

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ  
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ БРЯНСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ  
ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

На правах рукописи

Федонина Светлана Олеговна

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА СИНТЕЗИРОВАННЫХ ИЗ ПРОВОЛОКИ ДЕТАЛЕЙ  
ВОЛНОВЫМ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Специальность 05.02.08 - «Технология машиностроения»

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:  
Киричек Андрей Викторович  
доктор технических наук, профессор

Брянск 2021

## Содержание

Введение.....	6
Список аббревиатур.....	12
1. Проблема повышения прочности синтезированных изделий и перспективы ее решения деформационными упрочняющими технологиями.....	13
1.1. Достоинства, недостатки и перспективы развития технологических процессов синтеза деталей из проволоки в наукоемком машиностроении.....	13
1.1.1. Анализ рынка аддитивных технологий и оборудования.....	13
1.1.2. Порошковые и проволочные аддитивные технологии.....	16
1.2. Влияние параметров качества поверхностного слоя деталей машин на механические свойства материала и эксплуатационные свойства деталей	20
1.3. Технологические методы повышения качества поверхностного слоя.....	23
1.4. Волновое деформационное упрочнение статико-импульсным поверхностным пластическим деформированием.....	27
Выводы к 1 главе.....	31
2. Оборудование, приборы и методика экспериментальных и теоретических исследований.....	32
2.1. Общая методика теоретических и экспериментальных исследований.....	32
2.2. Оборудование для реализации аддитивно-субтрактивно-упрочняющей технологии.....	34
2.3. Оборудование и приборы для проведения экспериментальных исследований.....	38
2.3.1. Цифровой автоматизированный микроскоп Leica DVM6A.....	38
2.3.2. Микротвердомер Hardwin XL KB 30 S.....	39
2.3.3. Спектрометр настольный оптико-эмиссионный ДФС-500.....	40
2.3.4. Тепловизор Fluke TiX660.....	41
2.3.5. Оборудование для пробоподготовки. Пресс IPA 40, шлифовально-полировальная машина Compument 250 PLC.....	42

2.4. Методика планирования эксперимента и обработки данных.....	43
Выводы ко 2 главе.....	45
3. Разработка общих технологических моделей .....	46
3.1. Феноменологическая модель технологического процесса, включающего аддитивный 3DMP-синтез деталей из проволоки, волновое термодформационное упрочнение (ВТДУ) и механическую обработку.....	46
3.2. Сравнение технологических возможностей ВТДУ с известными родственными термодформационными процессами.....	52
3.3. Модель ВТДУ типа «черный ящик» и наиболее значимые технологические факторы.....	62
Выводы к 3 главе.....	70
4. Разработка динамической модели температурных полей (ДМТП), формирующихся при синтезе детали из проволоки. Разработка технологической стратегии реализации ВТДУ.....	71
4.1. Подготовка исходных данных для создания методом конечных элементов (МКЭ) динамической модели температурных полей.....	71
4.2. Разработка МКЭ ДМТП, формирующихся при синтезе деталей из проволоки 3DMP-методом.....	76
4.3. Экспериментальная оценка адекватности ДМТП.....	79
4.4. Определение предельной тепло- и энерго- интенсивности процесса синтеза оболочки из проволоки исходя из допустимой глубины слоя, подверженного термическому разупрочнению.....	85
4.5. Разработка технологической стратегии ВТДУ на основании исследования закономерностей формирования температурных полей в синтезируемой детали.....	89
Выводы к 4 главе.....	106
5. Экспериментальное исследование закономерностей влияния технологических факторов волнового термодформационного упрочнения на качество поверхностного слоя, микроструктуру и механические свойства	

образцов из хромо-никелевых и хромо-никель-молибденовых сталей.....	107
5.1. Исследование влияния режимов ВТДУ на микроструктуру.....	107
5.1.1. Синтезированный образец из проволоки Cr-Ni-Mo 309LSi.....	107
5.1.2. Синтезированный образец из проволоки Cr-Ni сплава ЭИ868.....	119
5.2. Закономерности технологического наследования особенностей структурного строения материала поверхностного слоя при различных стратегиях ВТДУ синтезируемой детали.....	121
5.3. Исследование влияния режимов ВТДУ на микротвердость.....	125
5.3.1. Синтезированный образец из проволоки Cr-Ni-Mo 309LSi.....	125
5.3.2. Синтезированный образец из проволоки Cr-Ni сплава ЭИ868.....	130
5.3.3. Разработка регрессионной модели влияния технологических факторов на микротвердость поверхностного слоя.....	131
5.4. Исследование влияния режимов ВТДУ на механические свойства синтезированных образцов из Cr-Ni и Cr-Ni-Mo проволоки.....	132
5.5. Выбор рациональных технологических режимов ВДУ и ВДТУ.....	134
5.6. Разработка технологических рекомендаций по ВТДУ синтезируемых из проволоки деталей из хромо-никелевых и хромо-никель-молибденовых сталей.....	137
Выводы к 5 главе.....	139
Основные результаты и выводы.....	141
Список использованных источников.....	144
Приложения.....	154
Приложение А. Обоснование времени выдержки между наплавкой и упрочнением по последовательной стратегии.....	155
Приложение Б. Микроструктуры синтезированного из проволоки образца из стали 309LSi с послойным ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности 200°С .....	159
Приложение В. Результат анализа микроструктуры слоев синтезированного из проволоки образца из стали 309LSi с послойным ВТДУ при температуре	



упрочняемой поверхности 200°C в программном комплексе SIAMS.....	163
Приложение Г. Микроструктуры синтезированного из проволоки образца из стали 309LSi с послойным ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности 400°C .....	165
Приложение Д. Микроструктуры синтезированного из проволоки образца из стали 309LSi с послойным ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности 600°C.....	167
Приложение Е Микроструктуры синтезированного из проволоки образца из стали 309LSi с периодическим ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности 600°C с упрочнением каждого 5 слоя.....	168
Приложение Ж. Результат анализа микроструктуры синтезированного из проволоки образца из стали 309LSi с периодическим ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности 600°C с упрочнением каждого 5 слоя в программном комплексе SIAMS.....	172
Приложение И. Микроструктуры синтезированного из проволоки образца из стали 309LSi с ВТДУ только верхнего слоя при температуре упрочняемой поверхности 600°C.....	173
Приложение К. Результат анализа микроструктуры синтезированного из проволоки образца из стали 309LSi с ВТДУ только верхнего слоя при температуре упрочняемой поверхности 600°C в программном комплексе SIAMS	182
Приложение Л. Расчет регрессионной математической модели, описывающей закономерность изменения микротвердости поверхностного слоя в зависимости от выбранных входных параметров упрочнения.....	183
Приложение М. Эксперимент установления вида связи между температурой ВТДУ и характерным размером отпечатка на обрабатываемой поверхности.....	184
Приложение Н. Акт на внедрение научно-исследовательской работы.....	185

## Введение

Одной из основных тенденций современного наукоемкого аэрокосмического и автомобильного машиностроения является все более активное применение аддитивных технологий (АТ, Additive Manufacturing), предполагающих изготовление изделия по данным цифровой модели (или САD-модели) методом послойного добавления материала [26, 10]. Аддитивный синтез имеет множество достоинств: возможность создания сложнопрофильных и биметаллических деталей за один технологический передел из порошка или проволоки, сокращение количества операций и межоперационных заделов, повышение коэффициента использования материала и т.д. Одними из наиболее перспективных для применения АТ являются детали типа «оболочка» из сталей и сплавов Cr-Ni и Cr-Ni-Mo группы, достаточно широко применяющиеся в аэрокосмической отрасли.

Из всего многообразия АТ, наиболее перспективными сегодня являются технологии синтеза деталей из проволоки, которые по сравнению с порошковыми АТ обладают многократно более высокой производительностью и не имеют жестких ограничений по размерам выращиваемых изделий. Появление 3DMP-метода (3D Metal Print – осаждение/наплавка проволоки методом электродуговой сварки (gas metal arc welding, GMA welding, GMAW)) синтеза деталей создало реальную конкуренцию традиционным технологиям механической обработки даже по экономической эффективности. Однако, вследствие недостаточного качества и прочности синтезируемого изделия, присущего всем АТ, до сих пор сохраняется трудно преодолимое процентное соотношение между синтезируемыми моделями и деталями, составляющее от 60/40 до 80/20 даже в передовых странах мира.

Технологическое обеспечение необходимого качества поверхностного слоя, механических свойств материала и эксплуатационных свойств деталей, непосредственно связано с применением отделочно-упрочняющих операций. Большими технологическими возможностями управления параметрами поверхностного слоя обладают методы поверхностного пластического деформирования (ППД). Несмотря на то, что идея применения ППД в АТ предлагалась и американскими и Российскими исследователями, теория и практика

реализации такой технологии полностью отсутствует.

Обработка ППД полностью синтезированной детали часто нецелесообразна вследствие сложности формы, а небольшая толщина стенки не позволяет работать со значительными силами деформирования. Характерная для подавляющего большинства способов ППД небольшая глубина упрочненного слоя, также накладывает серьезные ограничения на применимость технологии как в процессе аддитивного синтеза, так и после него.

Идея деформационного упрочнения синтезируемой детали, впервые предложенная в 2007 г. в американском патенте (US 20070122560), до настоящего времени оставалась нереализованной вследствие уверенности в том, что нагрев до высоких температур, тем более до температуры плавления, полностью уничтожает эффект деформационного упрочнения.

Однако, в соответствии с законом технологического наследования, выявленного А.М. Дальским и его последователями в МГТУ им. Н.Э.Баумана, положительными результатами применения ППД перед ХТО, полученными научными коллективами под руководством Папшева Д.Д. (Самара), Балтер М.А., Киричека А.В., успешным опытом реализации процессов ВТМО, НТМО, ЭМО, разработанных научными школами Берштейна М.Л., Аскинази Б.М., Сулова А.Г., и др., установлена целесообразность объединения термического и деформационного воздействия на материал.

В качестве деформационного метода наиболее перспективным является волновое деформационное упрочнение в процессе статико-импульсной обработки, разработанное в 1997 г. Киричеком А.В. и Соловьевым Д.Л., позволяющее получать глубокий упрочненный слой, предположительно, больше глубины зоны рекристаллизации, формирующейся в процессе синтеза детали 3DMP-методом.

Следовательно, исследование целесообразности и эффективности волнового термодформационного упрочнения (ВТДУ) деталей из сталей и сплавов Cr-Ni и Cr-Ni-Mo группы, синтезируемой из проволоки 3DMP-методом, закономерностей влияния температуры и технологических режимов ВДУ на параметры качества поверхностного слоя и прочность – актуально.

**Цель работы** – повышение качества (улучшение микроструктуры, уменьшение характерного размера фазовых элементов микроструктуры, твердости, повышение предела прочности и предела текучести) деталей, синтезированных из проволоки, изготовленной из сталей и сплавов группы Cr-Ni и Cr-Ni-Mo, технологией волнового термомодеформационного упрочнения.

**Задачи исследования:**

1. Разработать феноменологическую модель и модель типа «черный ящик» технологического процесса, включающего 3DMP-синтез, упрочнение волной деформации и механическую обработку, выявить наиболее значимые технологические факторы и выходные параметры процесса, разработать классификацию родственных термомодеформационных процессов.

2. Разработать конечно-элементную динамическую модель формирования температурных полей при синтезе детали из проволоки 3DMP-методом (на примере детали типа «оболочка»).

3. Теоретически и экспериментально исследовать закономерности нагрева и охлаждения отдельных синтезируемых слоев и детали в целом, выявить влияние энергетической интенсивности наплавки 3DMP-методом на глубину и время выдержки элементарных объемов синтезированного металла при температуре рекристаллизации.

4. Разработать технологическую стратегию реализации волнового термомодеформационного упрочнения при синтезе детали 3DMP-методом, выявить рациональные значения температуры упрочнения, интервала времени между воздействиями проволочного фидстока и деформирующего инструмента на элементарный участок обрабатываемой (синтезируемой) поверхности, периодичности деформирующего воздействия (через один или несколько наплавленных слоев).

5. Исследовать закономерности формирования микроструктуры, влияния на твердость, пределы прочности и текучести технологических факторов ВТДУ на образцах из сталей и сплавов группы Cr-Ni и Cr-Ni-Mo, синтезированных из проволоки 3DMP-методом.

6. Разработать и апробировать на практике технологические рекомендации по реализации ВТДУ при синтезе деталей из проволоки 3DMP-методом.

### **Научная новизна**

1. Впервые разработана технология волнового термомеханического упрочнения (ВТДУ) синтезируемой из проволоки поверхности детали, установлена связь технологических факторов и стратегии реализации ВТДУ с микроструктурой, твердостью и прочностью упрочненного материала (п. 2, 4, 6, 7 паспорта научной специальности 05.02.08):

- установлены закономерности технологического наследования особенностей строения и свойств поверхностного слоя синтезируемой из проволоки 3DMP-методом детали, вызванных послойным и периодическим (через несколько слоев) волновым деформационным упрочнением;

- установлен рациональный диапазон варьирования технологических факторов волнового деформационного упрочнения во взаимосвязи с механическими свойствами материала детали и параметрами качества поверхностного слоя, а также формой и размерами синтезируемой 3DMP-методом детали и обрабатываемой поверхности;

- установлено, что в отличие от неупрочненных, синтезированных с применением ВТДУ образцы из сталей и сплавов группы Cr-Ni и Cr-Ni-Mo имеют мелкозернистую микроструктуру, не содержащую грубых дендритов, и более высокие механические свойства: твердость - в 2,5...2,6 раза, предел текучести - в 2...2,2 раза, предел прочности - в 1,5...1,7 раза, что существенно (в 1,4...2,5 раза) превышает аналогичные свойства проката из материала той же марки.

2. Разработана технологическая стратегия реализации ВТДУ во взаимосвязи с выявленными при анализе созданной МКЭ динамической модели температурных полей, возникающих при синтезе детали из проволоки 3DMP-методом, закономерностями нагрева и охлаждения отдельных синтезируемых слоев и детали в целом (п. 3, 4, 5 паспорта научной специальности 05.02.08):

- выявлен благоприятный температурный диапазон волнового деформационного упрочнения синтезированного материала – 200...600 °С;

- выявлены закономерности для определения расстояния при одновременном движении и допустимого интервала времени между воздействиями проволочного фидстока и деформирующего инструмента на элементарный участок обрабатываемой поверхности;

- установлены закономерности для определения рациональной периодичности деформирующего воздействия (через несколько слоев) с частотой, обеспечивающей высокую производительность обработки и высокие механические свойства материала, во взаимосвязи с глубиной и временем выдержки элементарных объемов синтезированного металла при температуре рекристаллизации.

**Методы исследований** основаны на теоретических положениях технологии машиностроения и теплофизики технологических процессов, планирования эксперимента, математической статистики, математического моделирования методом конечных элементов (МКЭ).

**Достоверность полученных результатов** достигается: использованием современного аналитического и станочного оборудования; корректным применением МКЭ при моделировании в признанном программном комплексе ANSYS; экспериментальной оценкой адекватности полученных моделей и сравнением полученных результатов исследования на непротиворечивость данным, опубликованным другими авторами.

**Практическая ценность** работы заключается в разработанных технологических рекомендациях по послойному и периодическому межслойному волновому термомодеформационному упрочнению синтезированных 3DMP-методом деталей из легированных группы Cr-Ni и Cr-Ni-Mo сталей и сплавов.

**На защиту выносятся:**

- технологические рекомендации по стратегии и режимам ВТДУ синтезируемых 3DMP-методом деталей из Cr-Ni и Cr-Ni-Mo группы сталей и сплавов;

- феноменологическая модель и модель типа «черный ящик» технологического процесса, включающего 3DMP-синтез, упрочнение волной деформации и механическую обработку, классификация родственных ВТДУ термомодеформационных процессов;

- динамическая модель (МКЭ) формирования температурных полей при синтезе детали из проволоки и результаты теоретических исследований закономерностей нагрева и охлаждения отдельных слоев и детали в целом во взаимосвязи с энергетической интенсивностью 3DMP-метода;

- результаты экспериментальных исследований влияния технологических факторов ВТДУ на микроструктуру и параметры качества поверхностного слоя, твердость, прочность синтезируемых из проволоки деталей из сталей и сплавов группы Cr-Ni и Cr-Ni-Mo.

**Апробация работы.** Основные положения и результаты диссертационной работы докладывались и обсуждались на: международном симпозиуме технологов-машиностроителей «Наукоемкие и виброволновые технологии обработки деталей высокотехнологичных изделий» (г. Ростов-на-Дону, 2018 г.); научном семинаре «Технологическое обеспечение и повышение качества поверхности и эксплуатационных свойств машин и их соединений» посвященный 90-летию Рыжова Э.В. (г. Брянск, 2018 г.); научном семинаре памяти А.П. Бабичева «Перспективные направления развития отделочно-упрочняющей обработки и виброволновых технологий» (Ростов-на-Дону, 2019 г.); международной конференции по компьютерной графике и машинному зрению GraphiCon (г. Брянск - 2019 г., г. Санкт-Петербург - 2020 г.); международной научно-технической конференции «Обеспечение и повышение качества изделий машиностроения и авиакосмической техники», (г. Брянск, 2020 г.); научном симпозиуме технологов-машиностроителей «Фундаментальные основы физики, химии и механики наукоёмких технологических систем формообразования и сборки изделий» (Ростов-на-Дону, 2020 г.).

По теме диссертационной работы опубликовано 12 печатных работ, в том числе 6 в рецензируемых научных журналах из перечня ВАК и 3 статьи в изданиях, индексируемых в международных базах данных Scopus и Web of Science.

