,8 ± 0,5                 |

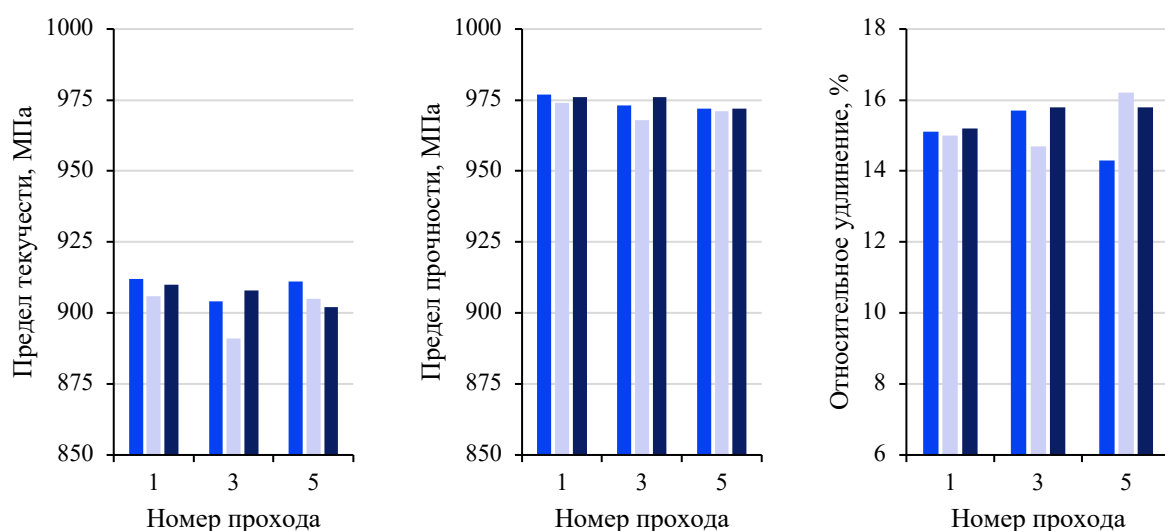


Рисунок 53 – Механические свойства образцов, прокатанных в разных направлениях:

■ – образец № 1; ■ – образец № 2; ■ – образец № 3

Дальнейшее увеличение степени деформации как путем увеличения числа проходов (таблица 20), так и путем увеличения степени деформации за один проход (рисунок 54, таблица 21) не оказывает существенного влияния на механические свойства.

Таблица 21 – Механические свойства образцов, прокатанных с разной степенью деформации

| Деформация, % | Предел текучести, МПа | Предел прочности, МПа | Относительное удлинение, % |
|---------------|-----------------------|-----------------------|----------------------------|
| 0 (исходный)  | 885 ± 11              | 921 ± 24              | 8,7 ± 0,6                  |
| 10            | 912 ± 6               | 977 ± 7               | 15,1 ± 0,2                 |
| 20            | 925 ± 6               | 983 ± 5               | 15,5 ± 0,4                 |

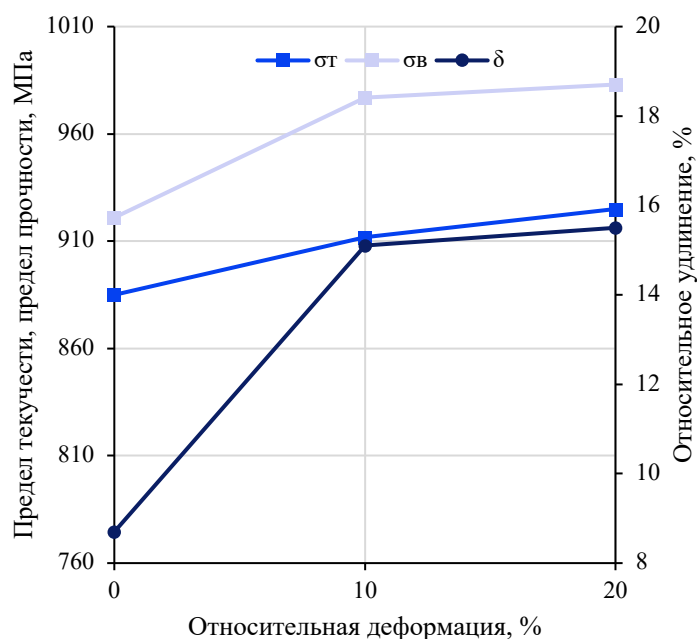


Рисунок 54 – Механические свойства образцов, прокатанных с разной степенью деформации

Из полученных результатов можно сделать вывод, что деформация изделия, полученного методом прямого лазерного выращивания, из титанового сплава ВТ6 за один проход более 10 % является достаточной для увеличения как прочностных характеристик, так и пластических, например значений относительного удлинения на уровне 15 %.

В ходе исследования установлено, что обработка давлением изделий из сплава ВТ6, созданных по аддитивной технологии прямого лазерного выращивания, благоприятно влияет на их механические свойства. Показано, что степень деформации 10 % за один проход является достаточной для улучшения комплекса механических свойств. Относительное удлинение в среднем увеличивается с 8 до 15 %, предел прочности и предел текучести на разрыв увеличиваются с 921 до 977 МПа и с 885 до 925 МПа соответственно.

С увеличением степени деформации сплав ВТ6, полученный методом ПЛВ, приобретает текстурированность, происходит глобуляризация  $\alpha$ -фазы и выстраивание зерен в направлении прокатки и при деформации более 30% начинает формироваться текстура прокатки. Так как формирование преимущественной ориентировки зерен происходит со степеней деформации более 50%, то процесс формирования текстуры еще не влияет на анизотропию свойств.

Комплексный процесс на основе использования ПЛВ с последующей горячей деформацией может быть использован для изготовления крупногабаритных кольцевых изделий из сплава ВТ6.

## 5 Моделирование процессов производства крупногабаритного кольца

В рамках исследования возможности создания технологии производства точных крупногабаритных заготовок из высокопрочных и жаростойких сплавов на основе аддитивных технологий формообразования для перспективных двигателей авиационно-космической, наземной и морской техники предложено производство заготовки кольца (рисунок 55) путём прямого лазерного выращивания.

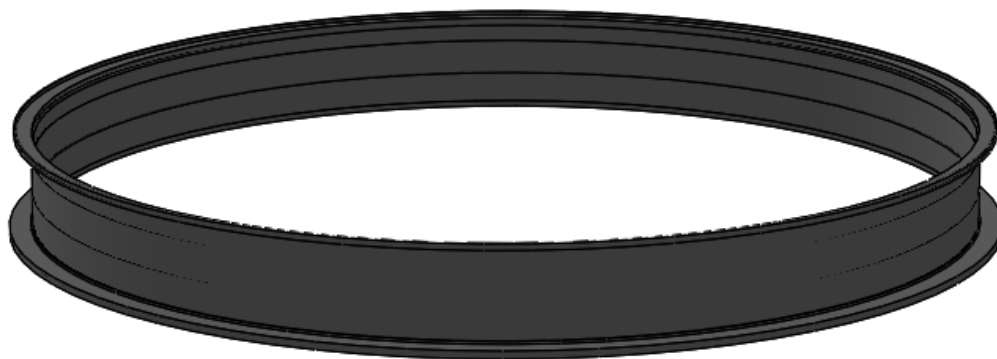


Рисунок 55 – Трёхмерная модель изделия заготовки кольца

Задачей данной главы является компьютерное моделирование процессов горячей прокатки и раскатки кольца. Компьютерное моделирование выполнялось в программном комплексе QForm 3D.

### 5.1 Анализ геометрии крупногабаритной заготовки кольца

Разработка стратегий выращивания – сложный, многофакторный процесс, который зачастую приводит к модернизации технологического инструмента или установки в целом. Однако именно более совершенные стратегии увеличивают геометрическую сложность и точность изготовления деталей. Отправной точкой в этом процессе является анализ геометрии изделий, предполагаемых для выращивания. Именно типовые изделия формируют установку прямого лазерного выращивания и от правильного выбора целевых деталей зависят функциональные возможности и концепция установки.

Разработка технологии и оборудования для прямого лазерного выращивания базируется на анализе геометрии выращиваемых деталей. Геометрия определяет стратегии выращивания, размер и вид манипулятора, размер рабочей камеры и расположения оборудования в ней. Такой подход позволяет оптимизировать внутренний объем камеры, снизить расход аргона при заполнении, упростить доступ к оборудованию при переналадке.



Первым критерием является размер выращиваемого изделия – рабочая камера и манипулятор должны быть спроектированы таким образом, чтобы можно было эргономично организовать работу на технологическом комплексе: установку подложки, проведение технологических операций выращивания, с учетом доступа инструмента ко всем необходимым местам, выгрузку детали, очистку камеры и проведение регламентных работ с оборудованием.

Крупногабаритная заготовка кольца является телом вращения, с максимальным диаметром 2062 мм. Материал изделия – титановый сплав ВТ6, чистовой вес 33,2 кг (рисунок 55)

По своей форме заготовка состоит из кольца наружным диаметром 1967 мм, высотой 193 мм и толщиной от 2,5 до 5,5 мм. Снизу и сверху кольца располагаются два крепежных фланца с наружными диаметрами 2062 и 2036 мм соответственно. Толщина фланцев составляет от 3 до 7 мм. Поперечное сечение кольца представлен на рисунке 56.

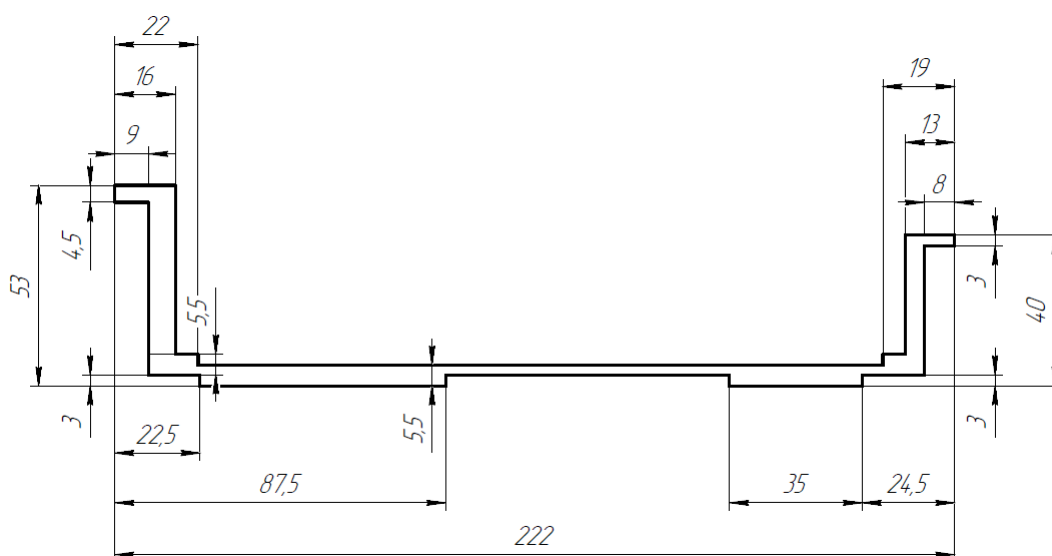


Рисунок 56 – Поперечное сечение кольца

Технология прямого лазерного выращивания предполагает изготовления высокоточной заготовки изделия, с минимальными припусками на механообработку. В случае с представленным изделием на постобработку следует отнести следующие процессы:

- токарная обработка всех поверхностей кольца, с целью доведения детали в размер;
- сверление отверстий и нарезание резьбы.

Также определенную трудность составляет выращивание нижнего фланца с длинным горизонтальным участком по направлению к центру кольца. Он находится близко к подложке и для того, чтобы обеспечить доступ технологического инструмента необходимо

увеличить «жертвенный» слой, который будет отрезаться при постобработке. Таким образом целесообразно упростить выращиваемое изделие, убрать отверстия, добавить толщины стенок с учетом требуемого припуска и предусмотреть «жертвенный» слой, который будет удаляться при отрезании детали от подложки. Упрощённая деталь представлена на рисунке 57.

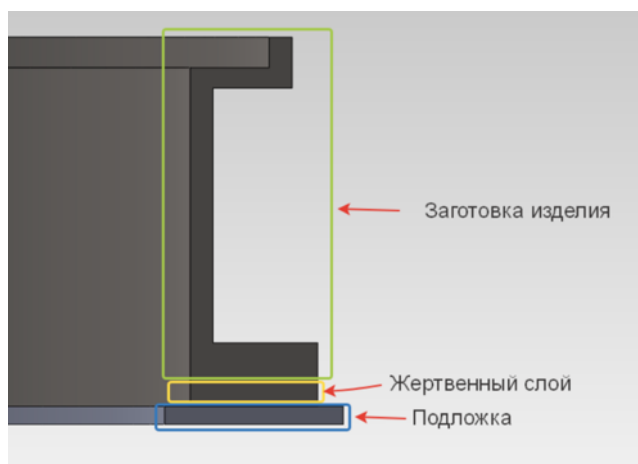


Рисунок 57 – Профиль упрощённой заготовки кольца

После упрощения геометрии и вывода на постобработку лишних элементов можно составить стратегию выращивания заготовки. Она разбивается на четыре части: три толсто-стенных элемента, которые выращиваются в направлении перпендикулярном подложке и одного – параллельно. Схема разбиения и направления роста представлены на рисунке 58.

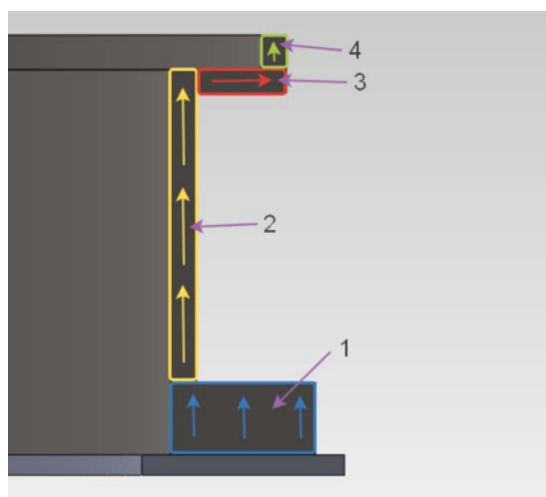


Рисунок 58 – Схема разбиения выращивания заготовки

Элементы 1, 2 и 4 на рисунке 58 представляют собой толстостенные кольца, которые выращиваются в несколько кольцевых замкнутых валиков, расположенных с некоторым перекрытием. Точки старт-стоп необходимо смещать относительно друг друга на каждом

слое, чтобы не образовывалось дефектов. Перемещение технологического инструмента относительно подложки осуществляется в основном за счет вращения наклонно-поворотного стола, что позволяет значительно поднять точность изготовления и равномерность скорости перемещения. Элемент № 3 можно выращивать несколькими способами. Очевидный – наклон выращиваемого изделия на 90 градусов и подъем стенки вверх влечет за собой значительное увеличение высоты рабочей камеры и размеров манипулятора рабочего инструмента. Поэтому целесообразно выращивать его в неизменном пространственном положении горизонтальным лучом.