## Список аббревиатур

АТ – Аддитивная технология

АСУТ – Аддитивно-субтрактивно-упрочняющая технология

ВДУ – Волновое деформационное упрочнение

ВТДУ – Волновое термдеформационное упрочнение

ГИП – горячее изостатическое прессование

ДГП – динамическое горячее прессование

ДМТП – динамическая модель температурных полей

МКЭ – Метод конечных элементов

ППД – Поверхностное пластическое деформирование

СИО – Статико-импульсная обработка

ТН – Технологическое наследование

ТМО – Термомеханическая обработка

ВТМО – Высокотемпературная ТМО

НТМО – Низкотемпературная ТМО

ЭМО – Электромеханическая обработка

3DMP-метод (3D Metal Print) – процесс синтеза деталей осаждением/наплавкой из проволоки методом электродуговой сварки (gas metal arc welding, GMA welding, GMAW)

WAAM (Wire-Arc Additive Manufacturing) – печать металлической проволокой методом дуговой сварки



## **1. Проблема повышения прочности синтезированных изделий и перспективы ее решения деформационными упрочняющими технологиями**

### **1.1. Достоинства, недостатки и перспективы развития технологических процессов синтеза деталей из проволоки в наукоемком машиностроении**

#### **1.1.1. Анализ рынка аддитивных технологий и оборудования**

Аддитивные технологии (АТ) за последние 20 лет образовали интенсивно развивающийся инновационный сегмент технологии машиностроения: Сформировался мировой рынок АТ, рисунки 1.1, 1.2, оборудования и услуг [90], рисунок 1.3, широким фронтом ведутся научно-исследовательские и опытно-конструкторские работы.

Лидирующие позиции по исследованиям в области АТ на рынке занимают Северная Америка, Китай, Япония, Корея, Тайвань, Германия [90], поставляющие оборудование в 67 стран мира [19], в которых АТ находятся на начальной стадии развития.

Мировой рынок АТ включает: услуги – 54%, оборудование – 27%, материалы – 19% (металлы – 6%). Среднегодовые темпы роста мирового рынка АТ по прогнозу Wohler Associates за 2007...2013 составили 19%, а в 2013...2021 годах - до 32%.

Россия находится на стадии развития и начала исследований АТ, но уже создано несколько крупных центров по изучению АТ и особенностей ее применения, ведутся разработки отечественного оборудования для 3D-печати, проводятся работы по замене сварных деталей на выращенные [26]. В России нет повсеместного внедрения АТ во все отрасли промышленности или отлаженного производства аддитивного оборудования [77], а проводимые работы в большинстве случаев носят исследовательский характер: фундаментальные работы ИПЛИТ (Институт проблем лазерных и информационных технологий, Шатура), ряд научных работ в Самарском филиале физического института им. Лебедева РАН, в Томском политехническом университете, Санкт-Петербургском государственном университете информационных технологий, механики и оптики, Московском инженерно-физическом институте, Институте теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича Сибирского отделения РАН [26],

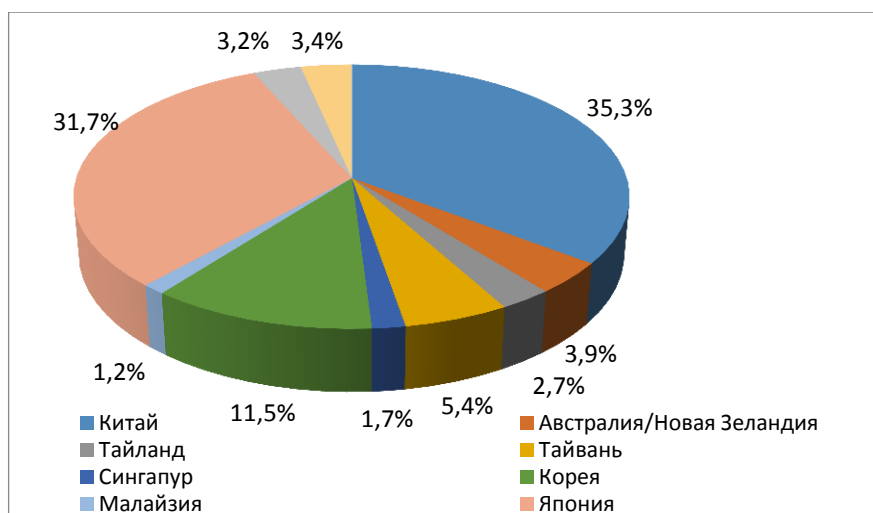


Рисунок 1.1 – Распределение аддитивных промышленных систем в Азиатско-Тихоокеанском регионе

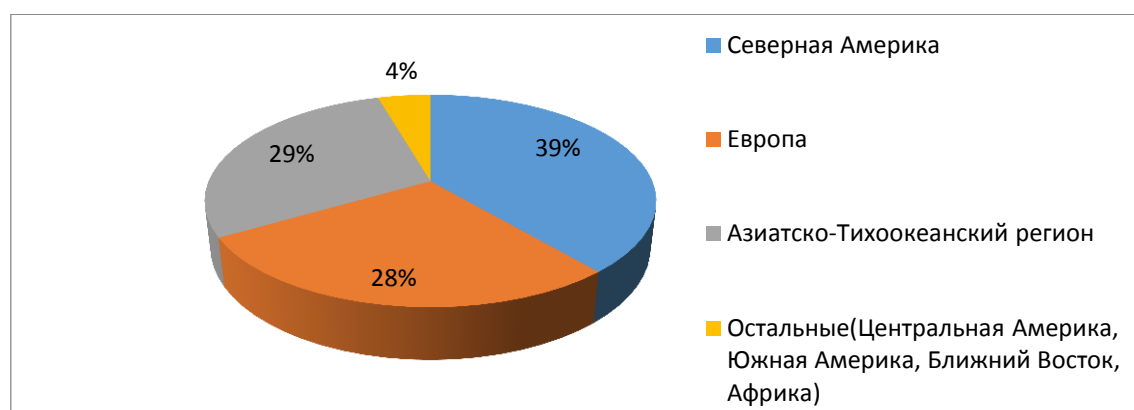


Рисунок 1.2 – Распределение аддитивных промышленных систем в мире (на 2016 г.)

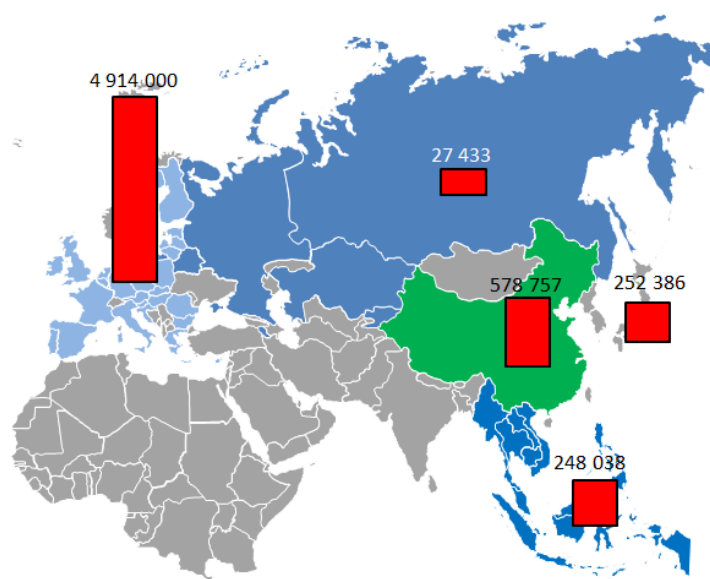


Рисунок 1.3 – Целевые рынки 2030 (производство и потребление по географическим сегментам), млн. руб.

Пермском национальном исследовательском политехническом университете (ПНИПУ), ВИАМ.

Не смотря на значительные темпы развития АТ в мире, по данным PrisewaterhouseCoopers, соотношение моделей и прототипов к конечным продуктам, используемым в конструкциях на настоящее время составляет:

- Китай и Германия, 2016 – 85:15
- США, 2016 – 70:30; 2020 – 20:80
- мировой рынок, 2019 – 67:33 (по данным Wohlers).

Основным препятствием увеличения производства синтезированных деталей являются: пористость, недостаточная плотность и прочность. Этим можно пренебречь при выращивании моделей и прототипов с целью визуальной демонстрации процесса или отработки траектории синтеза. При этом не предъявляется высоких требований к материалу. Для ключевых отраслей аддитивного производства необходимо применение специализированных высоколегированных или легированных сталей, обеспечение высокой точности изделий сложной конфигурации, качества структуры материала и высоких эксплуатационных свойств детали.

Основной упор АТ приходится на изготовление сложнопрофильных деталей с наличием внутренних полостей, изготовление которых механической обработкой экономически неэффективно. В большинстве случаев такие детали используются в автомобилестроительной (головки блока цилиндров [34], вставки в пресс-форму для разделителя ламелей и т.д.) и авиакосмической (лопатка турбины [80], держатель распылителя, теплообменники, двигатели (ГТД и ЖРД), камеры сгорания [69], топливные форсунки, крыльчатки, охлаждающие элементы [41] и т.д.) отраслях.

В работе рассматриваются детали ответственного назначения типа «тело вращения», к которым предъявляют высокие требования по прочности (силовые оболочки (рубашки) камер сгорания жидкостных ракетных двигателей (ЖРД), шаробаллоны). В основном их изготавливают из легированных сталей и сплавов с большим содержанием хрома и никеля, в некоторых случаях с добавлением

молибдена: ЭП750Ш (07X25Н16АГ6Ф-Ш), 12X18Н10Т, 12X21Н5Т-М3а, ЭИ868 (ХН60ВТ), ХН55МБЮ [33].

### **1.1.2. Порошковые и проволочные аддитивные технологии**

В подавляющем большинстве АТ в качестве исходного материала синтезируемых деталей используется порошок. Среди порошковых технологий широко применяются SLM/EBM/DED и LMD, требующие высоких капитальных и материальных затрат, отличающиеся низкой скоростью синтеза изделий (как правило, от 5 до 20...35; максимум – до 120 см<sup>3</sup>/час), следовательно, имеющие высокую стоимость нормочаса.

В связи со спецификой порошкового синтеза, в частности необходимости вакуумной камеры или защитной атмосферы во всей рабочей зоне [67], существуют ограничения на размеры выращиваемого изделия до 500...800 мм. Кроме того, для синтеза деталей из порошка определенного химического состава зачастую требуется его подготовка или изготовление смеси из нескольких порошков [43]. Существуют серьезные ограничения, связанные с необходимостью применения порошка и оборудования одного производителя. Кроме того, по данным [61] имеет место усадка порошкового материала, составляющая 8...30%.

Таким образом, из порошка получают заготовку детали, изготавливаемую длительное время при большом расходе порошка, с большим количеством внутренних дефектов, что обуславливает низкие механические и эксплуатационные свойства, с очень высокой себестоимостью и необходимостью финишной механической обработки точных базовых и соединительных поверхностей.

Проблема низкой производительности решается заменой порошковых материалов на проволочный фидсток. Появление 3DMP-технологии (3D Metal Print или по наименованию нидерландских и британских разработчиков WAAM (Wire-Arc Additive Manufacturing) [46, 86] позволяет говорить о создании АТ, конкурентоспособной традиционным технологиям по экономической эффективности, вследствие высокой производительности (до 600 см<sup>3</sup>/час) и

практически полному отсутствию ограничений по размерам выращиваемых изделий, таблица 1.1. 3DMP – технология осаждения/наплавки проволоки методом электродуговой сварки (gas metal arc welding, GMA welding, GMAW). В отличие от известных процессов ручной, полу- или автоматической сварки (GMAW) в среде инертного газа (metal inert gas, MIG) или активного газа (metal active gas, MAG) 3DMP-технология – полностью автоматизированный процесс, использующий массивы CAD/CAM данных.

Сокращение производственных затрат на предприятии при использовании 3DMP-технологии при сравнении с традиционной обработкой и рядом порошковых технологий достигает 60-70%, рисунок 1.4, при высоком коэффициенте полезного использования исходного материала (1,4-2) [54].

При обработке на станке с ЧПУ выращенной 3DMP детали (в зависимости от формы детали) снимается около 15...20% металла в отличие, например, от LMD-технологии прямого лазерного выращивания, в которой около 30...40% порошка пролетает мимо зоны плавления, причем программная механическая обработка ответственных поверхностей изделия также необходима.



а)

б)

Рисунок 1.4 – Изготовление шейки вала по: а) традиционной технологии;  
б) аддитивной технологии 3DMP

Так как 3DMP-технология использует широко распространенную дуговую сварку, многие материалы и запасные части (сопла, элементы для механизма подачи проволоки и т.д.) оборудования доступны для приобретения. Проволочный фидсток в 10 раз дешевле металлопорошков, производительность синтеза изделий из проволоки в 3 раза выше, а спектр материалов, доступных в виде проволоки, многократно больше.

Таблица 1.1 – Сравнение родственных процессов синтеза деталей

	Производство, ремонт и восстановление деталей	Гибридная технология	3DMP синтез деталей из проволоки
Принцип создания детали	На деталь, полученную механической обработкой наносят слои, расплавлением присадочного материала, в большинстве случаев применяется для восстановления изношенных поверхностей детали или нанесения тонких защитных покрытий.	На деталь, полученную механической обработкой аддитивным методом наносят «финишные» слои металла, в большинстве случаев применяется для восстановления изношенных поверхностей детали.	Аддитивная технология осаждения/наплавки металлической проволоки методом дуговой сварки MIG/MAG в защитных газах 3DMP/WAAM
Применяемый материал	Порошковые материалы с размером частиц от 20 до 50 мкм		Металлическая проволока из алюминия и его сплавов, конструкционных, легированных, коррозионностойких (нержавеющих) сталей, титана и его сплавов, никелевых и медных сплавов.
Толщина слоя	1...2 мм	1...2 мм	1,5...4 мм
Среда при выращивании	Защитный газ/вакуум		Применение инертных, активных газов, или многокомпонентные газовые смеси, выбираются в зависимости от химического состава наплавляемого материала (аргон, аргоно-гелиевая смесь, смеси на основе аргона и двуокиси углерода и некоторых других). Не используется вакуум.
Недостатки	Резкая граница между наплавленным слоем и материалом базовой детали. Сложность подбора наносимого «финишного» материала исходя из главных критериев: требуемых эксплуатационных характеристик детали	Сложность подбора материала наплавляемых элементов с разным химическим составом, необходимость применения буферного слоя. Отсутствие оптимальных технологических режимов наплавки	WAAM больше подходит для изготовления больших и менее сложных деталей, а не мелких деталей со сложной геометрией. [85] Траектория движения инструмента связана с такими дефектами, как

	Производство, ремонт и восстановление деталей	Гибридная технология	3DMP синтез деталей из проволоки
	<p>и качества сплавления двух материалов и высокого качества и геометрической точности исходной базовой детали. Значительная пористость детали, ухудшающая механические и эксплуатационные свойства. Высокая шероховатость выраженной детали.</p>	<p>для каждого материала (необходимость нагрева поверхностного слоя под наплавку, траектория нанесения материалов, плотность расположения витков материалов, скорость осаждения, организация теплоотвода и т.д.), необходимость предварительных проходов. Небольшая толщина диффузионных слоев на границах наплавленных слоев, наличие внутренних растягивающих напряжений, что приводит к образованию трещин.</p>	<p>чрезмерный изгиб или провисание, возможно наличие полостей и пористость (гораздо меньше чем при порошках). В связи с достаточно высоким тепловым воздействием на поверхность повышается степень термической деформации заготовки, что ведет к увеличению остаточных напряжений, искажениям и деформации. Для изготовления деталей на основе титана необходимо использование сварки TIG, требующий вращения горелки и усложняющий программирование роботов и формирование траектории движения инструмента.</p>
Итого	Изделие с высокими механическими характеристиками поверхностного слоя и эксплуатационными свойствами детали		

Кроме того, 3DMP-метод синтеза деталей из проволоки имеет давно известные родственные технологические процессы, например, технология многослойной наплавки при производстве, ремонте и восстановлении деталей, гибридная технология наплавки отдельных элементов (бобышек, выступов) на базовую деталь, изготовленную традиционным способом, таблица 1.1.

Широкое внедрение проволочных АТ в производство во многом сдерживается недостаточной изученностью влияния послойного наложения металла на свойства готовых изделий, а также отсутствием технологических рекомендаций по получению плотной бездефектной структуры и высокого уровня механических и эксплуатационных свойств.

## **1.2. Влияние параметров качества поверхностного слоя деталей машин на механические свойства материала и эксплуатационные свойства деталей**

Поверхностным слоем детали считается слой, у которого структура, фазовый и химический состав отличаются от основного металла, из которого изготовлена деталь [29]. Состояние поверхностного слоя позволяет влиять на механические свойства поверхностного слоя и эксплуатационные свойства детали в целом. Качество поверхностного слоя принято оценивать совокупностью единичных или комплексных параметров. Укрупнено эти параметры характеризуют: геометрические неровности поверхности; микроструктуру и химический состав; механическое состояние материала (микротвердость и остаточные технологические напряжения).

Механическое состояние металла определяется сопротивлением деформированию и пластичностью [29, 38, 39]. Из всех механических свойств, твердость (микротвердость) может служить наиболее общей характеристикой, позволяющей приближенно оценить качество поверхностного слоя благодаря взаимосвязи с остаточными напряжениями и микроструктурой изделия.

Твердостью называют способность материала оказывать сопротивление внедрению в него инородных частиц (индентора) [39]. Показатели твердости



являются одним из главных показателей качества поверхностного слоя. Определение твердости поверхностного слоя и составление карт твердости получило широкое применение благодаря неразрушающему методу контроля качества доступных областей металла, а также относительной простоте и скорости процесса измерения.

Применением различных технологических методов отделки и упрочнения поверхностного слоя создается совокупность требуемых значений показателей качества поверхностного слоя.

На характеристики трения и абразивного износа при работе деталей машин значительное влияние оказывает геометрия трущихся поверхностей (шероховатость, субшероховатость). Однако, геометрические параметры качества поверхностного слоя синтезированной 3DMP–методом детали обеспечиваются на стадии субтрактивной обработки, и не играют ключевой роли в обеспечении плотности, прочности и твердости материала синтезированного изделия.

Сопротивление усталости деталей прямо зависит от параметров микроструктуры, химического состава и свойств материала, технологии и режимов упрочнения. Однако, не обнаружено явной зависимости между сопротивлением усталости после упрочнения и прочностными свойствами стали в исходном состоянии [4]. Доказано, что у сталей с разным химическим составом в закаленном и отпущенном состояниях абсолютные значения и относительный прирост сопротивления усталости после упрочнения растут пропорционально прочностным свойствам только при сорбитной структуре. Эксперименты показали, что упрочнение методом ППД мартенситных сталей, ведет к относительному уменьшению прироста сопротивления усталости при увеличении прочностных свойств. Сопротивление усталости после упрочнения напрямую зависит от количества углерода в сталях. Так, в малоуглеродистых сталях (0,20% С) сопротивление усталости растет более интенсивно, чем в сталях со средним значением углерода (0,40%), хотя уровень статической прочности меньше в малоуглеродистых сталях [29]. В мартенситных сталях, содержащих более 0,5% С, резко понижается уровень прироста предела выносливости после упрочнения.

Доказано, что наиболее благоприятным содержанием углерода при учете абсолютных значений сопротивления усталости после ППД является диапазон 0,40...0,45% [4]. Таким образом, анализ микроструктуры необходим для оценки зависимости механических и эксплуатационных свойств от выбранных режимов упрочнения, а также контроля наличия внутренних дефектов.

При работе детали в условиях усталостного износа сжимающие остаточные напряжения полезны [59]. Проведенные исследования заэвтектоидных легированных сталей с разным содержанием углерода выявили сохранение прироста сопротивления усталости вследствие ППД после снятия значительной доли остаточных напряжений при циклических перегрузках и нагреве [29].

Исследования доказали, что сопротивление усталости для некоторых деталей машин возможно увеличить в 2–3 раза за счет создания значительной толщины упрочненного слоя методом ППД [35]. Повышения сопротивления усталости деталей в результате упрочнения ППД можно достичь разными способами: на 65...75% за счет увеличения микротвердости поверхностного слоя, на 25...35% – созданием остаточных сжимающих макронапряжений. Это объясняется уменьшением до определенных значений амплитуды циклической пластической деформации при упрочнении ППД, предотвращающих возникновение субмикроскопических нарушений сплошности материала из которых впоследствии будут расти усталостные трещины. Кроме того, созданный наклепанный упрочненный поверхностный слой препятствует росту существующих и возникновению новых усталостных трещин. Такой рост может значительно нейтрализовать вредное влияние наружных дефектов и шероховатости поверхности. Образование усталостных трещин происходит под упрочненным слоем, и их дальнейшее увеличение происходит при более высоких напряжениях и большем числе циклов нагружения, чем в условиях отсутствия наклепа. [29]

Для упрочнения деталей, синтезированных из проволоки, важное значение имеет технологическое обеспечение параметров качества каждого наплавленного слоя: микроструктуры, характерного размера фазовых элементов микроструктуры, плотности, отсутствия пор и дефектов, твердости, технологических остаточных

напряжений, глубины упрочненного слоя. Основными параметрами оценки качества поверхностного слоя синтезированных из проволоки и упрочненных деталей являются микроструктура и твердость (микротвердость) поверхностного слоя.

### **1.3. Технологические методы повышения качества поверхностного слоя**

Из всей совокупности известных технологических методов управления параметрами качества поверхностного слоя необходимо отобрать наиболее перспективные, применительно к деталям, синтезируемым 3DMP-методом. Предпочтительны методы, применимые не только для полностью выращенного изделия, но и для послойного упрочнения синтезируемой детали.

Для управления параметрами качества поверхностного слоя широко применяются методы отделочно-упрочняющей обработки (ОУО), отличающиеся физической сущностью [29]: изменение химического состава поверхностного слоя, температурное воздействие, обработка давлением и методы управления шероховатостью. Рассмотрим целесообразность применения методов упрочнения из этих групп в целях повышения показателей качества синтезированных деталей.

Методы управления шероховатостью поверхностного слоя применять нецелесообразно, так как синтезированная деталь подвергается механической обработке ответственных (или всех) поверхностей (постобработке [16, 17]). Изменение химического состава поверхностного слоя путем нанесения покрытий или поверхностного легирования пригодны только для обработки полностью синтезированной детали и могут иметь ограниченное применение.

Термическая обработка (ТО) – один из самых распространенных способов повышения эксплуатационных свойств деталей машин, позволяющий обеспечить твердость 8500 МПа и глубину упрочненного слоя до 5 мм после поверхностной закалки. Увеличение твердости может достигать до 200-250%, формируя в подповерхностном слое как растягивающие, так и сжимающие напряжения [29]. Однако, возможна ТО только полностью синтезированной детали.

Наиболее эффективно сочетание в одной технологической схеме упрочняющих воздействий, имеющих различную физическую природу. Слои синтезированной

детали в процессе выращивания многократно подвергаются циклическому термическому воздействию. Дополнительная термическая обработка детали в целом позволяет решать задачи по оптимизации структуры материала, однако, не оказывает влияния на плотность материала. Рекомендуется [53] применение ТО с целью изменения и разрушения сформированной дендритной структуры выращенного образца, но не устранения пузырьков газа и иных дефектов, находящихся между структурными элементами.

При этом усложняется технологический процесс изготовления синтезируемых изделий, что приводит к дополнительным производственным затратам, увеличивая итоговую себестоимость. Таким образом, применение ТО в качестве основного метода управления параметрами качества поверхностного слоя нецелесообразно.

Горячее изостатическое прессование (ГИП) как метод упрочнения, сочетающий термическое и деформационное давление на материал, обеспечивает устранение внутренних дефектов (пор, микротрещин) и улучшает однородность отливок при увеличении механических свойств. Применение ГИП для лопаток, синтезированных из порошка [5], доказали эффективность метода при обработке мелкогабаритных деталей, но при увеличении объемов обрабатываемой детали дефекты материала удаляются не полностью. Исследования показали уменьшение пористости с 8 мкм до 1,5 мкм, и возможность полного устранения пор размером менее 0,5 мкм. А также «залечивание» коротких трещин длиной 100...300 мкм и частично – длинных 3...10 мм в аддитивных (SLS) образцах из жаропрочного никелевого сплава.

Известен [43] метод динамического горячего прессования (ДГП), позволяющий получить образцы практически без пор, спеченные из комбинированного порошка - аналога ШХ15 с пористостью до 6%, при степени обжатия 40% и температуре 900 °С. Сочетание ДГП с ТО (нормализацией) способствует повышению механических свойств материала. Существенный недостаток технологии – высокая стоимость оборудования только иностранного производства и самого процесса.

ГИП и ДГП с ТО применимы для изделий, полученных аддитивным методом.

Однако, высокая стоимость не позволяет рекомендовать их для широкого применения на практике для упрочнения синтезированных изделий.

Одним из наименее энерго- и трудоемких способов, обеспечивающих повышение твердости упрочненного слоя, является ППД. Упрочнение ППД обеспечивает плавный переход между упрочненным поверхностным слоем с более мелкодисперсной микроструктурой и крупнозернистой сердцевиной. Остаточные напряжения после обработки ППД всегда имеют отрицательное значение, что важно для увеличения долговечности детали работающей в условиях действия усталостных нагрузок. Благодаря силовому воздействию на поверхность характерные размеры элементов микроструктуры становятся меньше [47], материал уплотняется, это способствует повышению механических характеристик поверхностного слоя.

В работах А.Ю. Албагачиева, Б.М. Аскинази, М.А. Балтер, А.П. Бабичева, В.Ф. Безъязычного, А.В. Киричека, Л.Г. Одинцова, Д.Д. Папшева, В.М. Смелянского, Д.Л. Соловьева, Г.В. Степанова, А.Г. Сулова, М.А. Тамаркина, В.М. Торбило, В.П. Федорова, П.А. Чепы, Д.Л. Юдина и многих других доказана эффективность применения ППД для улучшения качества поверхностного слоя изделий разной сложности, изготовленных из различных по химическому составу металлов, что позволяет сделать предположение о эффективности применения ППД как метода упрочнения наплавленных деталей, рекомендовать его как более производительную и менее затратную альтернативу ГИП.

ППД полностью синтезированной детали часто нецелесообразно вследствие сложности формы, а небольшая толщина стенки не позволяет работать со значительными силами деформирования. Характерная для подавляющего большинства способов ППД небольшая глубина упрочненного слоя, также накладывает серьезные ограничения на применимость технологии как в процессе аддитивного синтеза, так и после него.

Идея деформационного упрочнения синтезируемой детали, впервые предложенная в 2007 г. в американском патенте (US 20070122560), до настоящего времени остается нереализованной вследствие уверенности в том, что нагрев до

высоких температур, тем более до температуры плавления, полностью уничтожает эффект деформационного упрочнения.

Однако, в соответствии с законом технологического наследования, выявленного А.М. Дальским и его последователями в МГТУ им. Н.Э.Баумана, положительными результатами применения ППД перед ХТО, полученными научными коллективами под руководством Папшева Д.Д. (Самара), Балтер М.А., Киричека А.В., успешным опытом реализации процессов ВТМО, НТМО, ЭМО, разработанных научными школами Берштейна М.Л., Аскинази Б.М., Сулова А.Г., и других, установлена целесообразность объединения термического и деформационного воздействия на материал.

Известен метод [49] упрочнения ППД пневматическим перфоратором наплавленной на заранее закаленную заготовку быстрорежущей стали во время охлаждения материала после наплавки в температурном интервале ( $Mn+80$  °С)...60°С, составляющих для приведенных сталей от 260...300 до 60 °С, с последующим отпуском. Максимальная твердость после такой обработки составляет 1100...1220 НV при глубине упрочнения 0,21...0,5 мм при увеличении эксплуатационной стойкости в 1,3 раза.

Согласно [88] микротвердость синтезированных WAAM-методом образцов из низкоуглеродистой стали после прокатывания профильным роликом при температуре ниже 121 °С с различными нагрузками (50 и 75 кН) имеет неравномерное распределение: 30–35 HRC вблизи верхних слоев детали и увеличение до 40–45 HRC в глубинных слоях. Применение последующего старения позволило выровнять микротвердость по сечению образцов при величине 50–53 HRC. При комбинированной обработке прокатка+старение наблюдается значительное увеличение прочности на 632 МПа и 633 МПа при нагрузке 50 кН и 75 кН соответственно. В данном случае обработка роликами в большей степени предназначена для устранения внутренних дефектов, разрушения характерной для наплавленных материалов столбчатой дендритной структуры значительной протяженности и предварительной подготовке металла к последующей обработке старением.

Пермским национальным исследовательским политехническим университетом

(ПНИПУ) исследовалось воздействие ультразвуком и пластической деформацией через подведенный к пластине основного материала волновод в процессе наплавки деталей из стали 12X18H10T. Результатом воздействия стало измельчение размера зерен на 2-3 балла и увеличение твердости материала на 10% [75], снижение пористости на глубине до 2 мм [11]. Но, вблизи околошовной зоны в основном материале формируется игольчатая структура по типу Видманштеттовой структуры, что может негативно сказаться на эксплуатационных свойствах детали.

Поверхностное деформационное упрочнение синтезируемого изделия из АМг5 выполнено в ПНИПУ. Производилось ударное упрочнение бойком пневматического молота каждого наплавленного слоя при температуре не менее 300 °С, после чего наносился новый слой на остывшее до 70°С изделие [28]. Наилучшие результаты получены при наплавке детали из 25 слоев: увеличение предела прочности на 20%, предела текучести на 15%, относительного удлинения на 20% по сравнению с выращенным аналогичным образцом неупрочненным образцом [27].

Приведенные данные свидетельствуют о целесообразности применения послойного деформационного воздействия на наплаваемый металл в процессе синтеза детали 3DMP-методом в целях повышения плотности, минимизации количества внутренних дефектов, выравнивания толщины наплаваемых слоев, повышения твердости и прочности, а также повышения механических свойств материала и эксплуатационных свойств синтезированных изделий.

#### **1.4. Волновое деформационное упрочнение статико-импульсным поверхностным пластическим деформированием**

В зависимости от упрочняющего воздействия ППД разделяют на статические и динамические (ударные) методы [14]. Статические методы характеризуются постоянством воздействия приложенной силой  $P$  на нагружаемую поверхность посредством инструмента, рабочего тела или среды, в результате чего происходит плавное перемещение очага воздействия по всей упрочняемой поверхности. Отличие динамических методов в многократном воздействии упрочняющего

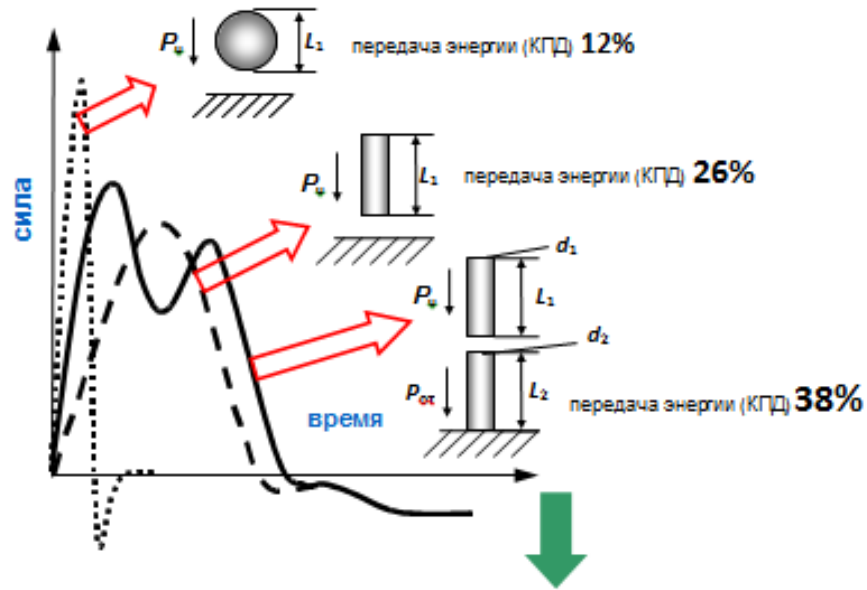
инструмента на всю обрабатываемую поверхность или ее часть, при этом сила  $P$  в каждом цикле изменяется импульсно от нуля или от некоторого значения  $P_1$  до максимальной величины. Наиболее широко применяются обкатывание, выглаживание, вибрационная и дробеструйная обработка [44].

Обработка поверхностного слоя обкатыванием позволяет получить общую глубину упрочнения величиной до 2-5 мм [42, 44], однако эффективная глубина упрочнения с наиболее высокими параметрами качества поверхностного слоя, как правило, составляет не более 1/3 от общей глубины упрочнения, что недостаточно. Выглаживание, как и обработка дробью, воздействует только на незначительную глубину поверхностного слоя, создавая на поверхности минимальный наклепанный слой [66, 42] и не изменяя внутренних характеристик металла. Повышение эффективности перечисленных видов обработки возможно при увеличении размера упрочняющего инструмента, что ведет к значительному увеличению силы деформирования.

Наиболее широкие возможности управления параметрами качества поверхностного слоя имеет волновое деформационное упрочнение (ВДУ) в процессе статико-импульсной обработки поверхностным пластическим деформированием (СИО ППД) [29, 30, 48]. Благодаря наличию промежуточного звена – волновода, по которому наносит удар боек, ударной системой генерируется и поступает в очаг деформации поток пролонгированных импульсов (волна деформации). Обеспечивается большая глубина упрочненного слоя - до 6...10 мм, с обеспечением твердости поверхностного слоя до 6500 МПа, значительно увеличивает количество технологических факторов процесса, позволяющих управлять результатом упрочнения.

Регулирование равномерности упрочнения достигается за счет действия на материал ударных импульсов, оценивающийся коэффициентом перекрытия и скважностью. При использовании ударной системы и инструмента определенной формы, в очаге деформации формируются ударные импульсы различного вида [29], рисунок 1.5.





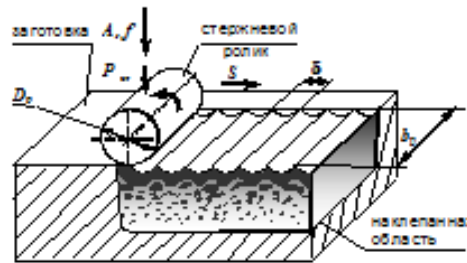
### Схема упрочнения волной деформации:

удельная энергия удара, Дж/мм:

$$a = \frac{A}{b_p}$$

коэффициент перекрытия  
пластических отпечатков:

$$K = 1 - \frac{S}{\delta f 60}$$



$P_u$  – импульсная нагрузка,  $P_{ст}$  – статическая нагрузка,  $L_1$ ,  $L_2$  – длина бойка и волновода, соответственно,  $d_1$ ,  $d_2$  – диаметр поперечного сечения бойка и волновода, соответственно;  $A$  – энергия ударных волн деформации,  $f$  – частота ударных импульсов,  $S$  – скорость подачи заготовки относительно ролика,  $D_p$  – диаметр ролика,  $b_p$  – ширина ролика,  $\delta$  – характерный размер отпечатка, мм

Рисунок 1.5 – Упрочнение ударными волнами деформации

Форма ударного импульса, поступающего в очаг деформации, т.е. область контакта инструмента с упрочняемым материалом, определяет эффективность динамического нагружения. При ударе шаром формируется треугольный импульс, с высокой амплитудой, небольшой длительностью и малой энергией. При ударе торцом цилиндрического стержня (бойком) – импульс трапецеидальной формы меньшей амплитуды, но большей длительности и большей энергии.