## 5.2 Моделирование процесса продольной прокатки

Первым этапом разработки методики моделирования является сопоставление полученных результатов физического эксперимента прокатки с результатами компьютерных расчётов.

В современных условиях разработка прогрессивных технологий с оптимизацией определённых параметров невозможна без предварительного, достаточно точного расчёта процесса формоизменения, вычисления энергии, усилий, деформаций и напряжений в объёме обрабатываемого металла, на контактной поверхности, в отдельных узлах машин и механизмов. Расчётные методы современной теории обработки металлов давлением основаны на математической теории пластичности – одном из разделов механики сплошных сред (МСС).

Как известно, исследование напряжённо-деформированного состояния металлов при обработке давлением возможно с позиции двух различных теорий – теории течения и теории конечных пластических деформаций [71].

В теории течения рассматривают векторное поле скоростей  $v_i$  сплошной среды и соответствующее ему тензорное поле скоростей деформации  $\xi_{ik}$ :

$$\xi_{ik} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial v_i}{\partial x_k} + \frac{\partial v_k}{\partial x_i} \right).$$

Здесь и далее применена система декартовых координат  $x_i$  ( $i = 1, 2, 3$ ) и правило Эйнштейна (суммирование по повторяющимся индексам) [72].

При математическом моделировании процесса продольной прокатки предложено, разрывное кинематически возможное (КВ) поле скоростей использовать в балансе мощности всех действующих на движущуюся среду поверхностных и внутренних сил, без учета заднего и переднего натяжений [73, 74]. Для идеальных жёсткопластичных сред

(интенсивность касательных напряжений  $T$  равна напряжению пластического сдвига  $\tau_s$  и постоянна во всём объёме очага деформации) баланс мощностей будет иметь вид:

$$\tau_s \int_{\Omega} H d\Omega - \int_S \vec{\sigma}^n \cdot \vec{v} dS = 0,$$

где  $H$  – интенсивность сдвиговых скоростей деформации;  $\Omega$  – объём очага деформации;  $S$  – площадь контакта металла и инструмента;  $\vec{\sigma}^n$  – полное напряжение;  $\vec{v}$  – вектор скорости.

### 5.2.1 Построение плоского разрывного КВ-поля скоростей

Представим течение сплошной среды при продольной прокатке как движение в сходящемся канале. Область движения среды разобьём на три зоны (рисунок 59). Так как процесс прокатки симметричный на рисунке показана только верхняя половина схемы очага деформации.

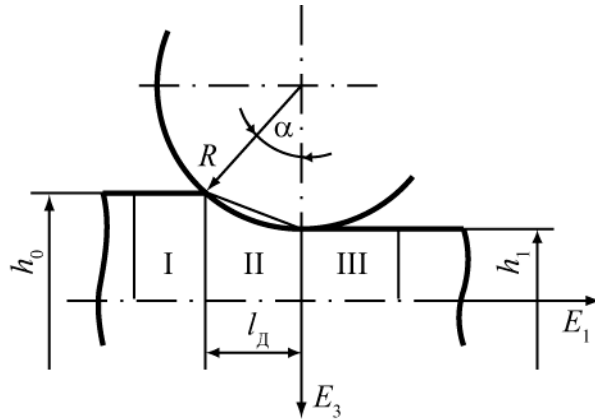


Рисунок 59 – Расчётная схема процесса продольной прокатки

В зоне I ( $E_1 < -l_d$ ) вектор скорости  $\vec{v}$  с компонентами  $v_3 = 0$ ;  $v_1 = v_0$  соответствует поступательному прямолинейному перемещению среды со скоростью  $v_0$  в направлении оси  $E_1$ . В этой зоне компоненты тензора скоростей деформации  $\xi_{ik} = 0$ .

В зоне II ( $-l_d < E_1 < 0$ ) компоненту вектора скорости  $v_1$  определим из условия постоянства потока, а  $v_3$  – из дифференциального уравнения несжимаемости движущейся среды, тогда получим:

$$v_1 = v_0 \frac{h_0}{h}; \quad v_3 = -2v_0 \frac{h_0 E_3}{h^2} \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2}.$$

Здесь учтено, что дуга захвата аппроксимирована хордой и текущая высота полосы  $h$  линейно зависит от координаты  $E_1$ :

$$h = h_1 - 2E_1 \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2},$$

где тангенс половины угла захвата связан с геометрическими параметрами прокатки – абсолютной деформацией  $\Delta h$  и длиной очага деформации  $l_d$ :

$$\operatorname{tg} \frac{\alpha}{2} = \frac{\Delta h}{2l_d}.$$

По формуле Стокса [72] находим компоненты тензора скоростей деформации:

$$\xi_{11} = -\xi_{33} = -2v_0 \frac{h_0}{h^2} \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2}; \quad \xi_{13} = \xi_{31} = -4v_0 \frac{h_0}{h^3} E_3 \operatorname{tg}^2 \frac{\alpha}{2},$$

которые при плоской деформации несжимаемой среды позволяют определить интенсивность сдвиговых скоростей деформации

$$H = 4v_0 \frac{h_0}{h^2} \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{E_3^2}{h^2} \operatorname{tg}^2 \frac{\alpha}{2}}.$$

В зоне III ( $E_1 > 0$ ) компоненты вектора скорости, из условия постоянства потока, имеют вид:  $v_3 = 0$ ;  $v_1 = v_f$ , что соответствует поступательному прямолинейному перемещению среды со скоростью  $v_f$ . При этом, в этой зоне, компоненты тензора скоростей деформации  $\xi_{ik} = 0$ .

Характеристикой, накопленной к моменту времени  $t$  деформации окрестности материальной частицы при её движении по траектории, является степень деформации сдвига

$$\Lambda = \int_{t_0}^t H dt.$$

Для стационарных течений, когда траектории материальных частиц и линии тока совпадают, интегрирование по времени  $t$  можно заменить интегрированием по одной из координат  $x_i = E_i$  вдоль линии тока:

$$\Lambda = \int_{x_i} \frac{H dx_i}{v_i}.$$

Для получения картины изменения степени деформации сдвига в очаге деформации была написана программа на языке Visual Basic for Application в среде Microsoft Excel. Текст программы представлен в приложении А. Результаты показаны на рисунке 60.

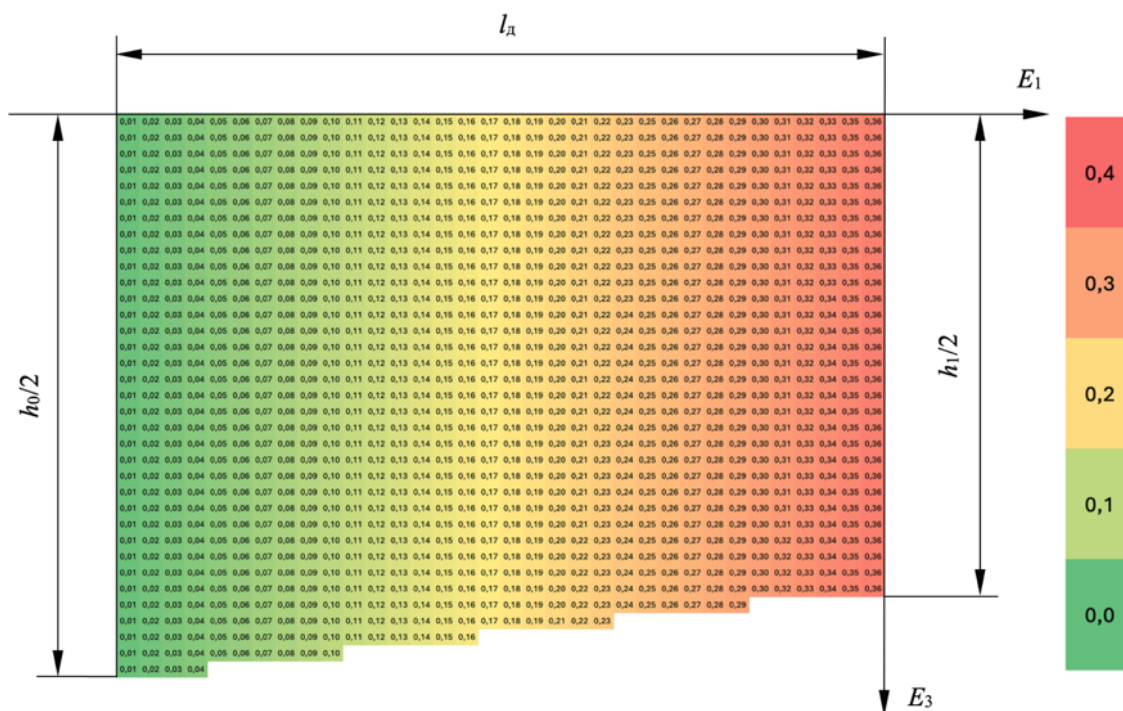


Рисунок 60 – Распределение степени деформации сдвига  $\Lambda$  в очаге деформации

Данная картина распределения степени деформации сдвига в очаге деформации соответствует построенному плоскому полю скоростей.

## 5.2.2 Моделирование процесса продольной прокатки в QForm

В качестве инструмента при моделировании использовали модель валкового узла лабораторного стана МИСИС ДУО 210, выполненную в программном комплексе КОМПАС-3D [75, 76]. Конечно-элементная модель валкового узла приведена на рисунке 61.

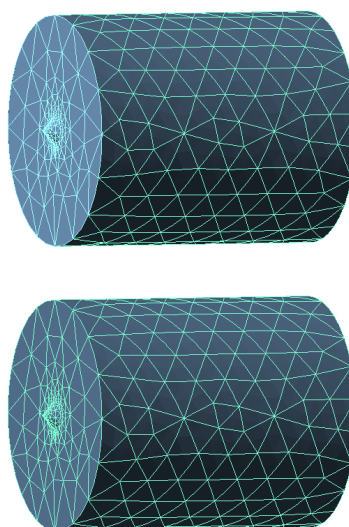


Рисунок 61 – Конечно-элементная модель инструмента



После построения геометрии инструмента и заготовок непосредственно выполняли моделирование процесса горячей прокатки образцов в программном прикладном комплексе QForm. Параметры и граничные условия модели процесса прокатки приведены в таблице 22.

Таблица 22 – Граничные условия модели процесса горячей прокатки

| Условие                 | Значение                               |
|-------------------------|----------------------------------------|
| Тип моделирования       | Деформация с учётом тепловых процессов |
| Температура заготовки   | 960 °C                                 |
| Коэффициент трения      | 0,5 по Зибелю                          |
| Температура инструмента | 20 °C                                  |
| Скорость деформирования | 0,63 м/с                               |

Результирующие значения величины пластической деформации приведены на рисунках 62–64.

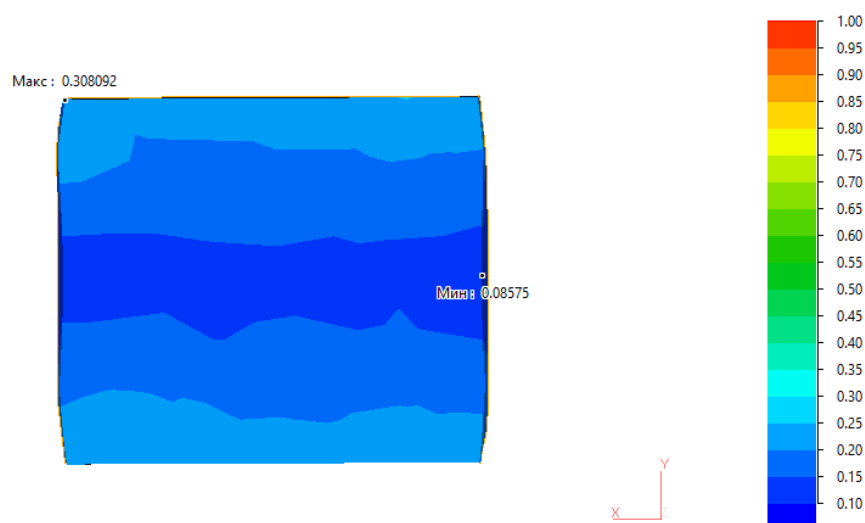


Рисунок 62 – Поперечное сечение заготовки при моделировании прокатки со степенью обжатия 10 %

На рисунке 62 представлено поперечное сечение прокатанной заготовки, разные слои которой получили отличные значения деформации. Так видно, что при обжатии 10 % средние слои заготовки достигли значения пластической деформации менее 0,1. Это может привести к тому, что изделие, изготовленное из средних слоёв заготовки будет обладать недостаточными механическими характеристиками.

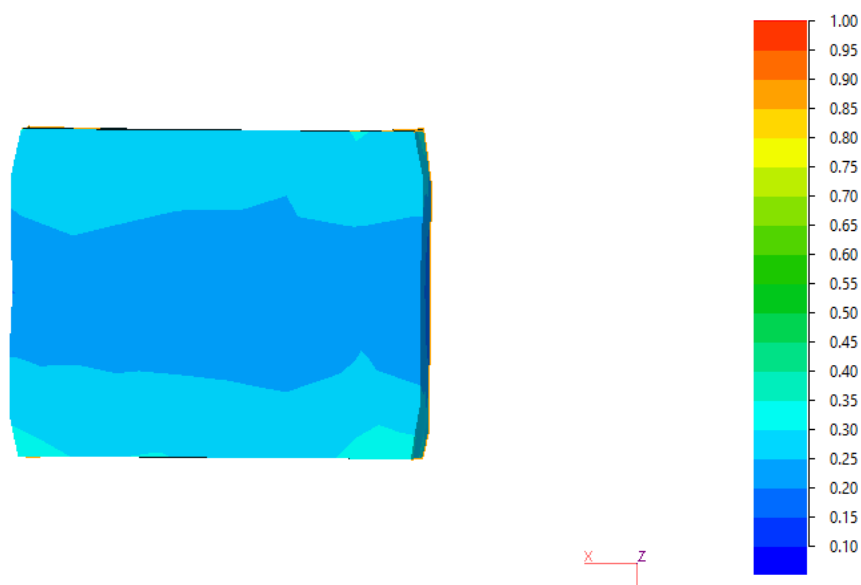


Рисунок 63 – Поперечное сечение заготовки при моделировании прокатки со степенью обжатия 15 %

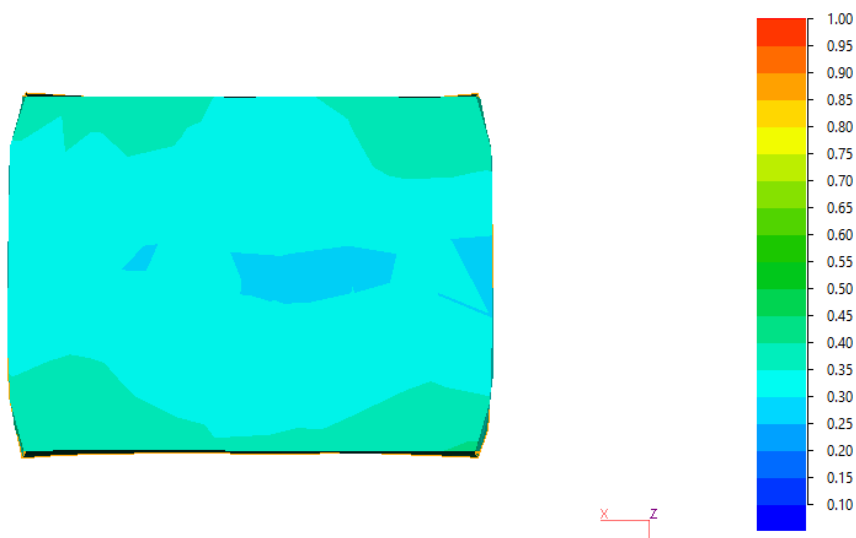


Рисунок 64 – Поперечное сечение заготовки при моделировании прокатки со степенью обжатия 20 %

Полученные в результате моделирования картины согласуются с результатами физического моделирования. Так, наиболее полно по телу образца деформация распределяется при преодолении порога величины обжатия в 15 %, что подтверждает достаточность деформирования заготовки в диапазоне 15–20 %.