При ударе бойка через предварительно статически поджатый к нагружаемой поверхности волновод – пролонгированный импульс, содержащий головную и хвостовую части. За счет предварительного статического нагружения волновода с закрепленным на конце инструментом, инструмент не выходит из контакта с

упрочняемой поверхностью, что позволяет получить хвостовую часть пролонгированного импульса за счет отраженных волн деформации, а также использовать их для повторного нагружения. Условием для этого является жесткий контакт всех взаимодействующих элементов системы друг с другом (бойка, волновода, инструмента, нагружаемой поверхности) после удара в течение времени, превышающем длительность ударного импульса.

Форма ударных импульсов максимально адаптируется к свойствам материала и условиям нагружения, что увеличивает КПД процесса, расширяет технологические возможности обработки, позволяя создавать глубокий упрочненный слой. Импульс, полученный в результате удара бойка через волновод, отличается наибольшей энергией и позволяет работать с большей эффективностью, КПД процесса увеличивается с 12% (традиционный удар) до 40% и выше [29].

Поступающий в очаг сформированный импульс распространяется в материале в виде волны деформации, благодаря рекуперации волн происходит многократное одновременное воздействие сразу нескольких волн на весь упрочняемый материал. Наложение прямых и отраженных волн способствует формированию мгновенных волновых напряженно-деформированных состояний материала изделия, что сопровождается изменениями структуры. Т.о. формируется упрочненный слой значительной глубины с измельченными структурными фракциями: так, в ферритно-перлитной структуре пластинки цементита измельчаются до нескольких десятков мкм, равномерно перераспределяясь в ферритной матрице зерна. Т.о. формируется гетерогенная (гетерофазная [12]) структура с более твердыми и прочными измельченными и упрочненными перлитными зернами и более мягкими пластичными зернами феррита, обеспечивая благоприятное соотношение величин  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$ .

Важной особенностью упрочнения волной деформации является возможность точного регулирования передаваемой энергии заданному участку поверхности упрочняемого металла, причем размеры такого участка могут быть от 1-2 мм до 50 мм. Эта особенность позволяет в широком диапазоне регулировать требуемую глубину, степень и равномерность упрочнения.

Среди многочисленных способов ППД СИО отличается высоким КПД

процесса, значительной глубиной упрочнения, возможностью регулирования глубины и степени упрочнения, а также возможностью управления эпюрами микротвердости и остаточных напряжений по глубине упрочненного слоя, гетерогенным упрочнением. Применение ВДУ в процессе СИО ППД наиболее перспективно для послойного упрочнения синтезируемых деталей.

### **Выводы к 1 главе**

1. В настоящее время наиболее интенсивно развивающимися технологиями в мире являются аддитивные технологии, предполагающие изготовление изделия по данным цифровой модели (или CAD-модели) методом послойного добавления материала.

2. Появление 3DMP-метода (3D Metal Print – осаждение/наплавка проволоки методом электродуговой сварки (gas metal arc welding, GMA welding, GMAW)) синтеза деталей создало реальную конкуренцию традиционным технологиям механической обработки даже по экономической эффективности.

3. Основным сдерживающим фактором все более широкого применения АТ для получения деталей, а не прототипов, является невозможность обеспечения для синтезированных деталей высокой плотности, прочности, твердости, а также требуемого уровня механических свойств материала и эксплуатационных свойств изделия.

4. Обеспечение качества поверхностного слоя, заданного уровня механических и эксплуатационных свойств возможно технологическими методами, как для готового изделия, так и в процессе его синтеза. Наиболее перспективно послойное применение ВДУ в процессе СИО ППД синтезируемой из проволоки детали 3DMP-методом.

5. Исследования целесообразно проводить применительно к деталям - оболочкам из сталей Cr-Ni и Cr-Ni-Mo групп, имеющих широкое применение в аэрокосмической отрасли машиностроения.

## 2. Оборудование, приборы и методика экспериментальных и теоретических исследований

### 2.1. Общая методика теоретических и экспериментальных исследований

Исследование повышения параметров качества деталей, синтезируемых из хромо-никель-молибденовой проволоки, с ВТДУ проводилось в соответствии со схемой, показанной на рисунке 2.1.



Рисунок 2.1 – Блок-схема общего подхода к проведению исследований

Так как процесс ВТДУ является новым, на первом этапе исследований необходимо выявить наиболее значимые технологические факторы и выходные параметры, оказывающие определяющее влияние на параметры качества поверхностного слоя, механические и эксплуатационные свойства синтезируемых деталей. Для этого целесообразно разработать феноменологическую модель и модель типа «черный ящик» технологического процесса, включающего 3DMP-синтез, упрочнение волной деформации и механическую обработку, а также разработать классификацию родственных термомодеформационных процессов и выявить возможные показатели уникальности ВТДУ.

На следующем этапе исследований необходимо разработать технологическую стратегию реализации ВТДУ при синтезе детали 3DMP-методом, выявить рациональные значения температуры упрочнения, интервала времени между воздействиями проволочного фидстока и деформирующего инструмента на элементарный участок обрабатываемой (синтезируемой) поверхности, периодичности деформирующего воздействия (через один или несколько наплавленных слоев).

Разработка технологической стратегии возможна только на основе создания конечно-элементной динамической модели формирования температурных полей (ДМТП) при синтезе детали из проволоки 3DMP-методом (на примере детали типа «оболочка»). При аналитическом решении поставленной задачи, вследствие ее сложности, приходится принимать большое количество допущений, снижающих точность последующих расчетов. В связи с этим, создание теоретической ДМТП послойной наплавки детали типа «оболочка» целесообразно с использованием метода конечных элементов в программном комплексе ANSYS, пригодном для анализа быстропротекающих процессов.

Для разработки ДМТП в первую очередь следует создать модель материала с уточнением закономерностей изменения его свойств, характеристик твердости, прочности и пластичности при росте температуры. Это позволяет учитывать исходные и изменяемые под действием температур свойства синтезируемого материала. Необходимые данные могут быть получены в результате проведения предварительного эксперимента.

Далее следует графическими средствами программного комплекса ANSYS создать трехмерную модель процесса наплавки, позволяющую с требуемым уровнем достоверности выявить закономерности нагрева и охлаждения отдельных синтезируемых слоев и детали в целом, выявить влияние энергетической интенсивности наплавки 3DMP-методом на глубину и время выдержки элементарных объемов синтезированного металла при температуре рекристаллизации. Выполнить расчет по разработанной модели и экспериментально, в процессе синтеза «оболочки» из легированной Cr-Ni-Mo проволоки, оценить посредством тепловизора адекватность созданной ДМТП.

На следующем этапе исследований при проведении экспериментальных исследований должны быть выявлены закономерности технологического наследования особенностей строения и свойств поверхностного слоя синтезируемой из проволоки 3DMP-методом детали, вызванных послойным и периодическим (через несколько слоев) волновым деформационным упрочнением. Планируется исследовать закономерности формирования микроструктуры, влияния на твердость, пределы прочности и текучести технологических факторов ВТДУ на образцах из сталей и сплавов группы Cr-Ni и Cr-Ni-Mo, синтезированных из проволоки 3DMP-методом.

Выполненное экспериментальное исследование позволит установить рациональный диапазон варьирования технологических факторов волнового деформационного упрочнения во взаимосвязи с механическими свойствами материала детали и параметрами качества поверхностного слоя, а также формой и размерами синтезируемой 3DMP-методом детали и обрабатываемой поверхности.

Полученные результаты позволят разработать технологические рекомендации по реализации ВТДУ при синтезе деталей из проволоки 3DMP-методом и апробировать на практике.

## **2.2. Оборудование для реализации аддитивно-субтрактивно-упрочняющей технологии**

В России вследствие высокой цены, а также санкционной политики США и других развитых стран мира, оборудование, работающее проволокой, не

приобреталось, однако исследования в этом направлении проводятся в БГТУ и ПНИПУ.

Отработка технологических режимов ВТДУ проводилось на экспериментальной установке аддитивно-субтрактивно-упрочняющей технологии (АСУТ), разработанное в БГТУ при поддержке ФПИ в рамках проекта «Таймень-2» [2,9,21,45,55,56,68,74]. Установка позволяет комбинировать процессы аддитивной и субтрактивной обработки, а также процесс упрочнения волной деформации, что дает возможность структурировать, уплотнить, упрочнить материал выращенного слоя, сформировать вместо растягивающих остаточных напряжений термической природы сжимающие. Предлагаемое комплексное решение разработано впервые, обладает кратным преимуществом по техническим, технологическим и экономическим характеристикам, не имеет прямых аналогов в мировой практике.

Установка АСУТ предназначена для аддитивного выращивания из проволоки диаметром 0,8...1,2 мм крупногабаритных металлических изделий сложной формы, с применением волнового деформационного упрочнения и механической обработки, с управлением от системы ЧПУ. Установка выполнена по модульному принципу и включает группу модулей: аддитивную, субтрактивную и упрочняющий, рисунок 2.2, 2.3.

Аддитивный модуль позволяет выращивать детали методом электродуговой наплавки в среде защитного газа сварочной проволокой.

Упрочняющий модуль позволяет обрабатывать с заданной периодичностью и частотой деформирующего воздействия (через один или несколько слоев) наплавленный материал синтезируемой детали. Это обеспечивает улучшение качества наплавленного металла за счет создания наклепа на поверхности материала и мелкодисперсной структуры, в том числе гетерогенной. Наклепанный слой формируется по наплавленному слою совокупностью пластических отпечатков упрочняющим роликом с заданным перекрытием отпечатков и кратностью обработки. Упрочняющий модуль может работать как в сочетании с аддитивным, так и самостоятельно, позволяя реализовывать различные стратегии обработки в зависимости от размеров и формы выращиваемой детали.

Субтрактивный модуль обеспечивает механическую обработку поверхностей выращиваемой детали при подготовке подложки, при периодическом восстановлении формы заготовки в процессе наплавки (по необходимости), при финишной обработке детали. Основным видом обработки является фрезерование.

Технические характеристики установки АСУТ показаны в таблице 2.1.

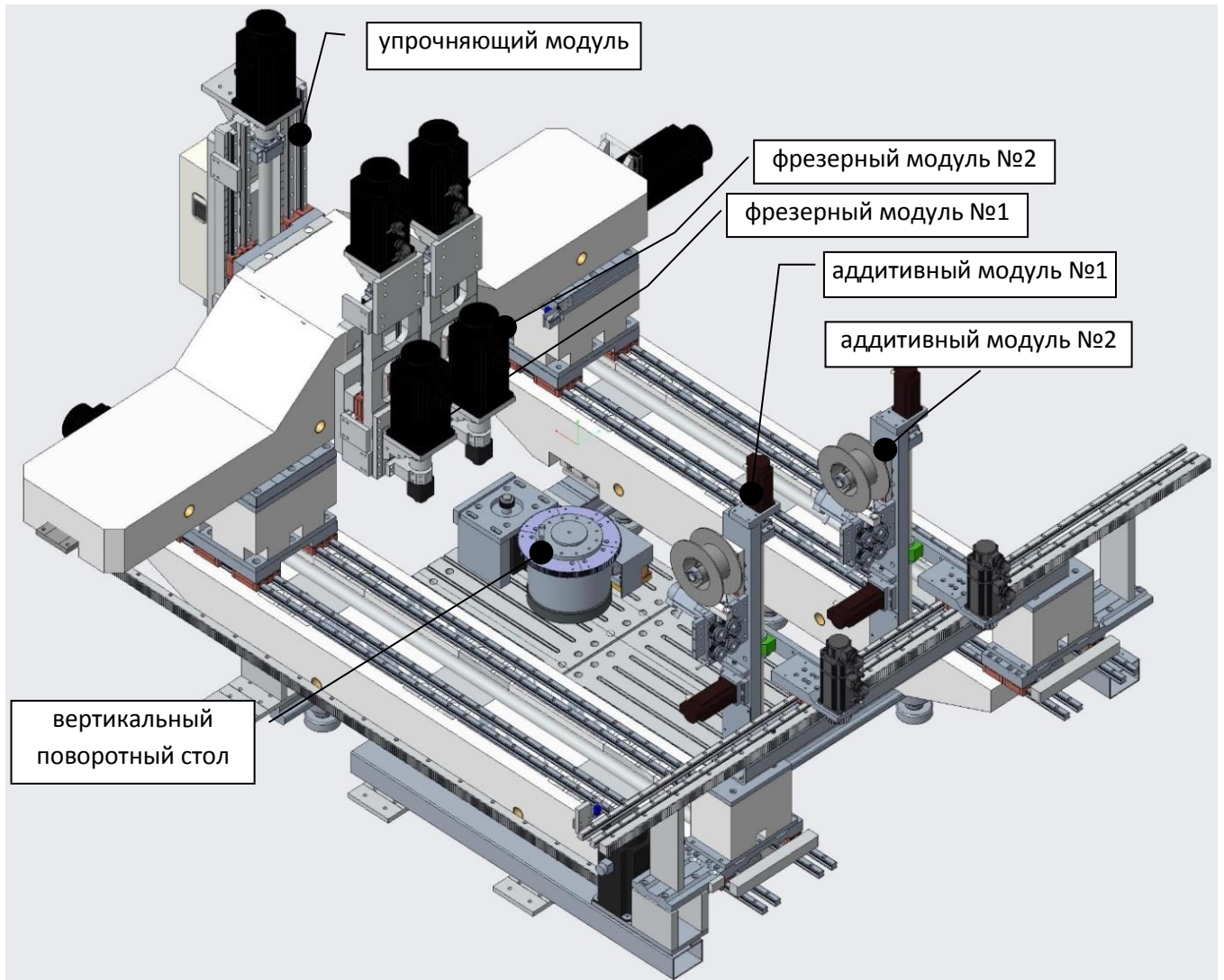


Рисунок 2.2 – Общий вид экспериментальной установки АСУТ





Рисунок 2.3 – Экспериментальная установка АСУТ

Таблица 2.1 – Технические характеристики установки АСУТ

Параметр	Ед. изм.	Значение
Макс. перемещение по оси X не менее	мм	500
Макс. перемещение по оси Y не менее	мм	1200
Макс. перемещение по оси Z не менее	мм	300
Макс. рабочая подача не менее	м/мин.	6
Макс. скорость холостых перемещений не менее	м/мин.	12
Точность позиционирования	мм	$\pm 0,1$
Повторяемость позиционирования	мм	$\pm 0,05$
Максимальная энергия удара не более	Дж	200
Масса установки не более	т	12
Максимальная потребляемая мощность не более	кВт	22

## **2.3. Оборудование и приборы для проведения экспериментальных исследований**

Ключевыми контролируемыми параметрами качества поверхностного слоя синтезируемых деталей являются микроструктура и твердость обработанной поверхности. Микроструктурный анализ позволяет определить наличие, количество и форму структурных составляющих металла, влияющих на механические свойства материала, что наиболее явно выражено при упрочнении ППД. От твердости напрямую зависит способность материала сопротивляться упругой и пластической деформации. Измерение твердости заключается в составлении карт микротвердости в сечении наплавки детали и выявлению зон с характерными диапазонами твердости. Для более емкой оценки влияния ВТДУ на синтезированный материал определяются пределы прочности и текучести.

### **2.3.1. Цифровой автоматизированный микроскоп Leica DVM6A**

Цифровой автоматизированный микроскоп Leica DVM6A, рисунок 2.4, предназначен для исследования микроструктур и поверхностей различных объектов в светлом и темном поле. Позволяет сканировать объемные детали и создавать 3D-модели поверхностей. Для исследований микроструктуры поверхностного слоя детали используются микрошлифы, подготовленные специальным образом по ГОСТ 1778-70.

Микроскоп имеет наклоняемый штатив с углом наклона от 0 до 60° в обе стороны с ручкой изменения положения, возможностью наклона на 1°, фиксации в заданном положении и отображением угла наклона на экране монитора; моторизованный фокус: ход фокусировки 60 мм, точностью позиционирования 0,25 мкм в режиме автоматической фокусировки и 0,5 мкм в ручном режиме. Общий диапазон увеличений микроскопа от 43 до 2550 раз.

Имеет моторизованный сканирующий предметный столик с возможностью вращения на 180° с отображением угла поворота на экране монитора, ход 70×50мм, вес образцов до 2 кг, точность позиционирования 1 мкм.



Рисунок 2.4 – Цифровой автоматизированный микроскоп Leica DVM6A

Встроенная в штатив цифровая микроскопная видеокамера имеет следующие характеристики: сенсор 1/2.3" CMOS, разрешение матрицы 3664×2748 пикселей, тип подключения USB 3.0, размер пикселя 1,67мкм×1,67 мкм, частота кадров живого изображения: макс. 37 кадров в секунду на разрешении 1600×1200 пикселей, разрешение захваченного кадра: 2МПс на 1600×1200 пикселей, 5 МПс на 2592×1944 пикселей и 10МПс на 3664×2748 пикселей, автоматическое масштабирование, время экспозиции от 1мс до 500 мс.

### 2.3.2. Микротвердомер Hardwin XL KB 30 S

Микротвердомер KB30, рисунок 2.5, предназначен для измерения микротвердости и твердости как в глубине, так и вдоль упрочненного поверхностного слоя с формированием объемных карт микротвердости исследуемой



Рисунок 2.5 – Микротвердомер Hardwin XL KB 30 S

поверхности. Возможен автоматический пересчет полученного результата по другим методам измерения (НВ, HV, HRC и т.д.). Прибор имеет моторизованную регулировку перемещения образца по высоте при помощи перемещения измерительной головки. Погрешность вертикального перемещения 0,005 мкм. Имеет моторизованный предметный столик размером 310x260 мм, двухкоординатное перемещение по X/Y 180x180 мм. Точность позиционирования 4

мкм. Управление осуществляется по средствам внешнего компьютера.

Для исследований микротвердости поверхностного слоя детали используются подготовленные специальным образом микрошлифы по ГОСТ 9450-76.

Таблица 2.2 – Технические характеристики микротвердомера Hardwin XL KB 30 S

Высота образца	до 175 мм
Ширина образца	до 170 мм
Расстояние от столика до корпуса	170 мм
Габаритные размеры	674×305×673 мм (В×Ш×Г)
Вес	60 кг
<b>Шкалы измерения твердости</b>	
Твердость по методу Виккерса согласно ГОСТ 2999, DIN ISO 6507, ASTM E10.	Нагрузки: HV 0,01; 0,025; 0,05; 0,1; 0,2; 0,3; 0,5; 1; 2; 3; 5; 10
Твердость по методу Кнупа согласно ISO 4545.	Нагрузки: НК 0,01; 0,015; 0,02; 0,03; 0,05; 0,06; 0,07; 0,08; 0,1; 0,2; 0,3; 0,5; 1
Твердость по методу Бринелля согласно ГОСТ 9012, DIN EN ISO 6506, ASTM E 384.	Нагрузки: HB 1/1; 1/2,5; 1/5; 1/10; 2,5/6,25

### **2.3.3. Спектрометр настольный оптико-эмиссионный ДФС-500**

Атомно-эмиссионный оптический спектрометр ДФС-500, рисунок 2.6, предназначен для анализа как черных, так и цветных металлов на все легирующие элементы и примеси, включая серу, фосфор, углерод. В работе применяется для исследования химического состава синтезированных образцов и сравнения с исходным составом проволоки.

Конструкция спектрометра обеспечивает выполнение норм точности и диапазонов измерения концентраций элементов в соответствии с требованиями ГОСТ и других нормативных документов.

Технические характеристики спектрометра:

Спектральный диапазон от 177 нм до 408 нм.

Выделяемый спектральный интервал не более 0,04 нм.

Предел обнаружения массовой доли фосфора в стали должен быть не более 0.001%.

Дрейф относительных интенсивностей излучения от стабилизированного источника света в течение 2 часов должен быть не более 1,0% при экспозиции не менее 20 с. СКО относительных интенсивностей излучения от стабилизированного источника света должно быть не более 0,3 %.

Габаритные размеры (длина x ширина x высота) - не более 810x525x430 мм. Масса – не более 50 кг. Потребляемая мощность – не более 1 кВт.



Рисунок 2.6 – Оптико-эмиссионном спектрометр для анализа металлов ДФС-500

#### 2.3.4. Тепловизор Fluke TiX660

Для контроля характера распределения динамических температурных полей в процессе синтеза деталей используется тепловизор TiX660 Fluke, рисунок 2.7, технические характеристики которого приведены в таблице 2.3.



Рисунок 2.7 – Тепловизор TiX660 Fluke

Таблица 2.3 – Технические характеристики тепловизора TiX660 Fluke

Спектральный диапазон	от 7,5 мкм до 14 мкм;
Диапазон измеряемых температур	от -40 °С до +1200 °С
Погрешность измерения	±1,5 К или ±1,5 %
Разрешение изображения (пиксели)	640 x 480 1280 x 960 (SuperResolution)
Частота кадров (при максимальном разрешении изображения)	60 Гц
Поле зрения (FOV) при стандартном объективе 30 мм	30,9° x 23,1°
Тепловая чувствительность [NETD]	≤0,03 °С при температуре объекта 30 °С (30 мК)
Цифровое масштабирование	до 32х

### **2.3.5. Оборудование для пробоподготовки. Пресс IPA 40, шлифовально-полировальная машина Compumet 250 PLC**

Согласно ГОСТ Р 57556-2017 [18] из заготовки для изготовления образцов, полученной аддитивным способом, вырезают образцы для исследований установленных стандартами размеров. Образцы, предназначенные для исследований микроструктуры и определения твердости, запрессовывают в пластмассовую втулку прессом, рисунок 2.8, а, для надежной фиксации металлографических образцов во всех видах смол; габариты (Ш×В×Г) 400×510×400 мм. Прибор имеет манометр на корпусе пресса; регулируемая температура: в интервале 0-200С с шагом в 1 градус; регулируемое усилие пресса: 0 до 6 бар; максимальное рабочее давление 6 бар; диаметр блока 40 мм (1 шт.).

Для полировки и доводки образцов используется автоматизированный программируемый шлифовально-полировальный станок для подготовки металлографических образцов с расходными материалами Remet Compumet 250 PLC, рисунок 2.8, б.

Вес станка 70 кг; мощность 400 Вт; время обработки: 1-320 секунд; рабочее



давление: 0 - 6 бар; диаметр рабочей части 250 мм; микропроцессорное управление, с регулируемой скоростью вращения в интервале 0-500 об/мин; 20 стандартных методов подготовки образцов для основной части номенклатуры заказчика; возможность создания 100 собственных методов подготовки, записываемых на внутреннюю память; держатель для 6 образцов диаметром 40 мм.



а) Пресс IPA 40



б) Шлифовально-полировальная машина Computet 250 PLC

Рисунок 2.8 – Оборудование для пробоподготовки

#### 2.4. Методика планирования эксперимента и обработки данных

Одна из основных целей работы - выявление зависимостей показателей качества процесса от технологических режимов обработки поверхности. Подобные задачи решаются построением функциональных зависимостей выходных характеристик от факторов:

$$\bar{Y} = F(\bar{x}) \quad (2.1)$$

где:  $\bar{Y}$  - оценка показателя качества процесса;

$\bar{x}$  - вектор технологических факторов.

Так как выявление явной прямой зависимости (2.1) между заявленными параметрами не представляется возможным, в силу сложности и многофакторности

процесса, то в работе проводилось регрессионное моделирование. В этом случае зависимость (2.1) примет вид:

$$\bar{Y} = \bar{\Theta} \cdot \bar{f}(\bar{x}) = \sum_{i=0}^m \sum_{j=i}^m \Theta_{ij} x_i x_j \quad (2.2)$$

где:  $\bar{\Theta}$  - вектор неизвестных параметров регрессионной модели;

$\bar{x}$  - вектор технологических факторов процесса наплавки и упрочнения;

$\bar{f}(\bar{x})$  - вектор аргументов модели известных функций от факторов.

Построение регрессионной модели процессов наплавки и упрочнения поверхности предполагает оценку  $\bar{\Theta}$  - параметров регрессионной модели и выбора ее аргументов, определяемых вектором  $\bar{f}(\bar{x})$ :

$$\bar{\Theta} = (\bar{F}^T \bar{F})^{-1} (\bar{F}^T \bar{Y}) \quad (2.3)$$

где:

$$\bar{F} = \begin{pmatrix} f_1(\bar{x}_1) & f_2(\bar{x}_1) & \dots & f_k(\bar{x}_1) \\ f_1(\bar{x}_1) & f_2(\bar{x}_1) & \dots & f_k(\bar{x}_1) \\ \dots & \dots & \dots & \dots \\ \dots & \dots & \dots & \dots \\ f_1(\bar{x}_1) & f_2(\bar{x}_1) & \dots & f_k(\bar{x}_1) \end{pmatrix} \text{ - матрица аргументов модели}$$

$\bar{\Theta}$  - вектор оценок параметров модели;

$\bar{Y}$  - вектор значений выходной характеристики;

$k$  - число оцениваемых параметров.

Определение значимость оценок производится по критерию Стьюдента  $t$  [24]:

$$t = \frac{|\Theta_i|}{\sqrt{S^2\{\Theta_i\}}}, \quad (2.4)$$

где:  $|\Theta_i|$  - модуль значения  $i$  - го параметра;

$S^2\{\Theta_i\}$  - оценка дисперсий  $i$  - го параметра.



Проверка полученного уравнения регрессии в кодированных переменных на адекватность производится по критерию Фишера [40, 60].

### **Выводы ко 2 главе**

1. Разработана общая методика теоретических и экспериментальных исследований новой технологии волнового термомодеформационного упрочнения синтезированных из проволоки деталей 3DMP-методом.

2. Приведено описание экспериментального оборудования для реализации аддитивно-субтрактивно упрочняющей технологии посредством которого в работе выполнены экспериментальные исследования.

3. Подобрано исследовательское оборудование, необходимое для выполнения экспериментальных исследований, приведено его краткое описание и технические характеристики.

4. Разработана методика планирования эксперимента и обработки экспериментальных данных.

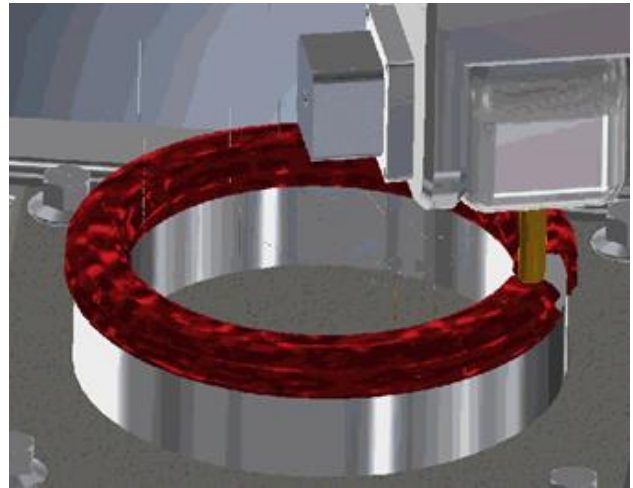
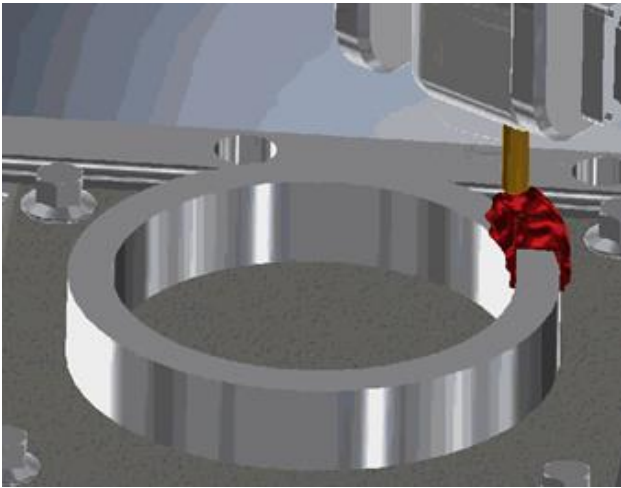
### 3. Разработка общих технологических моделей

#### 3.1. Феноменологическая модель технологического процесса, включающего аддитивный 3DMP-синтез деталей из проволоки, волновое термомодеформационное упрочнение (ВТДУ) и механическую обработку

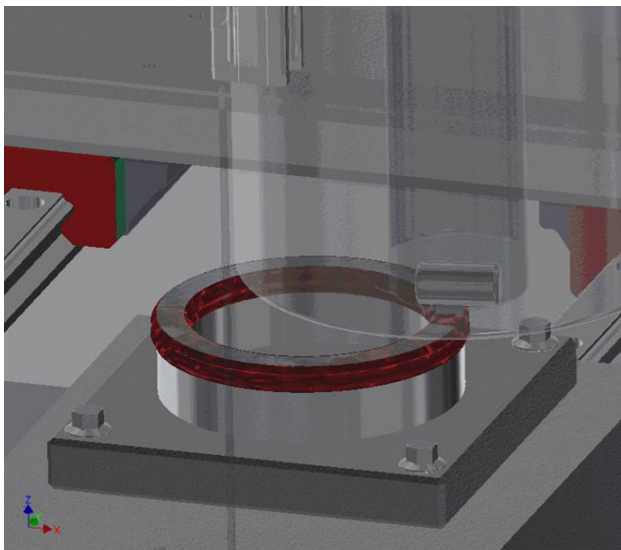
Поэтапно рассмотрим технологический процесс послойного (периодического) ВТДУ синтезируемых деталей 3DMP-методом, заключающийся в чередовании операций наплавки и упрочнения наплавленного слоя.

Первый нижний слой материала наплавляется на специальную подложку, рисунок 3.1а, изготовленную из материала, имеющего химический состав, близкий к наплавляемому материалу детали. К неостывшему наплавленному слою с некоторым статическим усилием прижимается деформирующий инструмент - ролик, совершающий обкатывающие движения, и одновременно по ролику через волновод производятся удары бойком, рисунок 3.1, б. Затем наплавляется следующий слой материала и аналогично предыдущему упрочняется. При необходимости коррекции формы и размеров синтезируемой детали применяется механическая обработка, рисунок 3.1, в-д.

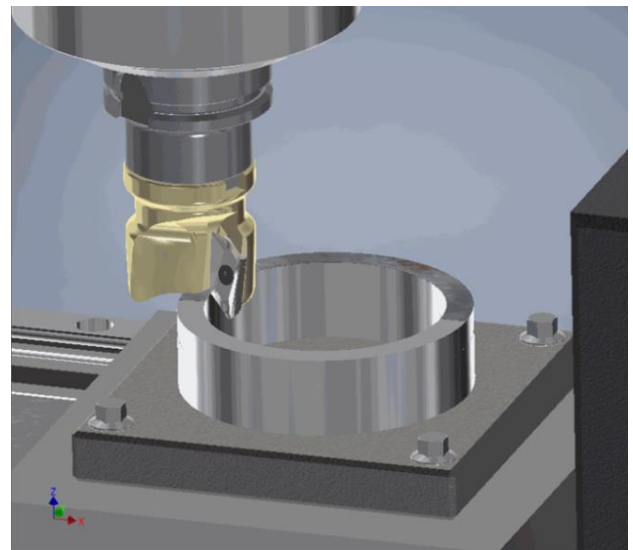
Несмотря на близость процессов электродуговой сварки и метода 3DMP-наплавки, они имеют ключевые отличия. Сварка деталей в большинстве случаев предполагает соединение контактирующих и специально подготовленных (разделанных) поверхностей по простой траектории (линия или окружность) швом той или иной длины. Синтез 3DMP-методом наиболее рентабелен в случае создания крупных массивных и сложных по форме деталей, в том числе длиной более метра, имеющих высокие тонкие и часто криволинейные стенки. Следовательно, на первый план выходят вопросы формообразования, для сварочных процессов совершенно не актуальные. Весьма важной становится проблема устойчивости высоких стенок, нагреваемых до высоких температур, а также проблема организации направленного теплоотвода, охлаждение синтезируемого изделия с заданной скоростью.



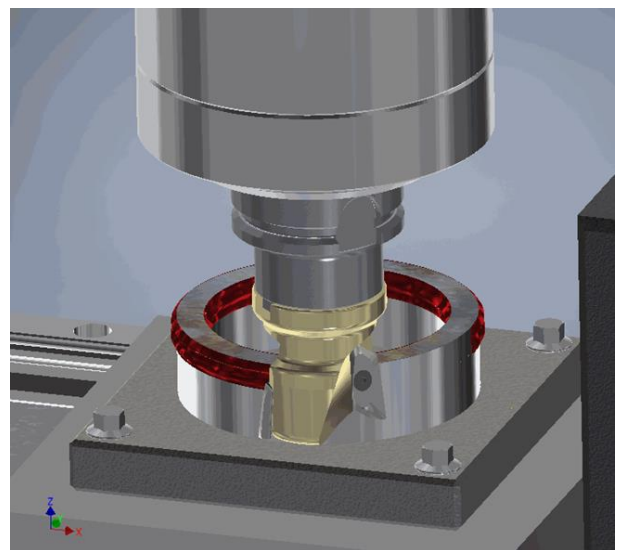
а) аддитивный переход



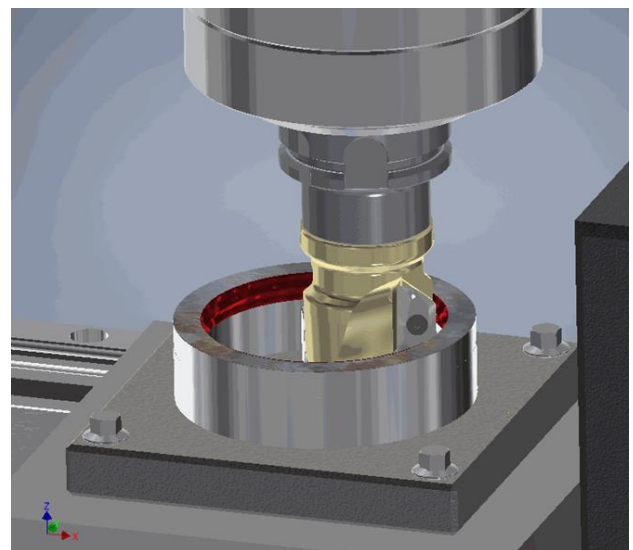
б) упрочнение наплавленного слоя



в) лезвийная обработка торца детали



г) лезвийная обработка внешней поверхности детали



д) лезвийная обработка внутренней поверхности детали

Рисунок 3.1 – АСУТ для детали типа «оболочка»

Кроме того, 3DMP-наплавка не может быть реализована вручную, необходима полноценная 3D модель детали и полная автоматизация процесса, что приводит к необходимости решения проблемы точного позиционирования фидстока, созданию специализированной оснастки или применению поворотных, в том числе глобусных столов. Учитывая сложные конфигурации выращиваемых изделий для аэрокосмической отрасли (шар-баллон, силовая оболочка ЖРД и т.д.), часто необходима механическая обработка базовых, присоединительных и недоступных в окончательном виде детали поверхностей, которая должна выполняться в разрыве процесса синтеза. При выращивании высокой детали также может требоваться периодическая коррекция поверхностей для повышения точности. Выше перечисленные проблемы реализации наплавки решаются за счет наличия дополнительного субтрактивного модуля.

Для синтезируемой детали значительно более важно, по сравнению с обычной сваркой, обеспечение высокой плотности, прочности и твердости, а также отсутствие пор и дефектов микроструктуры. Без решения проблемы повышения прочности область применения 3DMP-синтеза ограничена моделями и прототипами, невозможно использование синтеза для получения рабочих деталей.