### 5.3 Анализ геометрии поперечного сечения заготовки кольца

Далее, в качестве основы для разработки геометрической формы сечения заготовки, использовали схему заготовки кольца, предназначенную для изготовления готовой детали путём механической обработки (рисунок 65).

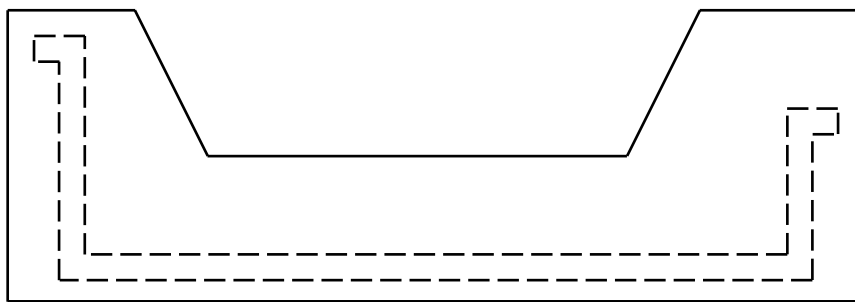


Рисунок 65 – Схема заготовки для механической обработки (сплошные линии – контур заготовки; пунктирные линии – контур изделия)

Однако, в результате механической обработки такой заготовки потери металла составляют около 90 %. Поэтому, в ходе разработки модели прокатки заготовки, предложено использовать форму сечения (рисунок 66), имеющую дополнительное ребро, соединяющееся с основанием заготовки посредством перемычек, и характеризующуюся более низкой металлоёмкостью.

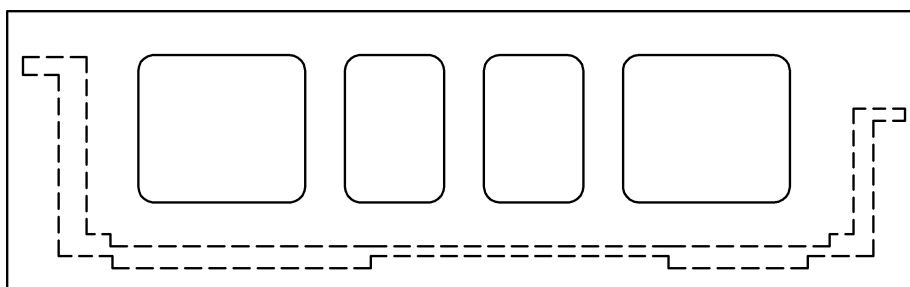


Рисунок 66 – Схема заготовки для моделирования горячей деформации: сплошные линии – контур заготовки; пунктирные линии – контур изделия

Такая форма сечения заготовки должна обеспечить деформацию всех участков будущего кольца на 10–20 %, а также практична для использования на кольцепрокатных станках различной конфигурации, обеспечивая необходимую устойчивость процесса раскатки (выполнение условия  $d/h \leq 50$ , где  $d$ ,  $h$  – диаметр и толщина кольца соответственно [14]).

В процессе моделирования, для поиска более подходящего варианта формы сечения заготовки, изменяли её геометрические размеры и конфигурацию отверстий в ней. Также варьировали степень деформации при прокатке.

Разработка геометрии основана на следующих трех факторах, определяющих форму поперечного сечения моделей заготовок: 1 – количество и форма сквозных отверстий и толщина ребер; 2 – толщина стороны основания кольца; 3 – геометрия наружных поверхностей заготовки (наличие выемки на внешней части кольца и утолщений со стороны основания).

В качестве результатов компьютерного моделирования получены картины распределения величин деформации по поперечному и продольному сечениям кольца. Величина деформации на приведённых ниже рисунках имеет размерность мм/мм и обозначена цветовой шкалой.

Размеры сечения заготовки кольца (вариант 1) приведены на рисунке 67. Заданная степень деформации в процессе моделирования – 20 %.

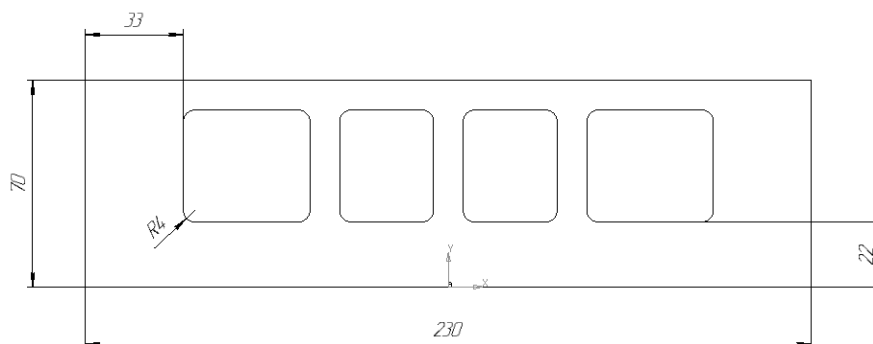


Рисунок 67 – Эскиз сечения заготовки кольца (вариант 1)

Распределение пластической деформации после прокатки в центральных поперечном и продольном сечениях приведено на рисунке 68.

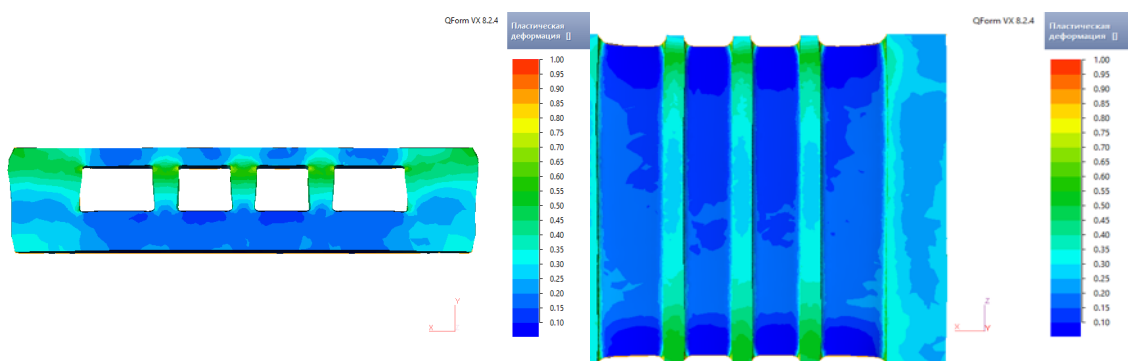


Рисунок 68 – Пластическая деформация модели (вариант 1)

Размеры сечения заготовки кольца (вариант 2) приведены на рисунке 69. Заданная степень деформации в процессе моделирования – 15%.

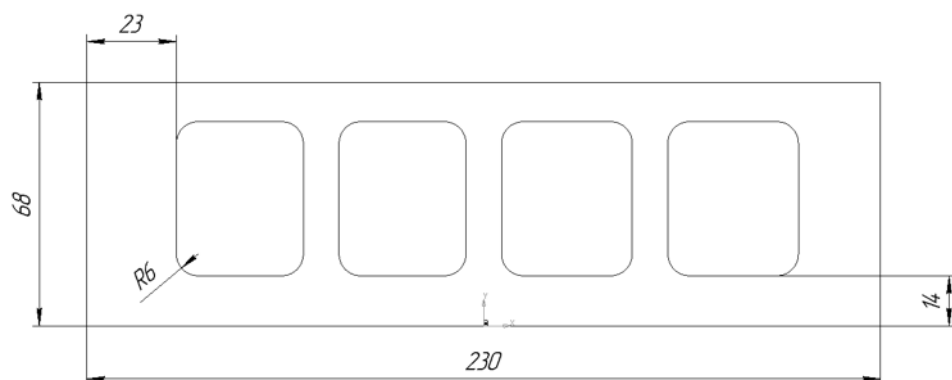


Рисунок 69 – Эскиз сечения заготовки кольца (вариант 2)

Распределение пластической деформации после прокатки в центральных поперечном и продольном сечениях приведено на рисунке 70.

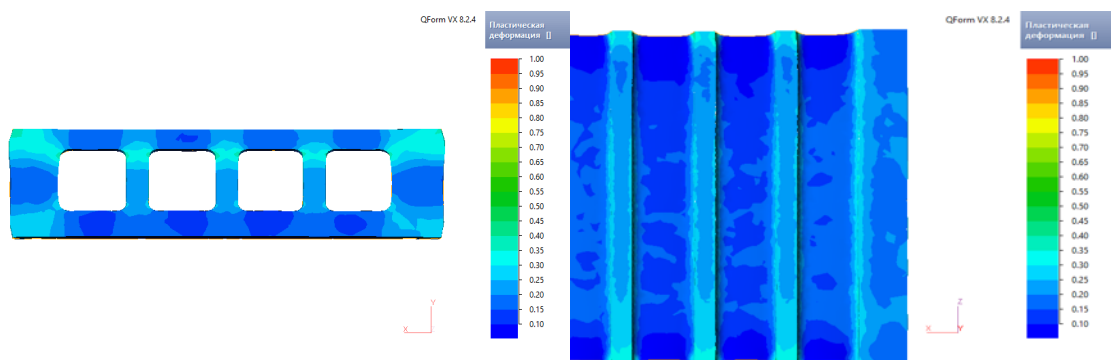


Рисунок 70 – Пластическая деформация модели (вариант 2)

Размеры сечения заготовки кольца (вариант 3) приведены на рисунке 71. Заданная степень деформации в процессе моделирования – 15%.

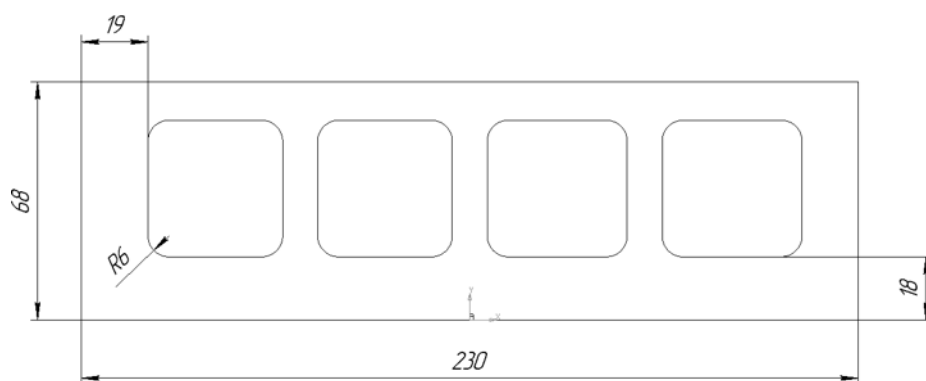


Рисунок 71 – Эскиз сечения заготовки кольца (вариант 3)

Распределение пластической деформации после прокатки в центральных поперечном и продольном сечениях приведено на рисунке 72.

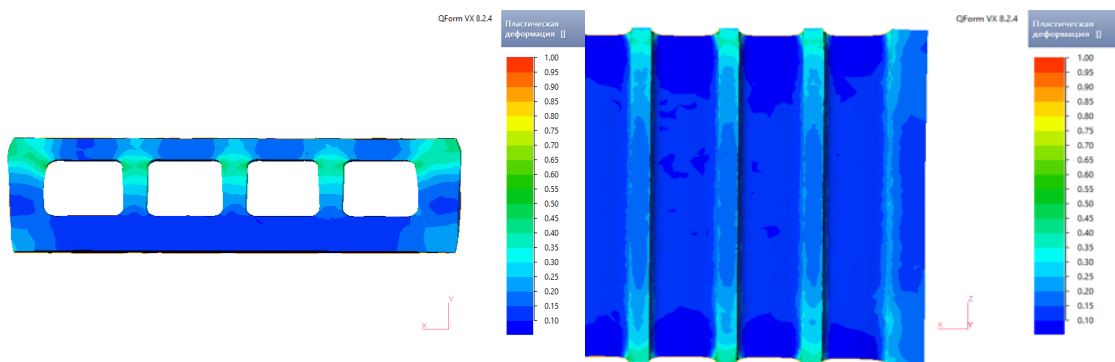


Рисунок 72 – Пластическая деформация модели (вариант 3)

Размеры сечения заготовки кольца (вариант 4) приведены на рисунке 73. Заданная степень деформации в процессе моделирования – 15%.

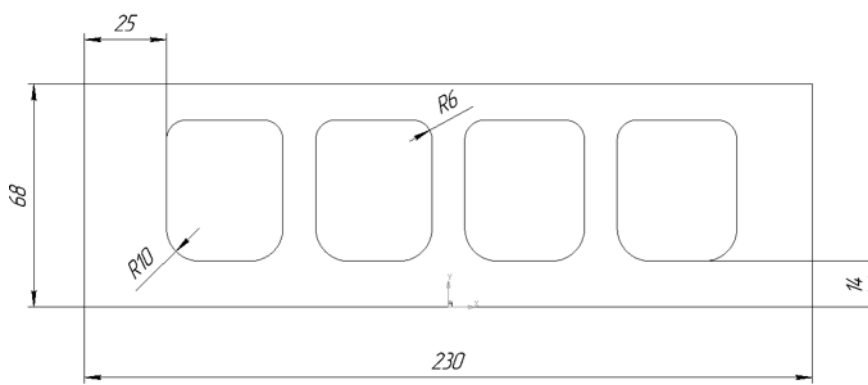


Рисунок 73 – Эскиз сечения заготовки кольца (вариант 4)

Распределение пластической деформации после прокатки в центральных поперечном и продольном сечениях приведено на рисунке 74.

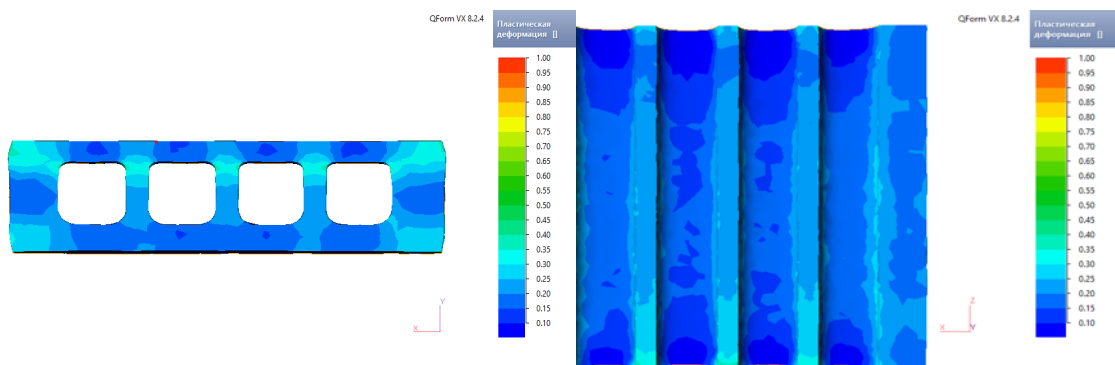


Рисунок 74 – Пластическая деформация модели (вариант 4)

Размеры сечения заготовки кольца (вариант 5) приведены на рисунке 75. Заданная степень деформации в процессе моделирования – 10%.



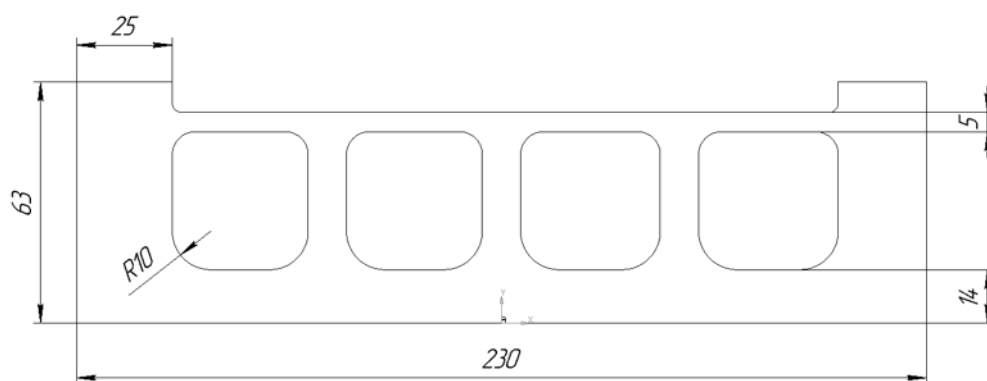


Рисунок 75 – Эскиз сечения заготовки кольца (вариант 5)

Распределение пластической деформации после прокатки в центральных поперечном и продольном сечениях приведено на рисунке 76.

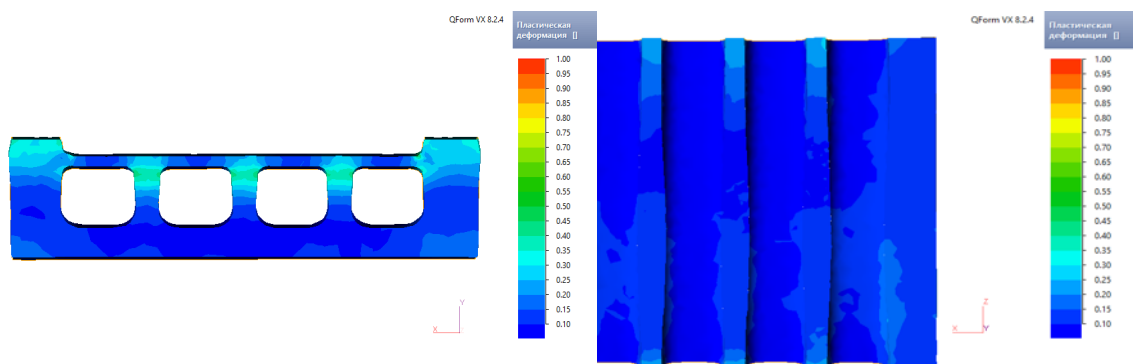


Рисунок 76 – Пластическая деформация модели (вариант 5)

Размеры сечения заготовки кольца (вариант 6) приведены на рисунке 77. Заданная степень деформации в процессе моделирования – 15%.

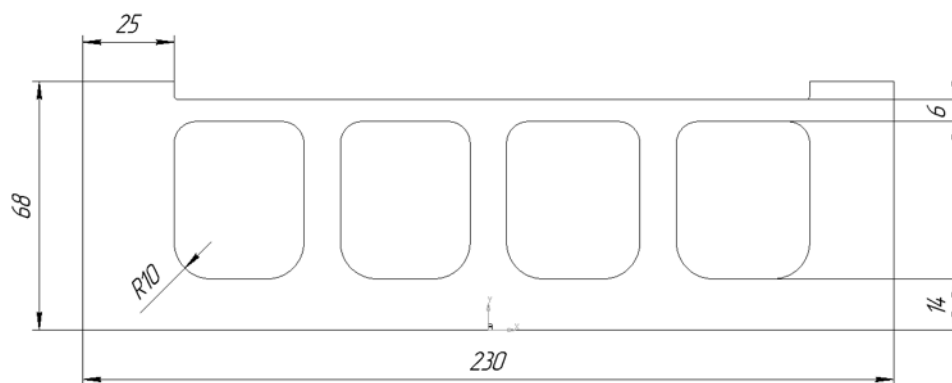


Рисунок 77 – Эскиз сечения заготовки кольца (вариант 6)

Распределение пластической деформации после прокатки в центральных поперечном и продольном сечениях приведено на рисунке 78.

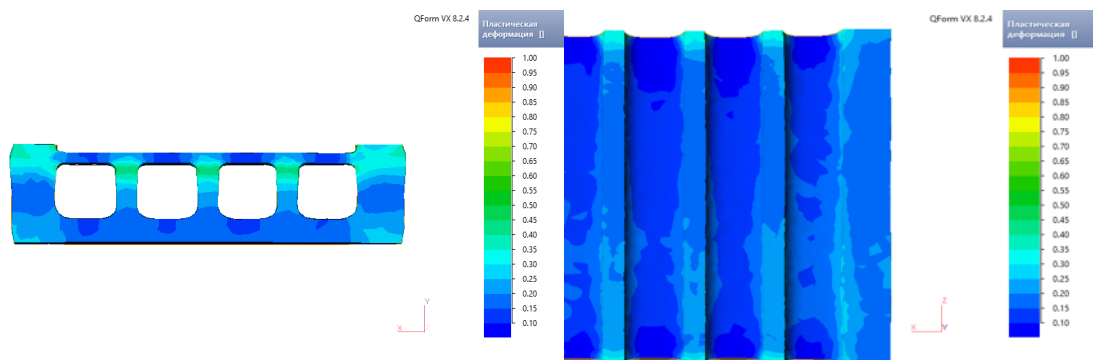


Рисунок 78 – Пластическая деформация модели (вариант 6)

Размеры сечения заготовки кольца (вариант 7) приведены на рисунке 79. Заданная степень деформации в процессе моделирования – 15%.

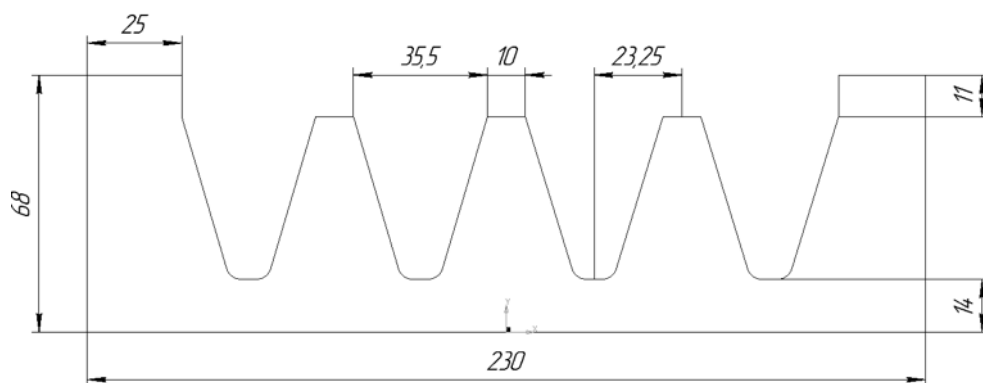


Рисунок 79 – Эскиз сечения заготовки кольца (вариант 7)

Распределение пластической деформации после прокатки в центральных поперечном и продольном сечениях приведено на рисунке 80.

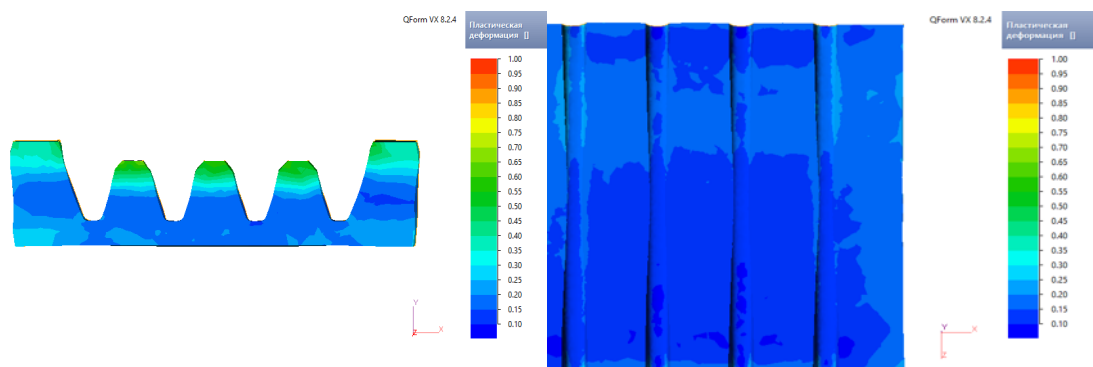


Рисунок 80 – Пластическая деформация модели (вариант 7)

Размеры сечения заготовки кольца (вариант 8) приведены на рисунке 81. Заданная степень деформации в процессе моделирования – 15%.

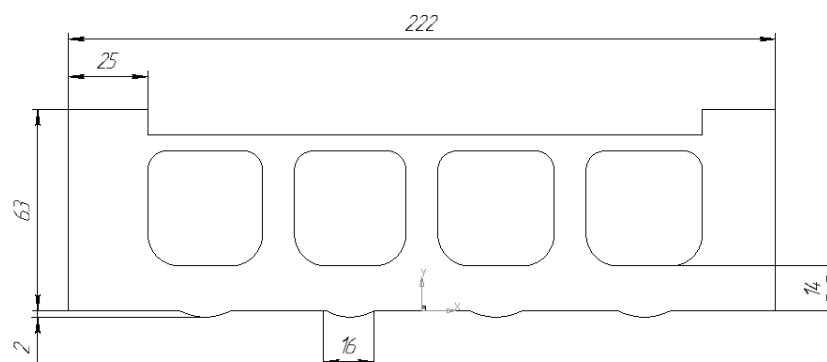


Рисунок 81 – Эскиз сечения заготовки кольца (вариант 8)

Распределение пластической деформации после прокатки в центральных поперечном и продольном сечениях приведено на рисунке 82.

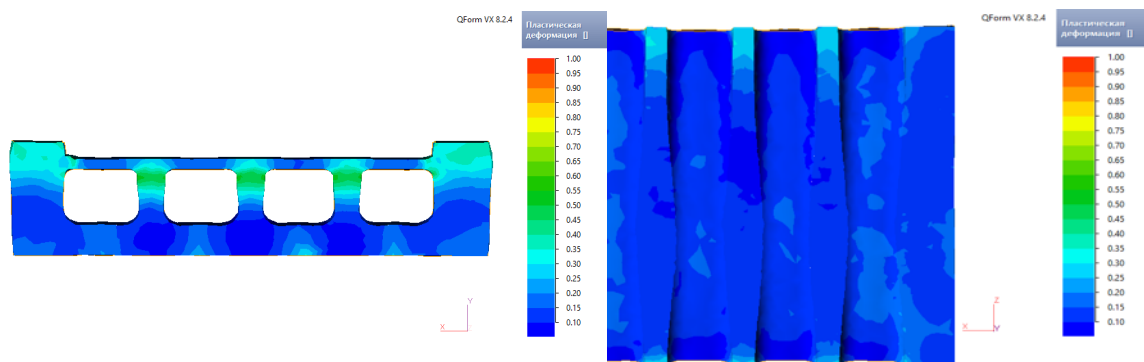


Рисунок 82 – Пластическая деформация модели (вариант 8)

Размеры сечения заготовки кольца (вариант 9) приведены на рисунке 83. Заданная степень деформации в процессе моделирования – 13%.

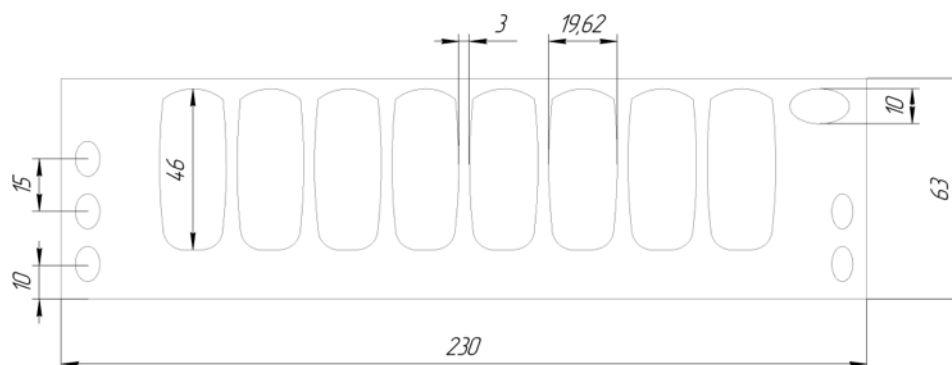


Рисунок 83 – Эскиз сечения заготовки кольца (вариант 9)

Распределение пластической деформации после прокатки в центральных поперечном и продольном сечениях приведено на рисунке 84.