В зависимости от принятых технологических решений возможно получение различных микроструктур, параметров качества поверхностного слоя, механических и эксплуатационных свойств детали. Целесообразно ввести понятие *технологической стратегии реализации ВТДУ*, классифицировать возможные стратегии на:

- *послойную* или *периодическую*, в зависимости от того, подвергается ли упрочнению каждый наплавленный слой, или выборочно - каждый третий, пятый и т.д.;

- *параллельную* или *последовательную*, в зависимости от согласования работы проволочного фидстока и деформирующего инструмента (индентора) - в одном или разных технологических переходах.

Исходя из предъявляемых требований к механическим свойствам поверхностного слоя детали, возможна реализация послойной (с послойным ВТДУ)

и периодической стратегий упрочнения. Очевидно, что при послойной стратегии упрочнения обеспечивается максимальный уровень твердости и прочностных свойств, но минимальная производительность всего технологического процесса. При периодической стратегии упрочнения растет производительность, но это неизбежно сказывается как на микроструктуре, так и на параметрах качества поверхностного слоя и обеспечиваемом уровне механических свойств.

В зависимости от формы и размеров синтезируемой детали реализация ВТДУ возможна в двух исполнениях: одновременно с выполнением операции наплавки и после нее. Для параллельной технологической стратегии реализации ВТДУ характерна одновременно-согласованная работа проволочного фидстока и деформирующего инструмента (индентора) в одном технологическом переходе, а для последовательной – независимая работа проволочного фидстока и деформирующего инструмента в различных технологических переходах.

При синтезе мелко- и среднеразмерных деталей, таблица 3.1, одновременное исполнение двух процессов на применяемой экспериментальной установке АСУТ невозможно вследствие геометрических размеров рабочих органов каждого задействованного модуля. Для таких деталей целесообразна *последовательная* стратегия упрочнения, рисунок 3.2, а. В таком случае необходимо определить диапазон температур упрочняемой поверхности в зависимости от изменения температурных полей за время выполнения вспомогательных движений установки. Скорость теплоотвода наплавленного материала при этом будет невысокой, так как наплавленный слой не успевает в значительной степени охладиться за время одного цикла – перемещения проволочного фидстока в точку начала наплавки слоя. В результате, возможен прогрев сразу нескольких слоев до температуры рекристаллизации. Как известно, нагрев до температуры рекристаллизации с определенным временем выдержки при ней, сопровождается устранением эффекта упрочнения.

При синтезе крупногабаритной детали теплообмен идет с большей скоростью по сравнению с синтезом изделием меньших размеров, вследствие более значительной разницы температур между уже остывшим наплавленным слоем и

горячим наплаваемым. Следовательно, при последовательной стратегии упрочнения крупногабаритных деталей, деформационному воздействию подвергается уже остывший материал с невысокой пластичностью, кристаллическая структура которого полностью сформирована. Это неизбежно приведет к уменьшению глубины слоя, имеющего значительную степень упрочнения, что нежелательно. Следовательно, при синтезе габаритных изделий, таблица 3.1, целесообразно применять параллельную стратегию упрочнения, рисунок 3.2, б. В этом случае необходимо определение рационального диапазона температур упрочняемой поверхности и выбор правильного расстояния между фидстоком и упрочняющим инструментом (индентором).

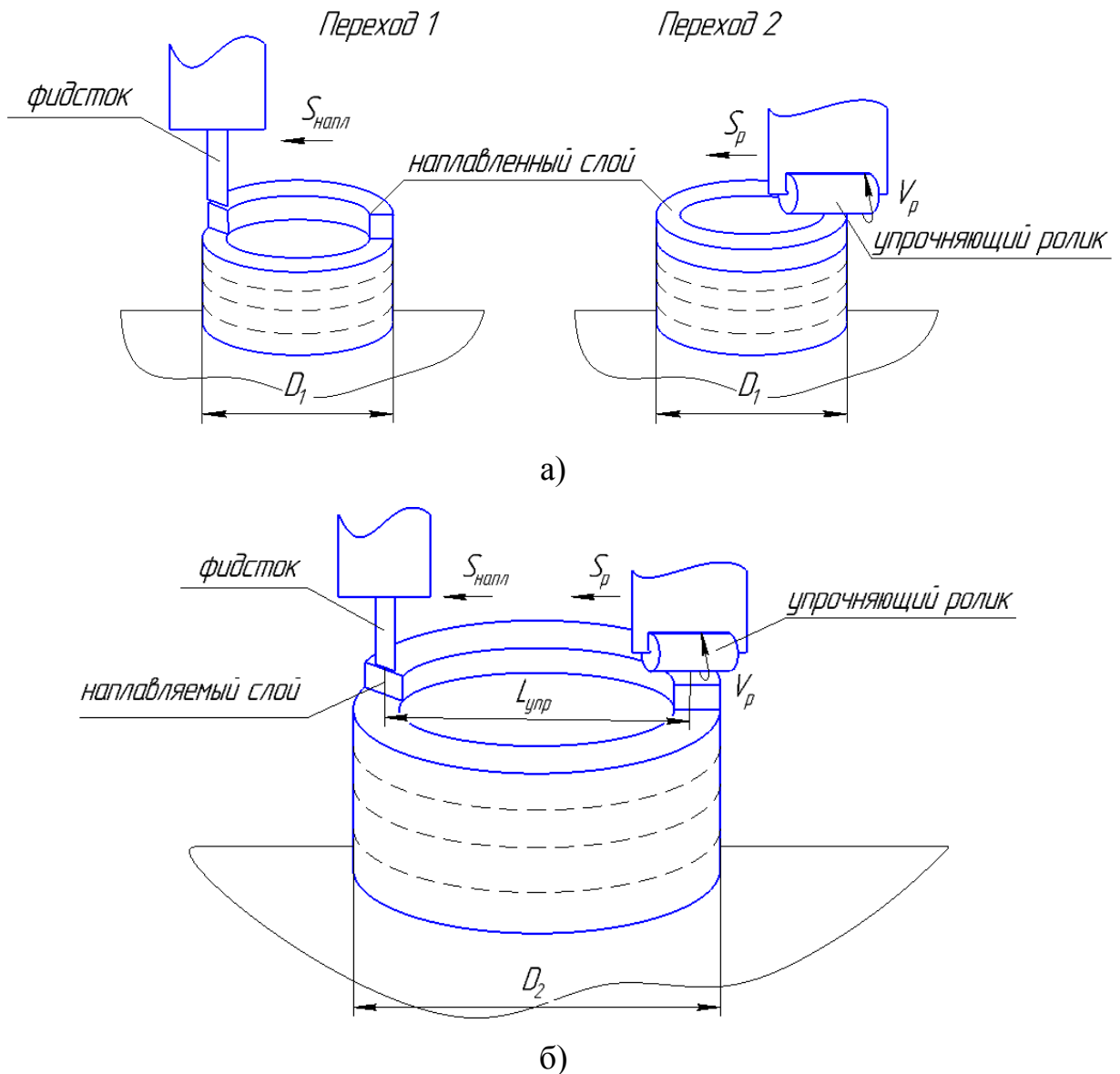


Рисунок 3.2 – Схемы обработки деталей: а) цикловая; б) параллельная

Таблица 3.1 – Соотношение габаритов детали и применяемой схемы обработки на установке АСУТ

Схема обработки	Размер детали		
	мелкогабаритная	среднегабаритная	крупногабаритная
Последовательная	до 150 мм	150...500	-
Параллельная	-	-	более 500 мм

После нанесения капли расплава материала на упрочненный слой (подложку) без соблюдения особых условий обработки и охлаждения (например, высокой скорости и значительных величин деформации горячей поверхности при дальнейшем быстром охлаждении), происходит частичное расплавление и разупрочнение подложки в результате рекристаллизации, что приводит к полному снятию созданного ранее наклепа [38, 39, 1, 3]. Показатели твердости и пластичности такого материала на стадии первичной рекристаллизации схожи с результатами отожженного металла [38]. Рекристаллизация может не проходить после обработки ППД со степенью деформации  $\varepsilon$  менее критической (для алюминия  $\approx 2\%$ , железо и медь  $\approx 5\%$ ). Но применяемый метод ВТДУ, как и большинство термомодеформационных методов, предполагает применение значительно большей степени деформации [38]. Указанные значения  $\varepsilon$  можно применять при обработке наплавленного слоя небольшой толщины с целью устранения внутренних дефектов, но не упрочнения материала.

Следовательно, при ВТДУ разупрочняющее влияние рекристаллизации скорее всего будет иметь место для нескольких слоев. Определение глубины слоя, прогревающегося до рекристаллизации, а также времени нахождения локальных объемов материала при этой температуре, возможно только в результате выполнения расчетов по динамической модели температурных полей (ДМТП), которую необходимо разработать. Разупрочненные в результате рекристаллизации слои необходимо упрочнить вновь, вместе с верхним только что наплавленным слоем, который упрочняется впервые. Эффект упрочнения будет сохраняться если

глубина упрочнения будет больше глубины слоя, прогревающегося в процессе дальнейшего синтеза детали. Исходя из перечисленных требований необходимо назначать технологические режимы наплавки 3DMP-методом и ВТДУ.

Необходим целенаправленный поиск рациональной стратегии упрочнения в каждом конкретном случае в зависимости от предъявляемых технических требований, габаритных размеров и формы, свойств материала детали и условий ее эксплуатации.

### **3.2. Сравнение технологических возможностей ВТДУ с известными родственными термомеханическими процессами**

С целью создания структуры с повышенной плотностью дислокаций при их относительно равномерном распределении применяются различные способы повышения прочностных характеристик сталей. Многочисленными исследованиями [1, 4, 6, 76] различных механизмов упрочнения при ППД доказана эффективность применения термомеханической обработки (ТМО). Специфика ТМО заключается в совокупности применения операций деформационного воздействия и термических процессов нагрева и охлаждения обрабатываемого материала. В результате в структуре происходят фазовые изменения, и формируется окончательная структура упрочненного слоя металла с повышенным числом несовершенств кристаллов, созданных пластической деформацией [1].

Экспериментально доказано, что применение деформационного воздействия на поверхность после термической обработки существенно повышает механические и эксплуатационные свойства. В настоящее время существует множество методик упрочнения и восстановления деталей машин, основанных на принципе ТМО.

Применение высокотемпературной ТМО (ВТМО) для деталей с малым сечением позволяют повысить прочность на 10...20% по сравнению с ТО при одинаковых или немного больших уровнях пластичности и вязкости, таблица 3.2. Прочность при ВТМО повышается за счет увеличения плотности дислокаций и их более равномерного распределения, увеличения протяженности границ, субзерен,



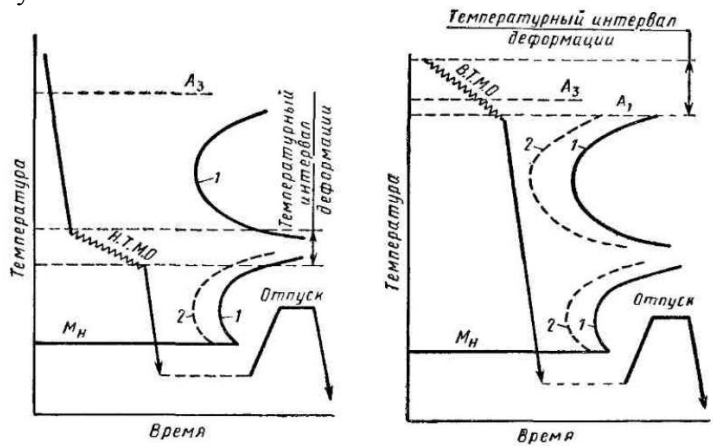
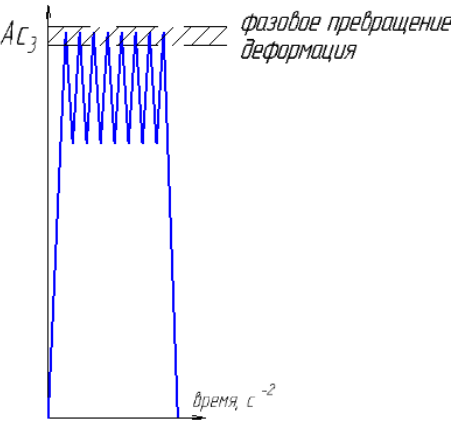
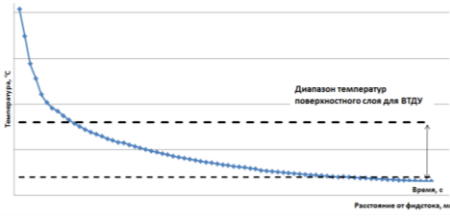
создания дислокационных барьеров, образования дисперсионных вторичных фаз [1]. При упрочнении деталей с большими сечениями, прочность может не меняться, но увеличатся характеристики пластичности ( $\delta, \psi$ ) на 10...20% и ударной вязкости на 30% [4]. Также характерно увеличение сопротивления развитию трещин. Таким образом, ВТМО позволяет увеличить конструктивную прочность за счет увеличения сопротивления хрупкому разрушению [4], обеспечить большой запас пластичности, а также понижает порог хладноломкости и чувствительность к отпускной хрупкости [63]. Кроме того, при высоких температурах нагрева пластичность металла увеличивается, что позволяет снизить усилия при деформации, увеличивая технологичность процесса. Иными словами, метод ВТМО, имеющий термодеформационный характер воздействия благоприятно сказывается на синтезируемых деталях.

Исследования применения низкотемпературной ТМО (НТМО) [4] на различных марках сталей показали ее недостаточную эффективность в сравнении с обычной ТО, вследствие незначительной разницы пределов выносливости  $\sigma_{-1}$  надрезанных образцов из стали Н-11: при обработке НТМО 47 кгс/мм<sup>2</sup>, при ТО – 43 кгс/мм<sup>2</sup>. НТМО рекомендуется проводить для доэвтектоидных сталей с содержанием углерода до 0,4-0,5%, т.к. при содержании более 0,5% углерода повышается прочность при существенном снижении пластичности.

Другим способом, сочетающим термическое и деформационное воздействие на поверхностный слой детали, является электромеханическая обработка (ЭМО) [1, 63, 64, 78]. Этот способ имеет три разновидности обработки: отделочную, отделочно-упрочняющую и упрочняющую. В данном случае рассматривается упрочняющая ЭМО как наиболее близкая тематике работы. В отличие от вышеописанных методов термическое воздействие при ЭМО осуществляется не за счет одновременного нагрева всего объема детали до высоких температур, а за счет нагрева небольшой площади контакта инструмента и обрабатываемой поверхности до температур фазовых превращений токами с различными характеристиками. Одновременно с нагревом происходит силовое воздействие, что позволяет получить мелкодисперсную измененную (в зависимости от режима упрочнения)

Таблица 3.2 – Сравнительный анализ упрочняющих технологий, основанных на применении термомеханического упрочнения деталей и деформационно-термической обработки

	ВТМО	НТМО	ЭМО	ВТДУ
Применяемый материал	Конструкционные, легированные стали.	Только для легированных сталей с содержанием углерода до 0,5%, обладающих значительной устойчивостью переохлажденного аустенита. Изделия небольшого сечения и простой формы (лист, пруток и т.д.) [38, 39].	Конструкционные, легированные стали, чугуны, титаны.	Конструкционные, легированные стали, титаны.
Температурный диапазон упрочнения	Деформация проводится при температуре выше температуры рекристаллизации (выше $A_{C_3}$ ) (при этом сталь имеет аустенитную структуру), степень деформации 20-50% <sup>1</sup> .	Деформация проводится ниже температуры рекристаллизации: в температурном диапазоне переохлажденного аустенита в области его относительной устойчивости ( $400...600\text{ }^{\circ}\text{C}^2$ ) [63] или выше температуры мартенситного превращения <sup>2</sup> , степень деформации 60-90% <sup>3</sup> .	Площадка контакта инструмента и упрочняемой поверхности подвергается деформации при температуре упрочняемой поверхности ниже температуры рекристаллизации материала. Как правило, деформация проводится при температуре $200...800^{\circ}\text{C}$ .	Режимы подбираются в зависимости от марки материала и конфигурации выращиваемой детали. Степень деформации составляет 40-60%.
Последовательность обработки /сущность метода	Первичный нагрев проводится до температур, выше порога рекристаллизации $A_{C_3}$ при котором проводится пластическая деформация методом обжатия за один прием (кроме скоростной прокатки на непрерывных станах), после металл закаливается, чтобы не допустить рекристаллизацию	Сущность метода заключается в деформировании переохлажденного аустенита в области его высокой устойчивости и последующей закалке. В этом случае переохлажденный аустенит деформируется при температурах ниже его рекристаллизации.	Сущность метода заключается в одновременном осуществлении двух действий: тепловом нагреве до температур фазовых превращений за счет прохождения тока большой силы и низкого напряжения через площадку контакта инструмента с заготовкой, что ведет к снижению прочности и твердости металла и силовом деформационном	Суть метода в чередовании применения процессов наплавки и упрочнения ранее наплавленного горячего слоя. Скорость охлаждения наплавленного слоя приближается к скорости охлаждения при закалке (составляющей $400...2400\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ [65]). Осуществляется одновременное

	ВТМО	НТМО	ЭМО	ВТДУ
	аустенита [38], затем проводится низкотемпературный отпуск.	Первичный нагрев проводится до температур, выше $A_{C3}$ , обеспечивающих аустенитное состояние стали, выдерживается при этой температуре, охлаждается до изотермы, соответствующей максимальной устойчивости аустенита 400-600 °С, выдержка на этой изотерме, пластическая деформация методом единичной или дробной прокатки и обжатия, охлаждение и заключительный низкотемпературный отпуск. [6]	воздействии пластин (в случае неподвижного крепления) или роликов (подвижное крепление) на эту площадку. [64, 1] Учитывая высокие скорости нагрева (превышающие 400 °С/с и измеряющиеся 0,01...0,001с) и охлаждения (выше 10000 °С/с) [1], график процесса показан с увеличением длительности протекания процессов для сталей. Высокая скорость охлаждения объясняется интенсивным отводом тепла от тонкого горячего слоя в основную холодную массу материала.	термодеформационное воздействие на структуру материала Высокая скорость охлаждения объясняется интенсивным отводом тепла от наплавленного горячего слоя в основную более холодную массу материала.
	<p>Линия 1 – начало изотермического распада недеформированного аустенита; 2 - начало изотермического распада деформированного аустенита.</p> 			

	ВТМО	НТМО	ЭМО	ВТДУ
Обрабатываемый объем металла	Применением ТМО возможно получение упрочнения всего объема детали (сквозное упрочнение) при обработке макрообъемов металла, и поверхностного упрочнения слоя, имеющего микрообъем не от общей массы, а от глубины воздействия на поверхностный слой. В случае упрочнения всего объема материала размер зерна уменьшается, увеличивается плотность упаковки зерен, что позволяет существенно увеличить механические и эксплуатационные свойства. При обработке поверхностного слоя мелкодисперсная структура характерна для упрочненной части небольшой толщины.		Специфика метода не позволяет создавать большую глубину упрочненного слоя вследствие кратковременности протекания нагрева за счет применения токов разных частот и быстрого охлаждения за счет практически мгновенного отвода полученного материалом тепла в основную массу материала. Т.о. в зависимости от технологических параметров нагрева и силового воздействия формируется упрочняемый слой глубиной 0,2...2,0 мм для сталей и 0,45...1,6 мм для чугунов. [64].	Специфика метода позволяет генерировать плоские акустические волны с длительностью импульса 10-4...10-5 с. При их формировании в объеме материала и многократном отражении от границ с разной акустической жесткостью происходит многократное упрочнение всего внутреннего объема материала. Упрочняемый слой глубокий, значительно превышает толщину наплавленного слоя.
Изменения в микро-структуре обрабатываемого материала	Нагревом до температур АС <sub>3</sub> обеспечивается аустенитное строение стали. Пластическая деформация создает предварительный наклеп аустенита. Дополнительные дислокации, возникшие в процессе наклепа, складываясь с дислокациями, возникшими при мартенситном превращении, создают более плотную дислокационную структуру (до 10 <sup>13</sup> см <sup>-2</sup> ). Для мартенсита характерны высокие внутренние	Нагревом до температур АС <sub>3</sub> обеспечивается аустенитное строение стали. Аустенит переохлаждается до температур выше мартенситного превращения и подвергается пластическому деформированию. Изменения дислокационной структуры аустенита при его деформации и последующую «передачу» этих изменений мартенситу приводят к упрочнению металла [6]. В данном случае применяют	За счет практически мгновенных скоростей протекания процессов нагрева и охлаждения (согласно данным [1] скорость охлаждения при ЭМО для стали 20 составляет более 10 000 °С в секунду) достигается высокая степень измельчения превращенного аустенитного зерна, формируются мелкокристаллические структуры закалки поверхностного слоя на определенной глубине [64]. При использовании жесткого режима упрочнения на переменном	Расплавленный материал наносится на поверхность подложки, основной теплообмен проходит между горячим слоем и более холодной подложкой, в нанесенном материале начинается активный процесс кристаллизации. Упрочнению подвергается уже сформированная дендритная структура при высокой температуре металла. Под воздействием ударных волн, крупные дендриты дробятся, создается наклеп поверхностного

	ВТМО	НТМО	ЭМО	ВТДУ
	<p>напряжения, которые могут привести к появлению закалочных трещин [50]. Однако, при такой структуре их возникновение не происходит вследствие одновременного формирования дислокаций первого и второго поколений. Мартенсит приобретает благоприятное напряженно-деформационное состояние, обеспечивающий более скоротечный начальный период распада при последующем низком отпуске. Т.о. формируется мартенсит с более высокой плотностью дислокаций при меньшем уровне остаточных напряжений. [71]</p>	<p>высокую степень холодной деформации, что позволяет увеличить плотность дислокаций, и как следствие, степень упрочнения.</p>	<p>токе в поверхностном слое формируется зона мелкодисперсного мартенсита, а в переходной зоне отсутствуют пластические деформации. При среднем режиме упрочнения (и при постоянном и при переменном токе) формируется поверхностный слой ферритно-мартенситной структуры и значительным деформированием переходного слоя.</p>	<p>слоя. Пластичность нагретого металла способствует уплотнению структуры, закрытию пор и минимизации внутренних дефектов наплавки. Последующее термическое воздействие нового горячего слоя на ранее упрочненный слой, в некоторой степени приводит к разупрочнению нижележащего слоя [37]. Упрочнение этого нового слоя позволяет не только воздействовать на горячий слой, но и повторно упрочнить нижележащие слои за счет воздействия на них пролонгированных импульсов. При упрочнении основных слоев материала, которые наносятся уже на более нагретые упрочненные слои (по сравнению с первичными слоями) процессы кристаллизации и упрочнения проходят практически параллельно, что позволяет создать наклеп поверхностного слоя с измельчением только что сформированных дендритов.</p>

	ВТМО	НТМО	ЭМО	ВТДУ
Особенности процесса	<p>После ВТМО необходимо немедленное проведение охлаждения (закалку), для исключения возможности собирательной рекристаллизации аустенита. [58]</p> <p>Степень упрочнения не зависит от конструктивных особенностей детали. Упрочнение проводится на первоначальном этапе обработки заготовки для детали. ВТМО относится к черновым операциям и связана с глубоким термическим влиянием, что не исключает протекания рекристаллизационных процессов, снижающих эффект упрочнения [1].</p>	<p>Так как при НТМО после пластической деформации не происходит рекристаллизации, то проведение закалки возможно в течение некоторого времени после деформации. [58]</p>	<p>Благодаря изменению подачи тока во времени можно получить либо равномерно упрочненную поверхность (постоянный поток) или гетерогенный упрочненный поверхностный слой (импульсная схема подачи тока).</p> <p>Количество проходов обработки поверхности – не более 3, в противном случае существенно ухудшается шероховатость поверхностного слоя, возможен отпуск материала и разупрочнение. Улучшение одновременно двух главных параметров обработки невозможно: при увеличении показателей твердости и глубины упрочненного слоя ухудшаются показатели шероховатости поверхностного слоя, что требует дополнительного применения финишных шлифовальных операций [64].</p>	<p>При упрочнении вышележащего слоя под воздействием многократно отраженных волн деформации упрочняется значительный объем внутреннего материала. Степень воздействия на внутренний материал зависит от конфигурации детали – при наличии пазов, отверстий, ребер жесткости и иных конструктивных элементов, степень отражения волн увеличивается, что позволяет многократно воздействовать на внутреннюю структуру материала. На каждый нижележащий слой осуществляется многократное деформационное воздействие при различных температурах (упрочнение верхнего слоя при не менее 400...600 °С при охлажденных базовых слоях до 200...250 °С).</p>
Изменение свойств	<p>Сформированная при ВТМО структура позволяет обеспечить более высокую прочность при повышении значений пластичности и вязкости, что является отличительной особенностью от результатов</p>	<p>При обработке НТМО деталей с содержанием углерода более 0,5% повышается прочность при существенном снижении пластичности, а также характерна невысокая сопротивляемость хрупкому</p>	<p>Сформированная структура позволяет обеспечить более высокую твердость поверхностного слоя с обеспечением равномерной или гетерогенной структуры поверхностного слоя, увеличение эксплуатационных свойств детали в</p>	<p>Изменение механических свойств высоколегированного сплава ЭИ868: повышение предела прочности в 1,3...1,5 раза, предела текучести – 2,0 раза, при уменьшении относительного удлинения в 3 раза по сравнению</p>

	ВТМО	НТМО	ЭМО	ВТДУ
	<p>НТМО. Обработка деталей с малым сечением позволяет повысить прочность на 10...20% по сравнению с ТО при одинаковых или немного больших уровнях пластичности и вязкости. Величина прочности может не изменяться при увеличении характеристик пластичности на 10...20% и ударной вязкости на 30% для деталей с большими сечениями. Также характерно увеличение сопротивления развитию трещин.</p> <p>Свойства, полученные при ВТМО, наследуются после повторной закалки. В результате в стальные полуфабрикаты (поковки, пруты, листы) закладывается ресурс свойств, обеспечиваемый ВТМО на металлургическом заводе. [38]</p>	<p>разрушению сильно упрочненной стали. Повышение плотности дислокаций в мартенсите, вызывающее сильное упрочнение, ведет к неизменному или, в большинстве случаев, снижающемуся сопротивлению распространению трещины.</p> <p>При исследовании пределов выносливости надрезанных образцов из стали Н-11 выявлена незначительная разница по сравнению с обычной ТО.</p>	<p>целом.</p> <p>Эффективна обработка для деталей, работающих в условиях фреттинг-коррозии, где характерны вибрации и ударные нагрузки в процессе эксплуатации детали, что ведет к относительным микроперемещениям материала. А также для восстановленных деталей, обеспечивая большую равномерность структуры нанесенного материала, высокую прочность сцепления с материалом-основой, повышение физико-механических свойств поверхностного слоя без дополнительной ТО.</p>	<p>со справочными данными для проката.</p> <p>Изменения свойств по сравнению с аналогичной технологией без применения деформационного упрочнения приведены ниже.</p>
Результаты обработки	<p>По данным исследований [6] машиностроительные углеродистые и низколегированные (в редких случаях среднелегированные) стали после ВТМО имеют следующие характеристики:</p>	<p>После НТМО машиностроительные средне- и высоколегированные стали имеют следующие характеристики [6]:  <math>\sigma_B = 240 \dots 290</math> кГ/мм<sup>2</sup> = 2353...2844 МПа;</p>	<p>В результате обработки деталей из разных металлов переменным током установлено [64] повышение твердости: конструкционных сталей до 360...820 НВ (3530...8140 МПа), легированных до 540...1180 НВ (5295...11570</p>	<p>Результатами деформационно-термического процесса являются характеристики:  <math>\sigma_B = 1085 \dots 1065</math> МПа;  <math>\sigma_T = 835 \dots 940</math> МПа;  <math>\delta \approx 15\%</math>; <math>\psi = 40 \dots 60\%</math>.</p>

	ВТМО	НТМО	ЭМО	ВТДУ
	$\sigma_B=220\dots270$ кГ/мм <sup>2</sup> = 2157...2648 МПа; $\sigma_{0,2}=190\dots220$ кГ/мм <sup>2</sup> = 1863...2157 МПа; $\delta = 7 \dots 8\%$ ; $\psi = 20 \dots 40\%$ .	$\sigma_{0,2}=200\dots240$ кГ/мм <sup>2</sup> = 1961...2353 МПа; $\delta = 5 \dots 7\%$ ; $\psi = 15 \dots 30\%$ .	МПа), высоко-прочных чугунов до 480...1100 HV (4710...11570 МПа), максимальная глубина упрочнения сталей составляет 0,3 мм [1]. Прочность сцепления нанесенного покрытия на восстанавливаемую деталь с основным металлом повышается на 15..40%.	

#### Примечания

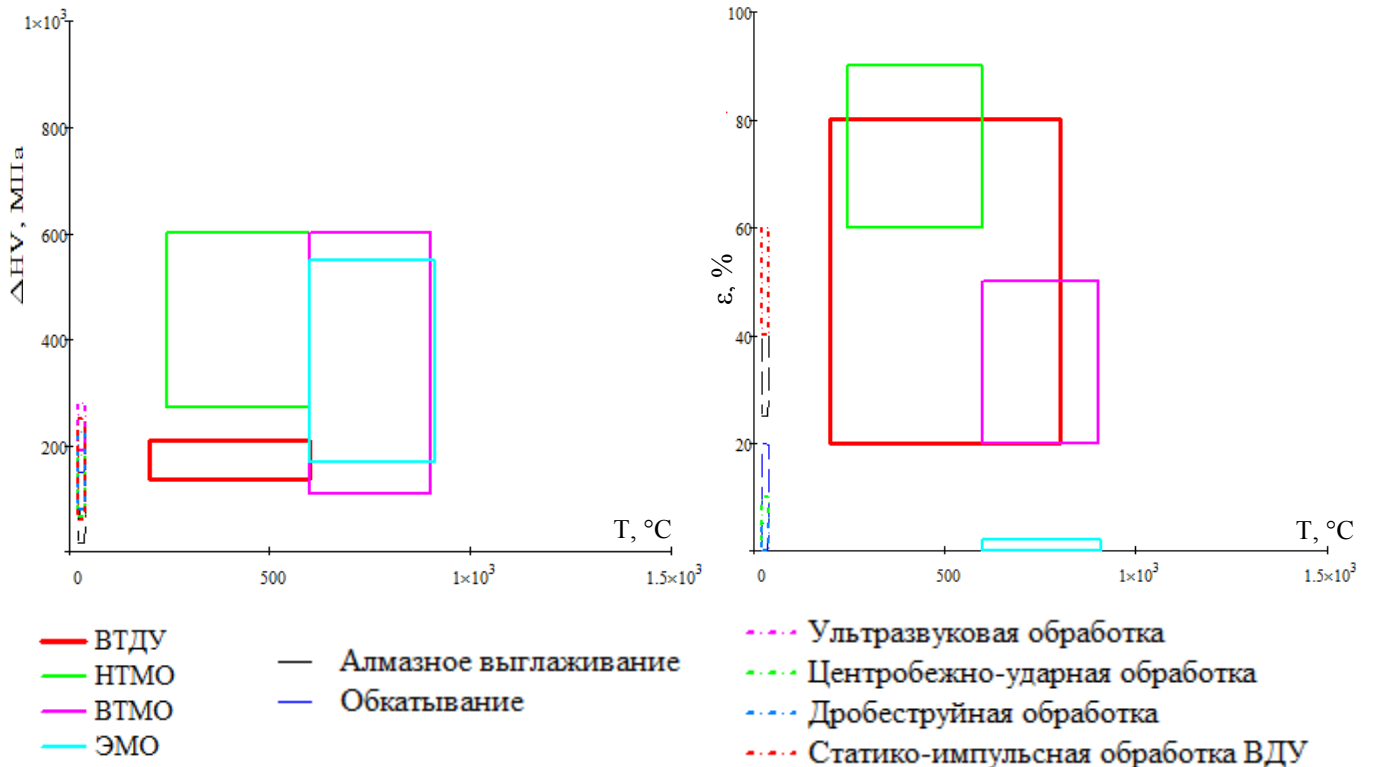
1 Приведенные исследования [6] режимов ВТМО показали эффективность упрочнения сталей при степени деформации 20...95%. В [1] приведено значение степени деформации 15...50% для стали 40. Однако, более поздние исследования, приведенные в [63], ограничили этот диапазон 50%, так как при большей деформации начинается развитие рекристаллизации, снижающей механические свойства. С учетом скорректированных данных в классификации ограничен диапазон степеней деформации применения ВТМО 20..50%.

2 Приведенные исследования о НТМО в [6] различных авторов содержат противоположные данные о температурах и применяемых степенях упрочнения: 1. Чем ниже температура (400 °С) и выше степень деформации 90%, тем лучше пределы выносливости и текучести. 2. При температурах 600 °С и степени деформации 90% значения  $\sigma_B$  и  $\sigma_T$  также высоки. При повышении температуры деформирования, увеличивается рост пластичности.

Современные исследования, приведенные в [63, 7] определили температурный диапазон деформации выше точки  $M_n$  (начало мартенситного превращения  $\approx 240$  °С) (одна из технологических схем НТМО предполагает деформацию аустенита при температурах, превышающих  $M_n$  на 5...10 °С – «прокатка по мартенситу» [7]), но ниже температуры рекристаллизации. Таким образом, для классификации принимается температурный диапазон, включающий все температурные режимы 245...600 °С.