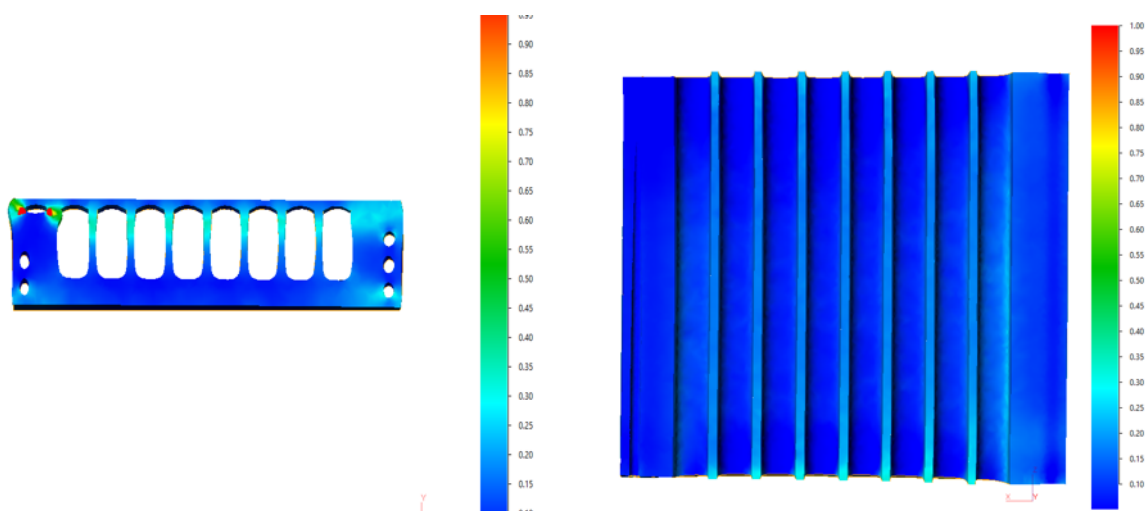


Рисунок 84 – Пластическая деформация модели (вариант 9)

Размеры сечения заготовки кольца (вариант 10) приведены на рисунке 85. Заданная степень деформации в процессе моделирования – 12%.

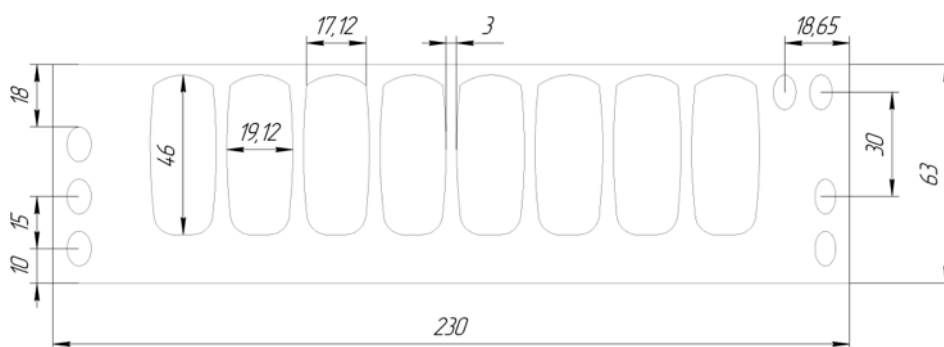


Рисунок 85 – Эскиз сечения заготовки кольца (вариант 10)

Распределение пластической деформации после прокатки в центральных поперечном и продольном сечениях приведено на рисунке 86.

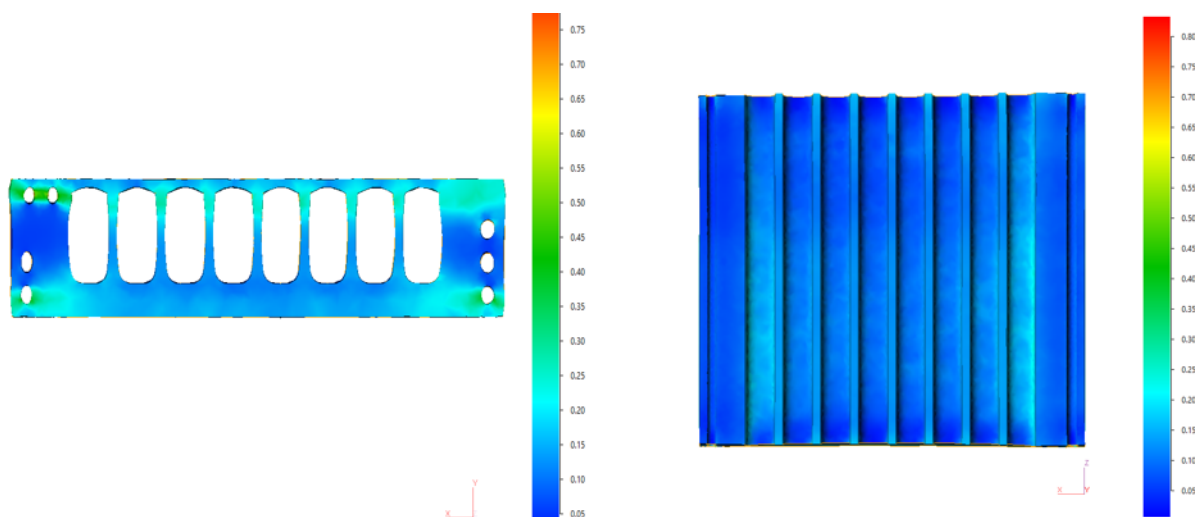


Рисунок 86 – Пластическая деформация модели (вариант 10)

Исходя из полученных результатов распределения деформации по сечению модели участка заготовки кольца, можно заключить, что геометрическая форма играет важную роль в равномерности распределения деформации по объему изделия в условиях обработки его на гладких валках кольцепрокатных станов.

Из проведённого компьютерного моделирования следует, что наиболее удовлетворительные результаты прокатки достигаются при исполнении формы поперечного сечения заготовки по вариантам 4, 6 и 10. Заданная степень относительной деформации по данным вариантам составляет 12–15 %.

Так, в результате прокатки заготовки (вариант 4) деформация наиболее равномерно распределена по сечению заготовки кольца, среднее значение деформации составляет 0,25 мм/мм.

Схема заготовки (вариант 6) гарантирует сокращение площади поперечного сечения, а следовательно, и снижение металлоёмкости, в сравнении с другим, удовлетворяющим условиям, вариантом 4. Однако необходимость использования валков с формующими выступами, а также деформационная проработка тела кольца в данном случае ниже, что может негативно сказаться на качественных параметрах детали.

Обработка заготовки с геометрической формой согласно варианту 10, также позволяет достичь необходимой глубины деформационной проработки, сравнимой с вариантом 6, а также, характеризуется повышенным значением выхода годного после механической обработки, в случае реализации схемы прокатки кольца заданного профиля, однако получение заготовки с отверстиями небольшого диаметра методом прямого лазерного выращивания является нецелесообразным.

В таблице 23 приведены результирующие параметры моделирования и расчётные значения характеристики металлоёмкости процесса прокатки для трёх выбранных вариантов.

Таблица 23 – Параметры и характеристики процесса

| Номер варианта | Характеристика      | Значение                  |
|----------------|---------------------|---------------------------|
| 4              | Величина деформации | мин. – 0,03; макс. – 0,62 |
|                | Выход годного       | 15,5 %                    |
| 6              | Величина деформации | мин. – 0,01; макс. – 0,73 |
|                | Выход годного       | 17,6 %                    |
| 10             | Величина деформации | мин. – 0,01; макс. – 0,83 |
|                | Выход годного       | 21,3 %                    |

Таким образом, согласно поставленной цели получения наиболее высоких эксплуатационных характеристик, однородно распределённых по всему объёму заготовки кольца, следует предложить форму поперечного сечения заготовки кольца с использованием варианта 4.

Схема вписанного сечения кольца в сечение заготовки (вариант 4), рассчитанного в результате моделирования приведена на рисунке 87. Минимальный припуск на механическую обработку заготовки в данном варианте её исполнения составляет 3,5 мм.

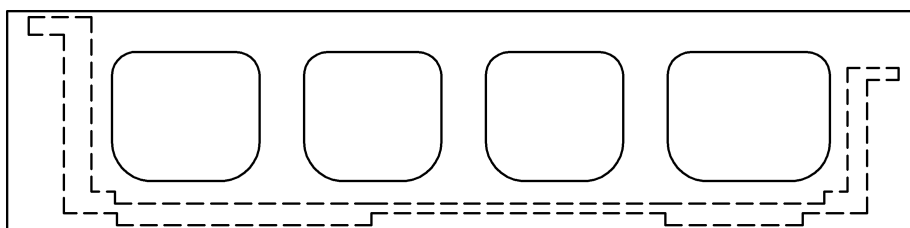


Рисунок 87 – Схема заготовки после моделирования горячей деформации:  
сплошные линии – контур заготовки; пунктирные линии – контур изделия

Форма сечения заготовки кольца (вариант 4) является допустимой и экономичной для выращивания на установке ПЛВ, а также для проведения процесса раскатки и получения требуемого уровня однородности пластической деформации.

#### 5.4 Моделирование раскатки кольцевой заготовки

В качестве прототипа для создания модели рабочего инструмента кольцепрокатного стана была выбрана радиально-осевая схема (Radial-Axial-Walzwerkes, RAW) (рисунок 88) и кольцепрокатный стан RAW 400/400-6000/1200 производства SMS Meer, компании АО «Русполимет».

В модели, представленной на рисунке, не использовали направляющие ролики ввиду возможности удержания заготовки в рабочей зоне с помощью граничной области вращения вокруг оси. Для того, чтобы минимизировать захлаживание заготовки в процессе раскатки, была выбрана максимальная скорость процесса (таблица 24), характерная для станов выбранной схемы.

Моделирование выполнено с учетом тепловых процессов, а именно, совместного теплообмена заготовки с инструментом. В данном случае их температура изменяется по уравнению нестационарной теплопроводности с учетом теплообмена с окружающей средой по свободной поверхности.



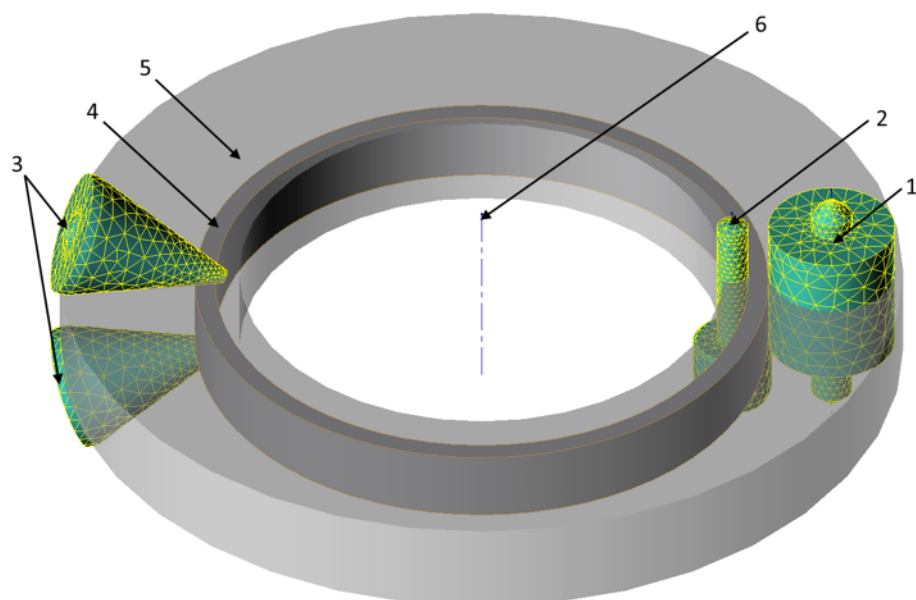


Рисунок 88 – Модель инструмента и заготовки процесса раскатки кольца:

1 – главный валок; 2 – оправка; 3 – аксиальные валки; 4 – заготовка кольца; 5 – границная область вращения;  
6 – ось вращения заготовки

Граничные условия модели, а также параметры материалов объектов моделирования взяты из базы данных деформируемых материалов QForm (таблица 24). Данные для определения сопротивления деформации сплава ВТ6 представлены для диапазона температур 800–1040 °С при скоростях деформации 0,01–1,0–10–100 с<sup>-1</sup> [59].

Таблица 24 – Граничные условия модели горячей раскатки

| Параметр                                             | Значение  |            |
|------------------------------------------------------|-----------|------------|
|                                                      | Заготовка | Инструмент |
| Температура, °С                                      | 960       | 20         |
| Температура окружающей среды, °С                     | 20        |            |
| Коэффициент трения (Зибель)                          | 0,4       |            |
| Скорость раскатки, м/с                               | 1,6       |            |
| Величина шага по времени, м·с                        | 1         |            |
| Подача главного валка, мм/с                          | –         | 0,9        |
| Коэффициент теплопередачи, Вт/(м·К)                  | 17,4      | 50,2       |
| Количество КЭ в сетке, шт.                           | 1 156 616 | 50 000     |
| Толщина кольцевой заготовки, мм                      | 68        | –          |
| Толщина раскатанной кольцевой заготовки, мм          | 57        | –          |
| Наружный диаметр кольцевой заготовки, мм             | 1680      | –          |
| Наружный диаметр раскатанной кольцевой заготовки, мм | 2065      | –          |

Процесс раскатки реализован за три полных оборота заготовки кольца вокруг собственной оси, время прокатки 9,4 с.

В результате моделирования получены варианты распределения накопленной деформации по объему кольца и в очаге деформации. Проведен анализ напряжений, возникающих в четырех точках (по одной на каждой стороне заготовки кольца), и усилия раскатки на главном валке.

Основным и наиболее важным фактором является интенсивность и равномерность распределения пластической деформации по объему заготовки кольца. На рисунке 89 представлена модель прокатанной заготовки с отображенным градиентом распределения пластической деформации на её поверхности и в сечении. Видно, что равномерность распределения деформации невысока, но является удовлетворительной. Её минимум зафиксирован в ребрах, соединяющих внутреннюю и внешнюю стороны заготовки кольца, и достигает в среднем 0,06–0,08 мм/мм, что не критично для разрабатываемой технологии, так как ребра будут удалены при последующей механической обработке. Максимум значений величины пластической деформации отмечен с внутренней стороны на торце заготовки и достигает 1,0–1,2 мм/мм. Данный факт объясняется тем, что очаг деформации у основания оправки имеет закрытую конфигурацию, что препятствует течению металла при уширении, возникающем в процессе горячей раскатки кольца.

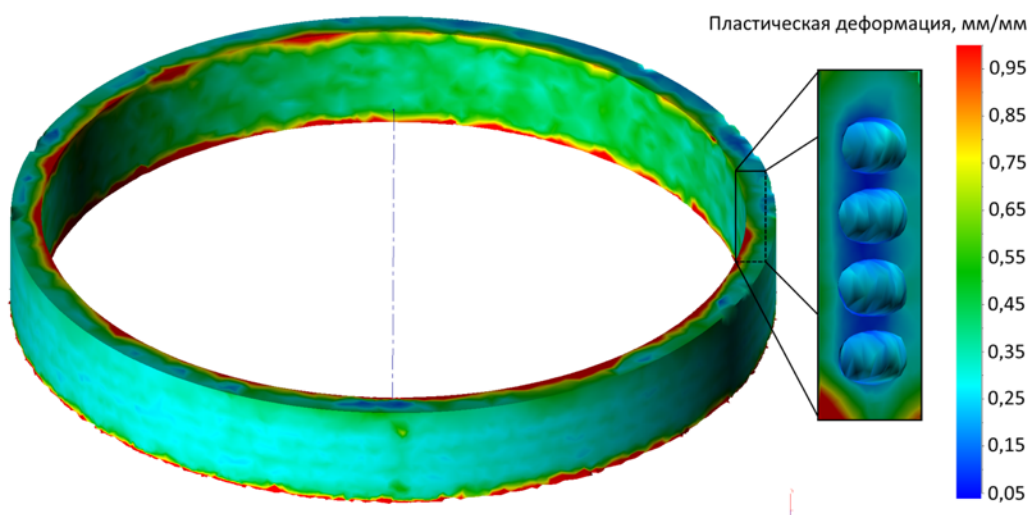


Рисунок 89 – Схема распределения пластической деформации на поверхности и в сечении заготовки кольца после раскатки

В целом равномерность распределения пластической деформации по объему заготовки после её раскатки находится на высоком уровне, особенно в областях, которые будут сохранены после механической обработки. Более 62% объема заготовки испытали величину пластической деформации 0,20–0,40 мм/мм. Медиана составила 0,32 мм/мм, что

значительно больше, чем значения, полученные при моделировании процесса продольной прокатки.

На рисунке 90 приведен график изменения среднего напряжения в процессе раскатки кольца в четырёх точках из соответствующих зон заготовки: P1 – середина внутренней поверхности заготовки; P2 – середина верхнего торца заготовки; P3 – середина нижнего торца заготовки; P4 – середина внешней поверхности заготовки.

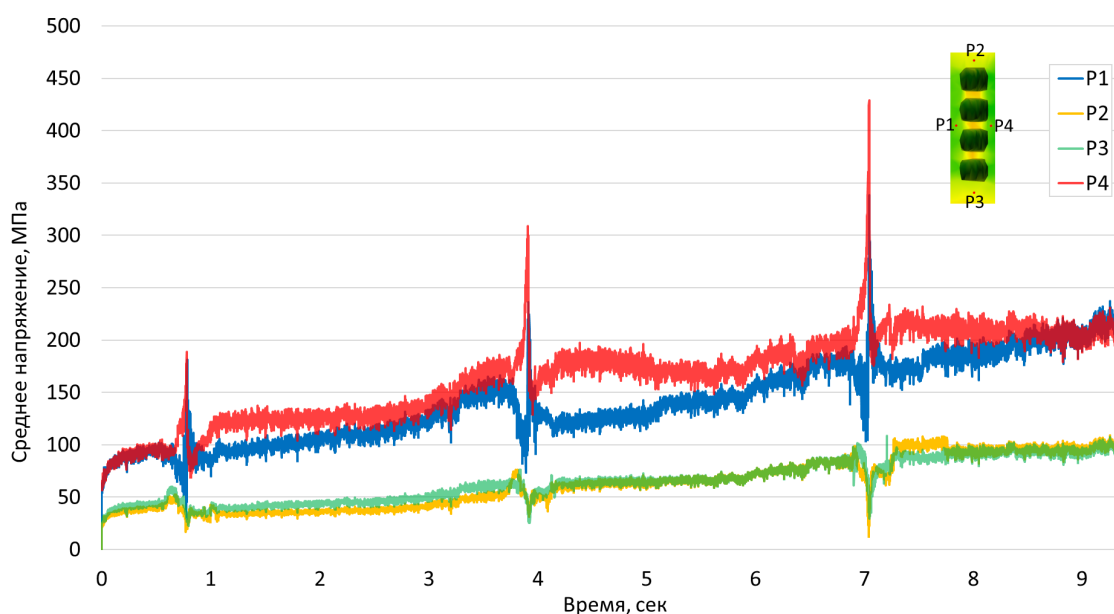


Рисунок 90 – Изменение среднего напряжения в сечении заготовки в процессе раскатки кольца

В QForm используется безмоментная теория, следствием которой является симметричность тензора напряжений – компоненты, расположенные симметрично относительно его главной диагонали, равны между собой. Среднее напряжение  $\sigma_m$  рассчитывается как 1/3 суммы напряжений, расположенных на главной диагонали тензора напряжений.

Из полученных кривых распределения среднего напряжения видно, что во всех точках имеется тенденция к возрастанию напряжения сжатия, однако, на внутренней и внешней сторонах заготовки кольца эта тенденция наиболее ярко выражена. Вероятно, это является следствием более длительного контакта заготовки с инструментом и, соответственно, увеличения сопротивления деформации металла в этих участках вследствие более интенсивного остывания. Кривая P1 описывает немногим меньшие значения, чем кривая P4, что обусловлено меньшей длиной дуги контакта металла с оправкой, так как ее радиус меньше, чем радиус главного вала. Максимальная (пиковая) величина среднего напряжения в процессе прокатки достигла 428 МПа, что не является критическим значением для сплава ВТ6.

Разработанная модель также позволила провести оценку уровня усилий, создаваемых рабочим инструментом. Наибольшее усилие оказывает главный валок (рисунок 91).

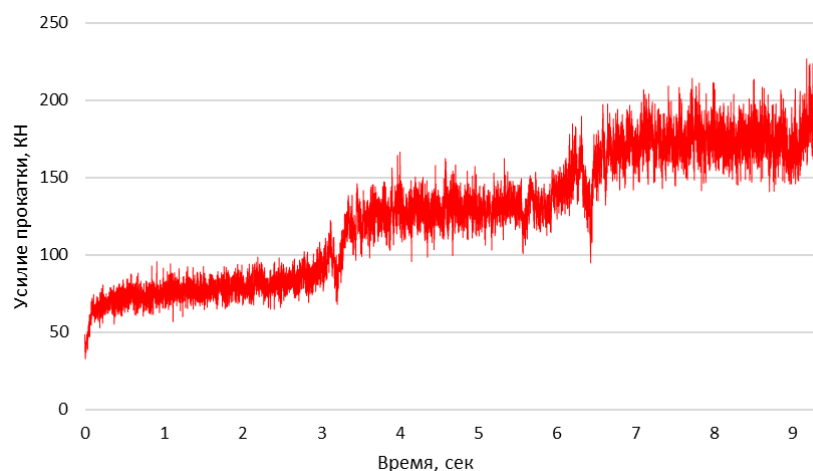


Рисунок 91 – Изменение усилия прокатки на главном валке в процессе раскатки кольца

Из графика видно, что оказываемое усилие возрастает постепенно, по мере увеличения накопленной деформации в объеме заготовки и ее остывания, что приводит к росту сопротивления деформации материала модели. После трех оборотов кольца вокруг оси с постепенным обжатием по его толщине на величину 8,46 мм, что соответствует степени деформации 13,42%, достигнуто усилие на главном валке 227 кН. Таким образом, подтверждается возможность горячей раскатки кольца, полученного методом прямого лазерного выращивания, выбранной формы сечения на кольцераскатных станах RAW, работающих с диапазоном требуемых размеров заготовки кольца и имеющих ограничение по усилию прокатки в 400–500 кН.

### 5.5 Физическое моделирование процесса прокатки сектора кольца

На основе компьютерного моделирования процессов горячей прокатки и раскатки кольцевой заготовки в программе QForm была определена геометрия заготовки, которая позволит получить наиболее высокие эксплуатационные свойства готового изделия, и уменьшить количество потерь при механической обработке.

Для физического моделирования процесса горячей прокатки была получена заготовка выбранного поперечного сечения методом прямого лазерного выращивания на базе Санкт-Петербургского Государственного Морского Технического Университета (СПбГМТУ). Технологические параметры процесса прямого лазерного выращивания сектора кольца представлены в таблице 25.

Таблица 25 – Технологические параметры прямого лазерного выращивания

| № п/п | Мощность излучения, Вт | Скорость процесса, мм/с          | Расход порошка, %                         | Диаметр пятна, мм                           | Амплитуда сканирования, мм                               |    |
|-------|------------------------|----------------------------------|-------------------------------------------|---------------------------------------------|----------------------------------------------------------|----|
| 1     | 2300                   | 20                               | 23                                        | 3,5                                         | 2,5                                                      |    |
| № п/п | Форма сканирования     | Расход коаксиального газа, л/мин | Расстояние от среза сопла до подложки, мм | Расстояние от среза головки до подложки, мм | Шаг по высоте (dz) и ширине (dx) наплавляемого трека, мм |    |
|       |                        |                                  |                                           |                                             | dz                                                       | dx |
| 1     | Линия                  | 20                               | 10                                        | 250                                         | 1                                                        | 3  |

Общий вид выращенной заготовки сектора кольца, до отделения от подложки показан на рисунке 92.

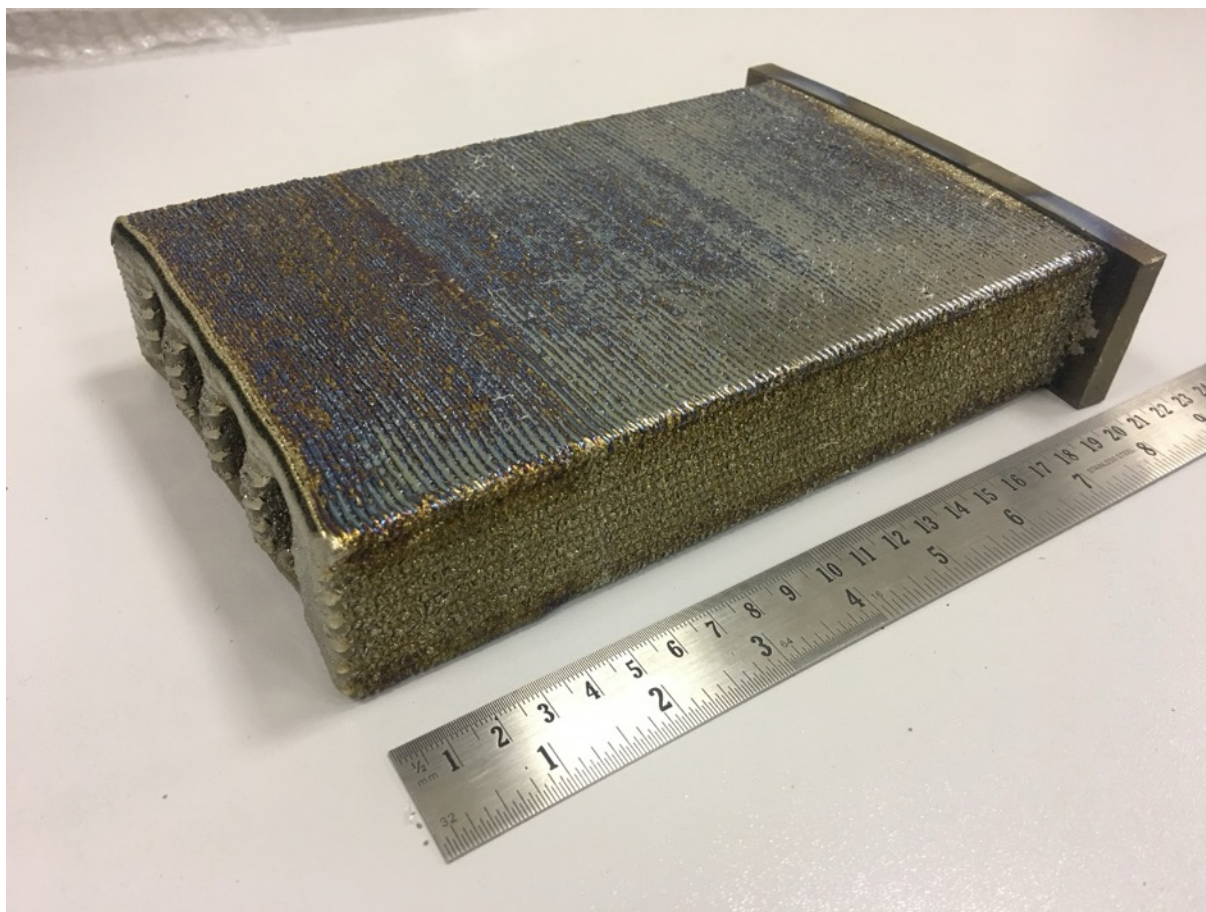


Рисунок 92 – Общий вид заготовки сектора кольца

Перед отделением от подложки, для снятия остаточных напряжений, образующихся в процессе прямого лазерного выращивания, заготовка была подвергнута отжигу. Термообработку проводили в электрической камерной печи типа СНОЛ ЭКПС-10 по следующему режиму: температура отжига – 825 °С; время отжига – 1 ч; охлаждение в печи до 600 °С, далее охлаждение на воздухе.



Горячую прокатку заготовки осуществляли на двухвалковом реверсивном лабораторном стане 210 со скоростью вращения валков 20 об/мин и степенью деформации 15 %. Перед прокаткой заготовку нагрели до температуры 940 °С. Общий вид заготовки после прокатки показан на рисунке 93.

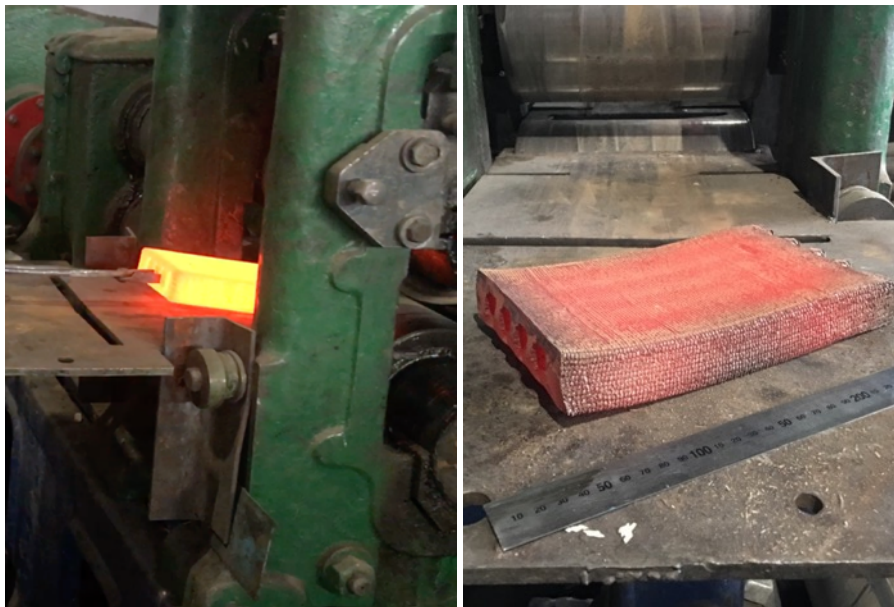


Рисунок 93 – Общий вид заготовки после деформации

Микроструктура титанового сплава ВТ6 после прокатки представлена на рисунке 94. Микроструктура характеризуется 5–6 типом по 9-типной шкале для  $(\alpha+\beta)$ -сплавов, что соответствует требованиям ГОСТ 26492–85 [5] для изделий повышенного качества из титанового сплава ВТ6.

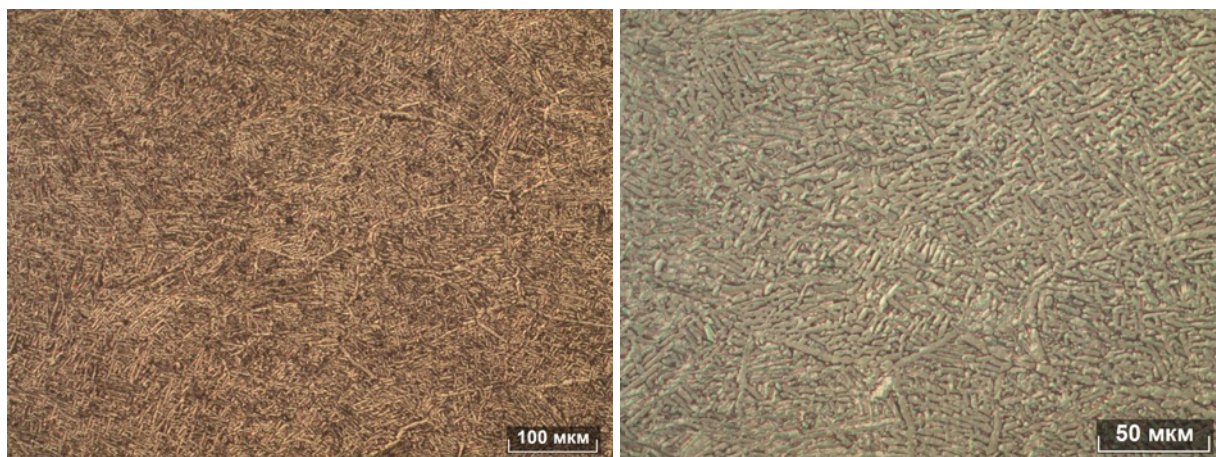


Рисунок 94 – Микроструктура сплава ВТ6 после прокатки

У прокатанного сектора кольца, в частях, которые после механической обработки сформируют профиль готового изделия, отобрали образцы для механических испытаний.

По два образца из основания заготовки в направлении прокатки (НП) и поперечном направлении (ПН) и два образца из боковой части (БП). На рисунке 95 показана схема отбора образцов.

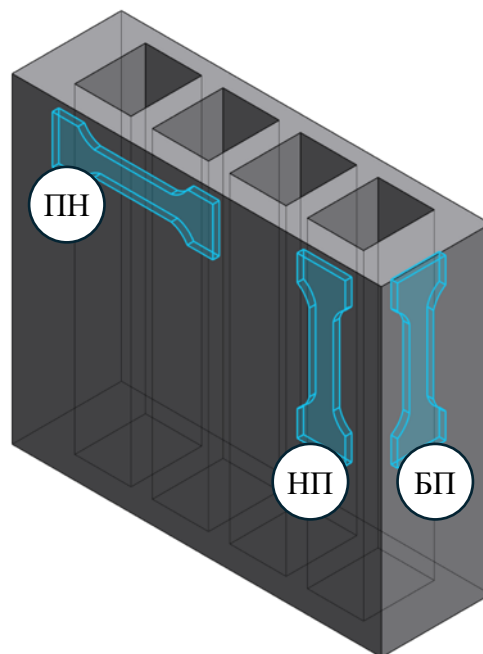


Рисунок 95 – Схема отбора образцов для механических испытаний:

НП – направление прокатки; ПН – поперечное направление; БП – боковая плоскость

На рисунке 96 показаны кривые, записанные на универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z250. В таблице 26 представлены результаты механических испытаний.

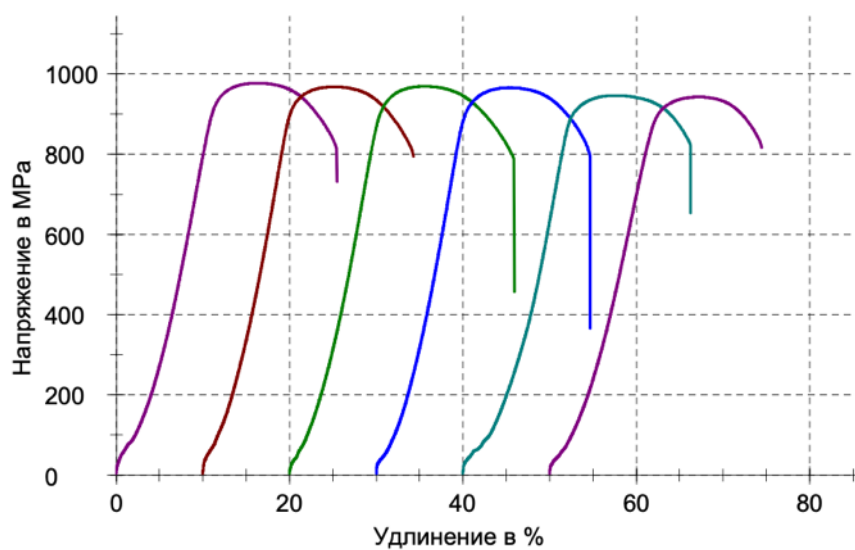


Рисунок 96 – Кривые испытаний на растяжение



Таблица 26 – Результаты механических испытаний сплава ВТ6 после прокатки

| Образец | $\sigma_t$ , МПа | $\sigma_b$ , МПа | $\delta$ , % |
|---------|------------------|------------------|--------------|
| БП-1    | 905              | 977              | 16,0         |
| БП-2    | 902              | 968              | 15,3         |
| НП-1    | 892              | 969              | 19,4         |
| НП-2    | 890              | 966              | 19,0         |
| ПН-1    | 882              | 946              | 16,1         |
| ПН-2    | 872              | 943              | 13,2         |

Механические характеристики образцов БП и НП, вырезанных в направлении прокатки сопоставимы, и согласуются с результатами компьютерного моделирования для профиля поперечного сечения заготовки кольца по варианту 4, для которого среднее значение деформации составляет 0,25 мм/мм. Свойства образцов ПН несколько ниже, так как они вырезаны в поперечном, по отношению к прокатке, направлении.

Прочностные и пластические свойства сплава ВТ6, полученного методом прямого лазерного выращивания и последующей горячей деформации, соответствуют требованиям ГОСТ 26492-85 [5] для изделий повышенного качества (временное сопротивление  $\sigma_b$  не менее 905 МПа и относительное удлинение  $\delta$  не менее 10 %).

## ВЫВОДЫ

В данной работе рассмотрен процесс получения крупногабаритных колец из титанового сплава ВТ6 на основе метода прямого лазерного выращивания и радиально-осевой раскатки. Проведённые исследования позволяют сделать следующие выводы:

1. Анализ научно-технической литературы показал, что известные технологии производства крупногабаритных колец ответственного назначения характеризуются большим числом технологических операций и низким коэффициентом использования материала, так потери металла на операции механической обработки могут достигать 90 %. Использование метода прямого лазерного выращивания для получения заготовок крупногабаритных колец позволит расширить сортамент мелкосерийного производства и уменьшить недостатки существующих технологий.

2. В результате экспериментальных исследований определён режим прямого лазерного выращивания сплава ВТ6, с производительностью более 1 кг/ч и минимальным количеством внутренних дефектов или их отсутствием.

3. Проведённое исследование влияния постобработки на структуру и свойства сплава ВТ6, полученного методом прямого лазерного выращивания, показало, что операция горячей прокатки позволяет улучшить механические свойства, обеспечивая требуемый уровень как прочностных, так и пластических свойств.

4. Анализ результатов механических испытаний образцов из сплава ВТ6, полученных методом прямого лазерного выращивания и последующей горячей прокатки, показал отсутствие существенной анизотропии свойств при прокатке в разных направлениях по отношению к плоскости лазерного выращивания. Показано, что степени деформации 10 % за один проход достаточно для улучшения комплекса механических свойств  $\sigma_T$ ,  $\sigma_B$  и  $\delta$ .

5. Разработана методика с использованием программного комплекса QForm, позволяющая выбирать профиль поперечного сечения заготовки, обеспечивающий пластическую деформацию всех участков будущего кольца на 10–20 % и позволяющий сократить потери на операции механической обработки. Компьютерное моделирование подтверждает возможность радиально-осевой раскатки выбранного профиля, а физический эксперимент горячей прокатки сектора кольца показал соответствие структуры и свойств требованиям ГОСТ 26492–85 и отраслевому стандарту на цельнокатаные кольца ОСТ 1-92039-75.

## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Технология производства титановых самолетных конструкций / Братухин А. Г., Колачев Б. А., Садков В. В. и др. – М. : Машиностроение, 1995.
2. Металловедение: учебник. В 2-х т. Т. II / Новиков И. И., Золоторевский В. С., Портной В. К. и др. – М.: Издательский дом МИСиС, 2009. – 528 с.
3. Колачев Б. А., Елагин В. И., Ливанов В. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник для вузов. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСиС, 2005. – 432 с.
4. ГОСТ 22178-76 Листы из титана и титановых сплавов. Технические условия. – М.: Стандартиформ, 2005. – 16 с.
5. ГОСТ 26492-85 Прутки катаные из титана и титановых сплавов. Технические условия. – М.: Издательство стандартов, 1985. – 32 с.
6. ГОСТ 23755-79 Плиты из титана и титановых сплавов. Технические условия. – М.: Издательство стандартов, 1991. – 27 с.
7. ГОСТ 59185-2020 Изделия, полученные методом селективного лазерного сплавления из металлопорошковой композиции титанового сплава марки ВТ6. – М.: Стандартиформ, 2020. – 7 с.
8. Чечулин Б. Б., Ушков С. С., Разуваева И. Н., Гольдфайн В. Н. Титановые сплавы в машиностроении. – Л.: Машиностроение, 1977. – 248 с.
9. Алимов А. И., Евсюков С. А., Сухоруков Р. Ю. Повышение стабильности механических свойств колец ракетных и газотурбинных двигателей из титанового сплава ВТ6 путем формирования глобулярной микроструктуры // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2019. – № 4. – С. 68–76.
10. Ильин А. А., Колачев Б. А., Полькин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. – М.: ВИЛС – МАТИ, 2009. – 520 с.
11. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов / Е. А. Борисова, Г. А. Бочвар, М. Я. Брун и др. – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.
12. Вильданов А. М., Бабкин К. Д., Земляков Е. В., Гущина М. О. Влияние осцилляции лазерного излучения на качество поверхности изделий при прямом лазерном выращивании // Фотоника. – 2019. – Том 13, № 6. – С. 518–523.
13. Ковка и штамповка: справочник. В 4-х т. Т. 2. Горячая штамповка / Под ред. Е. И. Семенова. – М.: Машиностроение, 1986. – 592 с.
14. Антонюк В. Е., Пархомчик П. А., Рудый В. В. Кольцераскатка в условиях автоматизированного производства. – Минск: Беларуская навука, 2021. – 245 с.

15. Костышев В. А., Шитарев И. Л. Раскатка колец. – Самара: Самарский государственный аэрокосмический университет, 2000. – 208 с.
16. Изготовление сварных кольцевых заготовок из листовых материалов. Руководящие технические материалы РТМ-1539-76. – М.: НИАТ, 1980. – 160 с.
17. Ivanov D., Travyanov A., Petrovskiy P., Cheverikin V., Alekseeva E., Khvan A., Logachev I. Evolution of structure and properties of the nickel-based alloy EP718 after the SLM growth and after different types of heat and mechanical treatment // Additive Manufacturing. – 2017. – V. 18. – P. 269–275.
18. Qiu C., Adkins N., Attallah M. Microstructure and tensile properties of selectively laser-melted and of HIPed laser-melted Ti-6Al-4V // Mater. Sci. & Eng. A. – 2013. – V. 578. – P. 230–239.
19. Сторожев М. В., Середин П. И., Кирсанова С. Б. Технологияковки и горячей штамповки цветных металлов и сплавов. – М.: Высшая школа, 1967. – 351 с.
20. Ковка и объёмная штамповка стали. Справочник в 2-х т. Т. 2 / Под. ред. М. В. Сторожева. – М.: Машиностроение, 1967. – 448 с.
21. Полухин П. И., Тетерин П. К., Шаляпин М. М., Воронцов В. К. Распределение удельного давления по длине очага деформации при прокатке колец // Известия вузов. Черная металлургия. – 1970. – № 11. – С. 77–80.
22. Целиков А. И. Теория расчета усилий в прокатных станах. – М.: Металлургиздат, 1962. – 494 с.
23. Целиков А. И., Никитин Г. С., Рокотян С. Е. Теория продольной прокатки. – М.: Металлургия, 1980. – 320 с.
24. Hawkyard J., Johnson W., Kirkland J., Appleton E. Analyses for roll force and torque in ring rolling, with some supporting experiments // Int. J. Mech. Sci. – 1973. – V. 15. – P. 873–893.
25. Lugora C. F., Bramley A. N. Analysis of spread in ring rolling // Int. J. Mech. Sci. – 1987. – V. 29(2). – P. 149–157.
26. Hahn Y. H., Yang D. Y. UBET analysis of roll torque and profile formation during the profile ring-rolling of rings having rectangular protrusions // Journal of Materials Processing Technology. – 1991. – V. 26. – P. 267–280.
27. Полухин П. И., Тетерин П. К., Шаляпин М. М., Воронцов В. К. Исследование энергосиловых параметров процесса прокатки колец // Известия вузов. Черная металлургия. – 1971. – № 7. – С. 64–66.

28. Полухин П. И., Тетерин П. К., Шаляпин М. М., Воронцов В. К. Влияние соотношения диаметров валков на основные параметры процесса прокатки колец // Известия вузов. Черная металлургия. – 1972. – № 7. – С. 80–82.
29. Полухин П. И., Тетерин П. К., Шаляпин М. М., Воронцов В. К. Исследование уширения при прокатке колец // Известия вузов. Черная металлургия. – 1972. – № 9. – С. 69–71.
30. Сухоруков Р. Ю., Сидоров А. А., Ибрагимов А. Р., Утяшев Ф. З. Математическое моделирование процессов изготовления осесимметричных деталей авиационного назначения методом локальной деформации // Письма о материалах. – 2015. – Т. 5(2). – С. 175–178.
31. Павлов И. М. Теория прокатки. Общие основы обработки металлов давлением. – М.: Металлургиздат, 1950. – 610 с.
32. Зленко М. А., Нагайцев М. В., Довбыш В. М. Аддитивные технологии в машиностроении. – М.: ГНЦ РФ ФГУП «НАМИ», 2015. – 220 с.
33. Гибсон Я., Розен Д., Стакер Б. Технологии аддитивного производства. – М.: ТЕХНОСФЕРА, 2016. – 656 с.
34. ГОСТ Р 57558-2017 Аддитивные технологические процессы. Базовые принципы. Часть 1. Термины и определения. – М.: Стандартинформ, 2018. – 16 с.
35. ГОСТ Р 57589-2017 Аддитивные технологические процессы. Базовые принципы. Часть 2. Материалы для аддитивных технологических процессов. Общие требования. – М.: Стандартинформ, 2019. – 12 с.
36. Cooke S., Ahmadi K., Willerth S., Herring R. Metal additive manufacturing: Technology, metallurgy and modelling // Journal of Manufacturing Processes. – 2020. – V. 57. – P. 978–1003.
37. Gao B., Zhao H., Peng L., Sun Z. A review of research progress in Selective Laser Melting (SLM) // Micromachines. – 2023. – V. 14(1).
38. Travyanov A.Y., Petrovskiy P.V., Cheverikin V.V., Sokolov P.Y., Davidenko A.A. Investigation of the influence of geometry and technological parameters of production on the structure and properties of spherical cellular structures obtained by selective laser melting // Journal of Physics: Conference Series. – 2018. – V. 1109(1).
39. Петровский П.В., Чеверикин В.В., Соколов П.Ю., Давиденко А.А. Зависимость структуры и свойств стали 03X16H15M3 от геометрии ячеистых структур, полученных методом селективного лазерного плавления // Черные металлы. – 2019. – № 3. – С. 49–53.
40. Travyanov A.Y., Petrovskii P.V., Cheverikin V.V., Sokolov P.Y., Davidenko A.A. Study of strategies for forming stainless steel objects with cellular structures by selective laser melting // Metallurgist. – 2019. – V. 62(11-12). – P. 1158–1166.

41. Thompson S., Bian L., Shamsaei N., Yadollahi A. An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part I: Transport phenomena, modeling and diagnostics // *Additive Manufacturing*. – 2015. – V. 8. – P. 36–62.
42. Shamsaei N., Yadollahi A., Bian L., Thompson S. An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part II: Mechanical behavior, process parameter optimization and control // *Additive Manufacturing*. – 2015. – V. 8. – P. 12–35.
43. Turichin G., Zemlyakov E., Babkin K., Ivanov S., Vildanov A. Laser metal deposition of Ti-6Al-4V alloy with beam oscillation // *Procedia CIRP*. – 2018. – V. 74. – P. 184–187.
44. Turichin G., Zemlyakov E., Babkin K., Ivanov S., Vildanov A. Analysis of distortion during laser metal deposition of large parts // *Procedia CIRP*. – 2018. – V. 74. – P. 154–157.
45. Babkin K., Zemlyakov E., Ivanov S., Vildanov A., Topalov I., Turichin G. Distortion prediction and compensation in direct laser deposition of large axisymmetric Ti-6Al-4V part // *Procedia CIRP*. – 2020. – V. 94. – P. 357–361.
46. Li P., Warner D.H., Fatemi A., Phan N. Critical assessment of the fatigue performance of additively manufactured Ti-6Al-4V and perspective for future research // *International Journal of Fatigue*. – 2016. – V. 85. – P. 130–143.
47. Klimova-Korsmik O. G., Turichin G. A., Shalnova S. A., Gushchina M. O., Cheverikin V. V. Structure and properties of Ti-6Al-4V titanium alloy products obtained by direct laser deposition and subsequent heat treatment // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2018. – V. 1109.
48. Gushchina M. O., Ivanov S. Yu., Vildanov A. M. Effect of temperature field on mechanical properties of direct laser deposited Ti-6Al-4V alloy // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2020. – V. 969.
49. Ivanov S., Gushchina M., Artinov A., Khomutov M., Zemlyakov E. Effect of elevated temperatures on the mechanical properties of a direct laser deposited Ti-6Al-4V // *Materials*. – 2021. – V. 14.
50. Гущина М.О. Разработка способов управления структурой и свойствами в титановом сплаве ВТ6 при объёмной лазерной наплавке: дис. ... канд. тех. наук. – Санкт-Петербург: СПбГМТУ, 2021. – 160 с.
51. Qiu C., Adkins N., Attallah M. Microstructure and tensile properties of selectively laser-melted and of HIPed laser-melted Ti-6Al-4V // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – V. 578. – P. 230–239.
52. Shakil S. I., Smith N. R., Yoder S. P., Ross B. E., Alvarado D. J., Hadadzadeh A., Haghshenas M. Post fabrication thermomechanical processing of additive manufactured metals: A review // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2022. – V. 73. – P. 757–790.



53. Martina F., Colegrove P.A., Williams S.W., Meyer J. Microstructure of interpass rolled wire + arc additive manufacturing Ti-6Al-4V components // *Metall Mater Trans A.* – 2015. – V. 46. – P. 6103–6118.
54. Donoghue J., Antonysamy A.A., Martina F., Colegrove P.A., Williams S.W., Prangnell P.B. The effectiveness of combining rolling deformation with Wire–Arc Additive Manufacture on  $\beta$ -grain refinement and texture modification in Ti-6Al-4V // *Materials Characterization.* – 2016. – V. 114. – P. 103–114.
55. Tian X., Zhu Y., Lim C., Williams J., Boyer R., Wu X., Zhang K., Huang A. Isotropic and improved tensile properties of Ti-6Al-4V achieved by in-situ rolling in direct energy deposition // *Additive Manufacturing.* – 2021. – V. 46.
56. Duarte V. R., Rodrigues T. A., Schell N., Miranda R. M., Oliveira J. P., Santos T. G. Hot forging wire and arc additive manufacturing (HF-WAAM) // *Additive Manufacturing.* – 2020. – V. 35.
57. Bambach M., Sizova I., Szyndler J., Bennett J., Hyatt G., Cao J., Papke T., Merklein M. On the hot deformation behavior of Ti-6Al-4V made by additive manufacturing // *Journal of Materials Processing Technology.* – 2021. – V. 288.
58. Hemes S., Meiners F., Sizova I., Hama-Saleh R., Röhrens D., Weisheit A., Häfner C.L., Bambach M. Microstructures and mechanical properties of hybrid, additively manufactured Ti6Al4V after thermomechanical processing // *Materials.* – 2021. – V. 14.
59. Полухин П. И., Гун Г. Я., Галкин А. М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов. Справочник. – М.: Металлургия, 1983. – 352 с.
60. Хензель А., Шпиттель Т. Расчет энергосиловых параметров в процессах обработки металлов давлением : Справочник. – М.: Металлургия, 1982. – 360 с.
61. Конечно-элементное моделирование технологических процессовковки и объёмной штамповки: учебное пособие / Под ред. А. В. Власова. – М.: Издательство МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2019. – 383 с.
62. Cai J., Wang K., Zhai P., Li F., Yang J. A Modified Johnson-Cook constitutive equation to predict hot deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy // *Journal of Materials Engineering and Performance.* – 2015. – V. 24. – P. 32–44.
63. Третьяков А. В., Зюзин В. И. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением. – М.: Металлургия, 1973. – 224 с.
64. Cai J., Wang K., Han Y. A comparative study on Johnson Cook, modified Zerilli–Armstrong and Arrhenius-type constitutive models to predict high-temperature flow behavior of Ti-6Al-4V alloy in  $\alpha + \beta$  phase // *High Temperature Materials and Processes.* – 2016. – V. 35(3). – P. 297–307.

65. ГОСТ 19807-91 Титан и сплавы титановые деформируемые. Марки. – М.: Издательство стандартов, 1991. – 6 с.
66. Sokolov P., Koshmin A., Aleschenko A., Patrin P. Post-processing influence on additively produced Ti-6Al-4V alloy structure and mechanical properties // *Materials Science and Technology*. – 2023. – V. 39(7). – P. 828–833.
67. Kobryn P., Semiatin S. Mechanical properties of laser-deposited Ti-6Al-4V // 2001 International Solid Freeform Fabrication Symposium. – 2001. – P. 179–186.
68. Sokolov P., Aleshchenko A., Koshmin A., Cheverikin V., Petrovskiy P., Travyanov A., Sova A. Effect of hot rolling on structure and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy parts produced by direct laser deposition // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2020. – V. 107(3–4). – P. 1595–1603.
69. Kistler N., Corbin D., Nassar A., Reutzel E., Beese A. Effect of processing conditions on the microstructure, porosity, and mechanical properties of Ti-6Al-4V repair fabricated by directed energy deposition // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2019. – V. 264. – P. 172–181.
70. Welsch G., Boyer R., Collings E. *Materials properties handbook: titanium alloys*. – ASM international, 1993.
71. Гун Г. Я., Полухин П. И., Полухин В. П., Прудковский Б. А. *Пластическое формоизменение металлов*. – М.: Металлургия, 1968. – 416 с.
72. Кучеряев Б. В. *Механика сплошных сред (теоретические основы обработки давлением композитных металлов с задачами и решениями, примерами и упражнениями): Учебник для вузов*. – М.: МИСИС, 2006. – 604 с.
73. Кучеряев Б. В., Крахт В. Б., Соколов П. Ю. *Моделирование процессов и объектов в металлургии. Моделирование и оптимизация процессов листовой прокатки: Учеб. пособие*. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2009. – 63 с.
74. Кучеряев Б. В., Соколов П. Ю. Допустимые упрощения при оценке технологических параметров листовой прокатки // *Производство проката*. – 2012. – № 1. – С. 2–5.
75. Кошмин А. Н., Алещенко А. С., Патрин П. В., Соколов П. Ю., Зиновьев А. В. Исследование условий горячей деформации аддитивно выращенных заготовок из титанового сплава ВТ6 с применением конечно-элементного моделирования // *Металлург*. – 2020. – № 11. – С. 100–106.
76. Koshmin A., Aleschenko A., Patrin P., Sokolov P., Zinov'ev A. Study of conditions for thermal deformation of additively grown billets from VT6 titanium alloy using finite element simulation // *Metallurgist*. – 2021. – V. 64(11–12). – P. 1223–1233.

## ПРИЛОЖЕНИЕ А

### Текст программы на языке VBA

```
Sub Lambda_Calc()

Dim h0, h1, R, v0, dh, ld, tga As Double

h0 = Cells(1, 2)
h1 = Cells(2, 2)
R = Cells(3, 2)
v0 = Cells(4, 2)

dh = h0 - h1
ld = Math.Sqrt(R * dh - dh * dh / 4)
tga = dh / 2 / ld

Range("E1:A038").ClearContents

Dim x, y As Integer
Dim h, v1, v3, psi, E1, E3, i, dE1, dE3, Eta, Lam As Double

dE1 = 1
dE3 = 1

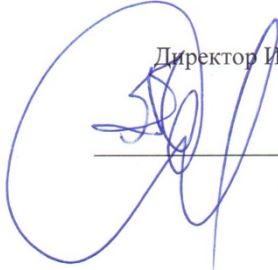
For i = 0 To h0 / 2 Step dE3
    psi = -v0 * i
    Lam = 0
    x = 6
    For E1 = -ld To 0 Step dE1
        If E1 > 0 Then E1 = 0
        h = h1 - 2 * E1 * tga
        v1 = v0 * h0 / h
        E3 = -psi * h / v0 / h0
        Eta = 4 * v0 * h0 / h / h * tga * Math.Sqrt(1 + 4 * E3 * E3 / h / h * tga *
tga)
        Lam = Lam + Eta / v1 * dE1
        y = Math.Round(E3)
        Cells(y + 2, x) = Lam
        x = x + 1
    Next E1
Next i

End Sub
```

## ПРИЛОЖЕНИЕ Б

### Акт внедрения в учебный процесс

УТВЕРЖДАЮ  
Директор Института ЭкоТех  
НИТУ МИСИС  
А. Я. Травянов  
«1» июня 2026 г.



#### АКТ

#### **о внедрении результатов диссертационной работы Соколова Павла Юрьевича в учебный процесс на кафедре обработки металлов давлением (ОМД) НИТУ МИСИС**

Настоящий акт составлен о том, что в учебном процессе на кафедре ОМД НИТУ МИСИС используются результаты диссертационной работы Соколова П. Ю. на тему «Разработка и исследование пластической деформации крупногабаритных титановых колец, полученных методом лазерного выращивания», представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 2.6.4 Обработка металлов давлением.

Представленные в диссертационной работе методика позволяющая выбирать профиль поперечного сечения заготовки, обеспечивающий равномерное распределение пластической деформации по объёму изделия и методика моделирования процесса радиально-осевой раскатки в программном комплексе QForm использованы в учебном процессе на кафедре обработки металлов давлением при подготовке обучающихся по направлениям «Технологические машины и оборудование» и «Металлургия».

Результаты работы рассмотрены и рекомендованы к внедрению на заседании расширенного научного семинара кафедры ОМД от «28» мая 2026 года (протокол № 9-1/н).

Начало использования объекта внедрения – июнь 2026 года.

Зав. кафедрой ОМД

Профессор кафедры ОМД

Ученый секретарь кафедры ОМД

Научный руководитель

 А. С. Алешенко  
 С. П. Галкин  
 Т. Ю. Сидорова  
 А. С. Алешенко

## ПРИЛОЖЕНИЕ В

### Акт внедрения в производство

**ГРАНКОН**

ОБЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ  
«ГРАНКОН»

(ООО «Гранком»)

УТВЕРЖДАЮ:  
Директор ООО «Гранком»  
А.А. Максимов  
2026г.



#### АКТ

о внедрении результатов диссертационной работы Соколова Павла Юрьевича «Разработка и исследование технологического процесса получения крупногабаритных титановых колец на основе метода прямого лазерного выращивания и пластической деформации», представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 2.6.4 Обработка металлов давлением.

Настоящий Акт составлен о том, что ряд научно-технических положений, разработанных в диссертационной работе Соколова П. Ю., имеют теоретическое и практическое значение для повышения эффективности процесса получения крупногабаритных колец из титановых сплавов, изготовленных методом прямого лазерного выращивания с последующей пластической деформацией на кольцепрокатных станах. В частности, в ООО «Гранком» используются:

– режим прямого лазерного выращивания титанового сплава ВТ6, обеспечивающий производительность не менее 1 кг/ч и минимальное количество дефектов или их отсутствие

– процесс постобработки после прямого лазерного выращивания, обеспечивающий увеличение плотности титанового сплава ВТ6 и улучшение комплекса механических свойств, заключающийся в раскатке кольцевой заготовки со степенью деформации не менее 10 %.

Применение этих решений позволило снизить трудоёмкость технологического процесса получения крупногабаритных колец из титановых сплавов и повысить коэффициент использования металла.

Директор по производству  
ООО «Гранком»



А.И. Демченко