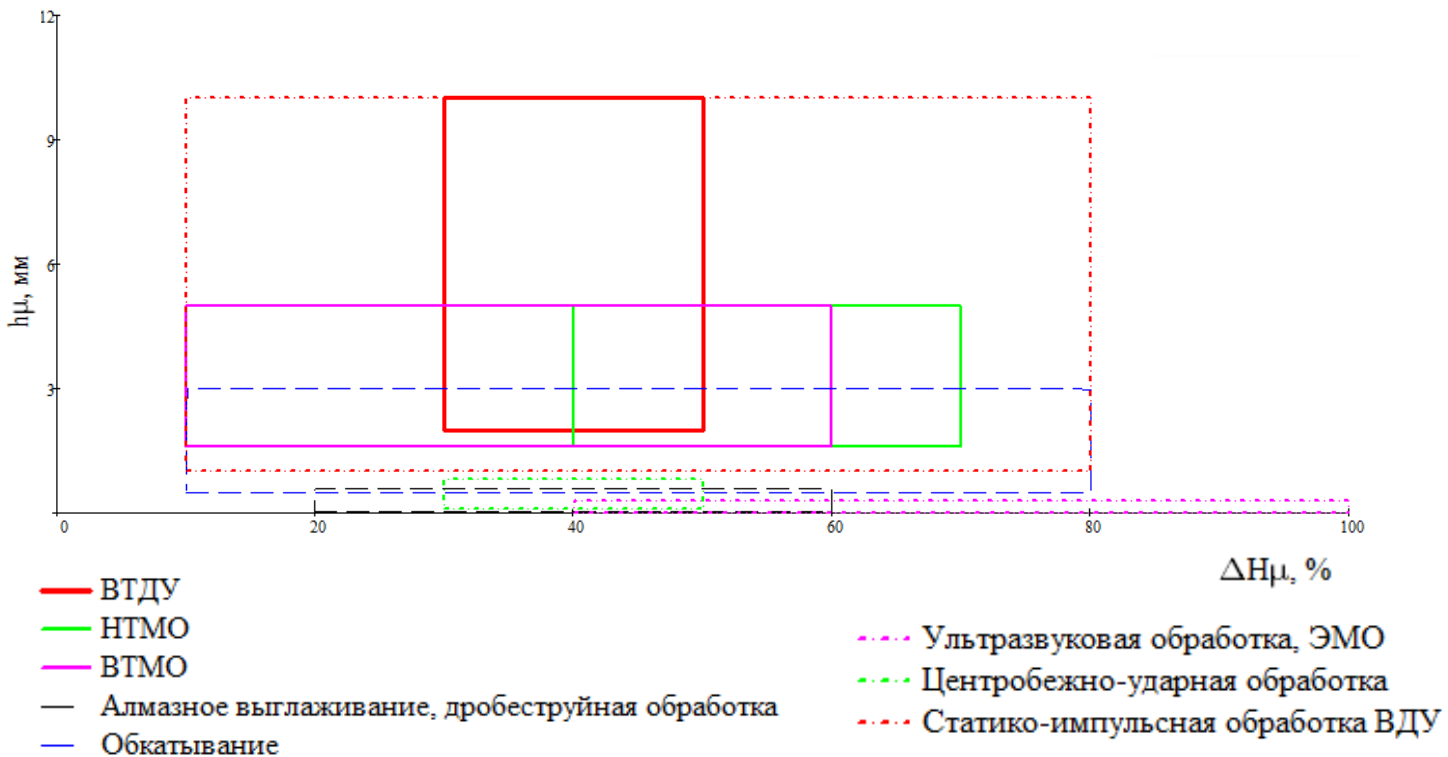
3 Исследования [6] полученных механических свойств сталей после НТМО в зависимости от режимов обработки, проведены при степени деформации 32...94%. Учитывая более низкие (по сравнению с ВТМО) температуры деформирующейся поверхности, и как следствие, показатели пластичности, для обеспечения требуемых механических свойств необходимо приложить больших усилий обжатия. Результатом исследований стало ограничение  $\epsilon$  до 70...90%. Данные, приведенные в [51] составляют 60...90%. В [58] приведена зависимость по снижению степени и температуры деформации приводят к повышению прочностных свойств, наилучшее упрочнение – при степени деформации 70-80%. Последующие исследования [63] скорректировали этот диапазон до 75...95%. Принято усредненное значение степени деформации 60...90%.





а) Зависимость прироста твердости от температуры упрочнения

б) Зависимость степени деформации от температуры упрочнения



в) Технологические возможности обеспечения степени упрочнения и глубины упрочнения

Рисунок 3.3 – Классификация наиболее применяемых методов упрочнения деталей машин

микроструктуру поверхностного слоя с глубиной до 2 мм, равномерно или гетерогенно распределенную по всей поверхности детали. В результате повышается твердость поверхностного слоя, и эксплуатационные характеристики детали: износостойкость, усталостная прочность.

Таким образом, способ комбинирования термического и деформационного методов обработки деталей достаточно эффективен, что позволяет применять его на деталях, носящих менее объемный характер. Рассматриваемый в работе процесс ВТДУ наплавляемых деталей имеет деформационный характер обработки с постоянно присутствующим в процессе синтеза термическим влиянием, что позволяет считать характер метода схожим с приведенными методами. Результат сравнительного анализа упрочняющих технологий показан в таблице 3.2.

Итогом проведенного сравнительного анализа родственных технологических процессов, основанных на комбинировании термической и деформационной обработки стала классификация, характеризующая указанные процессы по результативности обработки, а также основным физико-технологическим параметрам, рисунок 3.3 [6, 29, 42, 44, 51, 63, 64, 66]. Представлены данные для наиболее часто применяемых методов ППД для сравнения с исследуемым процессом ВТДУ.

Приведенный анализ свидетельствует об уникальности и высокой эффективности применения ВТДУ, существенно отличающегося по своим технологическим возможностям от всех родственных видов обработки: ППД, НТМО, ВТМО, ЭМО.

### **3.3. Модель ВТДУ типа «черный ящик» и наиболее значимые технологические факторы**

Целью данной работы является выявление наиболее благоприятных входных независимых технологических факторов и выходных параметров процесса, включающего 3DMP-синтез, упрочнение волной деформации и механическую обработку. При разработке технологических рекомендаций целесообразно использование математических моделей, полученных в результате анализа

влияющих на процессы наплавки и упрочнения факторов.

Для выявления искомых показателей используется модель «черного ящика», рисунок 3.4. То есть рассматриваемая система изучается не как совокупность взаимосвязанных элементов, а как нечто целое, взаимодействующее со средой со своими входными и выходными параметрами [40].

Учитывая модульный принцип компоновки применяемой в работе установки АСУТ, анализ воздействующих на объект параметров позволяет объединить их в «модульные» группы, рисунок 3.4. Все принятые во внимание технологические факторы сгруппированы по видам обработки: группа 1 – аддитивная; группа 2 – упрочняющая; группа 3 – субтрактивная.

Субтрактивная обработка и влияние ее факторов не рассматриваются в данной работе, но, так как изготовление деталей АСУТ подразумевает применение механической обработки для улучшения геометрической точности синтезированной детали, она показана на схеме факторов, влияющих на процессы АСУТ.

На результаты обработки детали значительное влияние оказывают свойства обрабатываемого материала, сведенные в группу 4: свойства наплавляемого материала, материала-подложки, и наплавленного материала. Влияние внешних природных факторов считается незначительным и в модели не учитывается.

Выделены функционально независимые друг от друга факторы, наиболее значимые в каждой группе. «Модульные» группы 1-3 включают технологические и конструкторско-технологические параметры обработки детали. Конструкция всех обрабатываемых модулей постоянна, и не зависит от вида и конфигурации обрабатываемой детали, поэтому в работе их влияние не учитывается.

К технологическим параметрам модуля наплавки отнесены изменяемые параметры, не требующие изменения конструкции модуля. Выращивание детали осуществляется методом 3DMP (WAAM), в качестве исходного наплавляемого материала применяется фидсток постоянной формы – проволока или лента. В исследованиях применяется фидсток только в виде проволоки. Таким образом, *геометрические параметры фидстока* являются одним из основных технологических факторов наплавки.

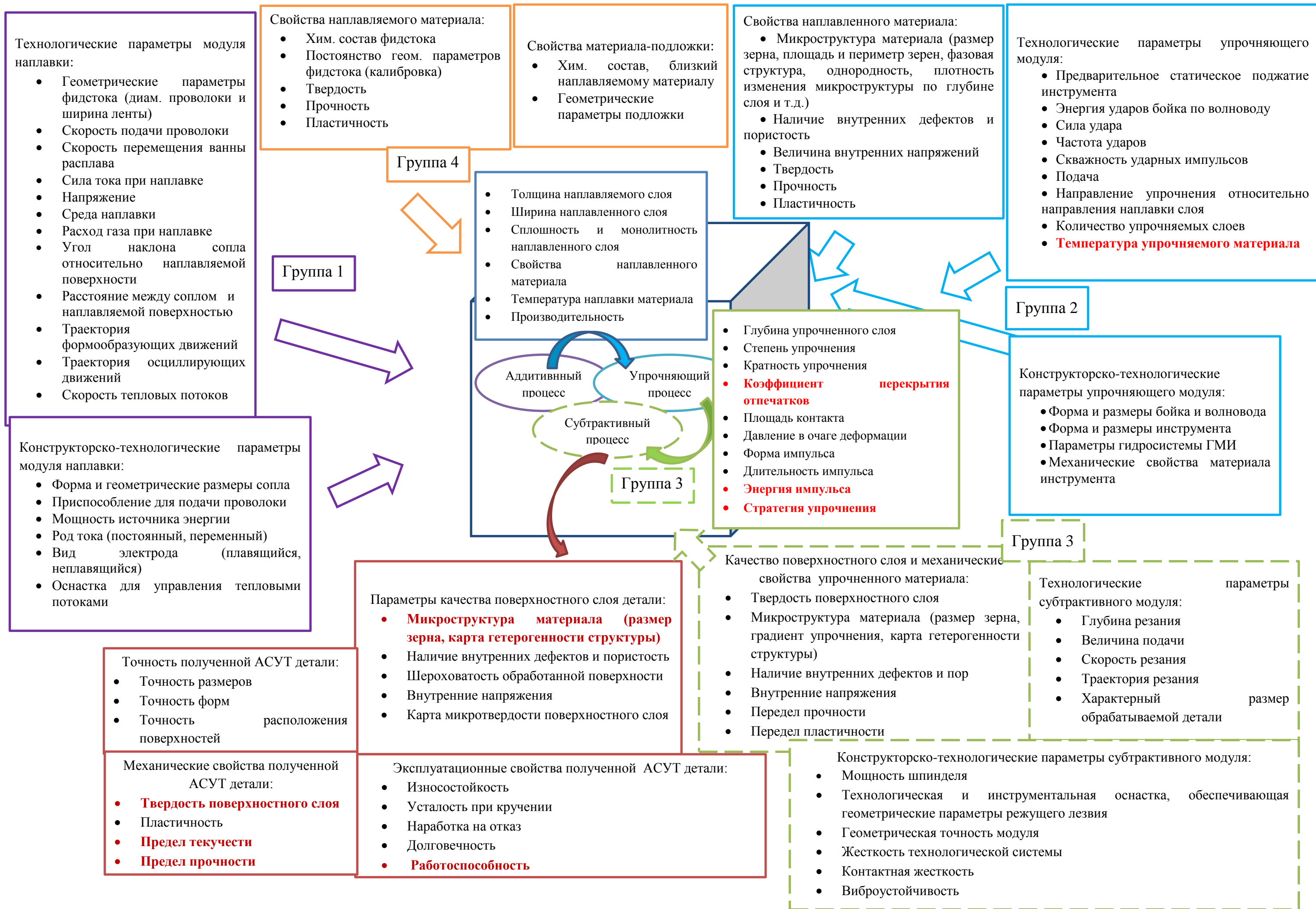


Рисунок 3.4 – Факторы процесса синтеза деталей на установке АСУТ, модель «черный ящик»

Сплошность и монолитность наплавляемых слоев имеет прямую зависимость от *формообразующих и осциллирующих движений фидстока* при послойном выращивании детали, *расстояния от сопла до наплавляемой поверхности, угла наклона сопла*, а также величины подачи и силы тока и температурных режимов наплавки и упрочнения. *Скорость тепловых потоков* зависит от химического состава наплавляемого материала и организации охлаждения или нагрева наплавляемой поверхности.

*Скорость подачи проволоки* зависит от конструкции приспособления для подачи проволоки и от калибровки фидстока. Для оптимального процесса наплавки необходима постоянная скорость, подбираемая в зависимости от наплавляемого материала, траектории осцилляции и конфигурации «выращиваемой» детали, поэтому ее можно не учитывать. При недостаточном значении *подачи* наплавляемый слой ложится слишком плотно, формируя ширину наплавленного слоя более 30 мкм (при диаметре фидстока 1...1,5 мм), что нарушает монолитность слоя и линию охлаждения, негативно сказываясь на геометрической точности детали. При избыточном значении подачи ширина слоя небольшая, присутствуют незаполненные металлом пространства (пустоты, поры), которые могут стать причиной появления трещин, что негативно скажется на равномерном распределении материала. То есть, скорость подачи проволоки один из значимых параметров при наплавке.

*Скорость наплавки (или скорость перемещения сварочной ванны)* есть величина наплавленного материала в единицу времени, взаимосвязанная с множеством факторов, что позволяет не учитывать этот параметр. *Сила тока при наплавке* выбирается в зависимости от материала и сечения фидстока. При значительной величине силы тока происходит перегрев в зоне наплавки, что снижает качество наплавленного слоя и ведет к разбрызгиванию наплавляемого материала, увеличивая расход материала и снижая производительность. При недостаточной силе тока дуга нестабильна, наплавляемый материал имеет высокую вязкость, обеспечивая «непровар» наплавляемого слоя. Сила тока и напряжение являются одними из ключевых параметров процесса наплавки.

К конструкторско-технологическим параметрам модуля наплавки относят параметры, заменяемые без существенных изменений конструкции модуля. *Форма и геометрические размеры сопла* подбираются в зависимости от геометрических параметров используемого фидстока и геометрии выращиваемой детали; *приспособление для подачи фидстока* – в зависимости от геометрии фидстока.

Источник питания играет одну из важнейших ролей в процессе наплавки. *Род тока*, диапазон силы тока, напряжение и *мощность источника* зависят от типа и модели применяемого источника. В установке АСУТ используется сварочный инвертор, работающий на постоянном токе с применением защитного газа (аргон, азот, углекислота). Газ выбирается в зависимости от наплавляемого материала. Защитная среда, расход газа важны, но эти параметры не основные технологические факторы наплавки.

Наплавка может осуществляться *электродами* разных видов – плавящимся или неплавящимся. При наплавке плавящимся электродом наплавленный слой образуется вследствие расплавления электрода и кромок основного металла. При наплавке неплавящимся электродом шов заполняется металлом свариваемых частей в среде защитных газов.

Кроме внешних факторов наплавки на схеме показаны внутренние факторы процесса: *толщина и ширина наплавленного слоя, сплошность и монолитность, свойства наплавленного материала, температура наплавки материала и производительность процесса.*

Многие выходные технологические факторы упрочняющего модуля функционально зависят друг от друга. Форма и длительность импульса напрямую зависит от формы и размеров элементов ударной системы – бойка, волновода и инструмента, эти же параметры и энергия удара определяют длительность, амплитуду и энергию импульса. Скважность ударных импульсов зависит от частоты ударов и их длительности. От энергии удара, формы и размеров бойка, волновода и кривизны деформирующей поверхности смонтированного на нем инструмента, а также упругопластических свойств обрабатываемого материала зависит площадь контакта, являющаяся одним из наиболее важных внутренних параметров процесса

ВДУ. Степень упрочнения и глубина упрочненного слоя зависят от формы и размеров бойка и волновода, свойств материала при температуре упрочнения, энергии удара и выбранной стратегии упрочнения.

Анализ вышеперечисленных параметров и их взаимного влияния, позволяет существенно сократить количество независимых параметров, характеризующих процесс упрочнения. *Предварительное статическое поджатие* необходимо для обеспечения контакта инструмента с заготовкой после удара, целесообразно его величину, т.е. величину статической составляющей силы деформирования, принять постоянной.

Экспериментально установлено, что более высокое качество поверхностного слоя, равномерность упрочнения наплавленного слоя и геометрическая точность достигается при *движении инструмента* (стержневого ролика) в направлении наплавки (как в прямом, так и в противоположном), что позволяет исключить из перечня рассматриваемых технологических факторов направление упрочнения.

Эффективность упрочнения ППД во многом определяется параметрами элементов ударной системы генератора импульсов. Однако, в рассматриваемой конструкции генератора импульсов установлены боек и волновод рациональных размеров, варьировать которые технически затруднительно. Следовательно, зависящие от параметров ударной системы технологические факторы целесообразно учесть интегрально, через внутренние параметры процесса ВДУ, а параметры элементов ударной системы исключить из группы рассматриваемых технологических факторов.

Наиболее показательным интегральным внутренним параметром процесса ВДУ является коэффициент перекрытия единичных пластических отпечатков инструмента на обрабатываемой поверхности -  $K$ . Частота ударов, величина подачи при упрочнении и площадь контакта определяют коэффициент перекрытия пластических отпечатков, от которого в значительной степени зависят обеспечиваемые в результате ВТДУ параметры качества поверхностного слоя.

Результат упрочнения существенно зависит от выбранной *стратегии упрочнения* (комплексный технологический параметр, предполагающий выбор периодичности упрочнения (послойное, периодическое) и очередности выполнения

операций наплавки и упрочнения (последовательная, параллельная)). Так как свойства упрочняемого материала сильно зависят от температуры упрочнения, *температура* является одним из значимых технологических параметров, независимо от принятой стратегии упрочнения.

Свойства исходного материала, относящиеся к группе 4, для каждого процесса имеют существенное влияние на конечный результат. Исходным материалом для наплавки является фидсток, одним из главных критериев которого является *химический состав* – подбирающийся в зависимости от требуемых механических и эксплуатационных свойств готовой детали.

Свойства наплавленного материала являются одновременно выходными показателями для процесса наплавки и входными для процесса упрочнения. В обоих случаях одним из главных факторов является *микроструктура наплавленного слоя*: размер структурных составляющих, их площадь и периметр, ориентированность, фазовая структура, соотношение фазовых элементов, однородность, плотность упаковки/распределения, изменение микроструктуры по глубине слоя и т.д. Наличие внутренних дефектов и пористости, является характерными дефектами для деталей, полученных аддитивным способом. Для обеспечения эффективности упрочнения синтезируемых деталей, наплаваемый слой должен сочетать наиболее благоприятные показатели *твердости, прочности и пластичности*. Недостаточное значение *твердости*, а значит высокая *пластичность* наплавленного материала благоприятно для внедрения инструмента в упрочняемый слой, что может привести к избыточному выдавливанию объема материала. Высокие показатели *твердости и прочности* наплавленного материала препятствуют созданию глубокого наклепанного слоя с требуемой степенью упрочнения по глубине.

Входными параметрами для субтрактивной обработки являются выходные параметры упрочняющего модуля: качество поверхностного слоя и механические свойства упрочненного материала. Механические свойства упрочненного материала должны соответствовать предъявляемым к готовой детали требованиям в зависимости от предполагаемых условий эксплуатации изделия. Обеспечение *твердости, предела прочности, предела текучести и ударной вязкости* происходит благодаря изменению



*микроструктуры*: размера зерен и микроструктурной однородности материала.

К технологическим параметрам субтрактивного модуля относятся главные параметры резания, обеспечивающие требуемую точность и качество обработанной поверхности: *глубина резания, величина подачи, скорость резания, траектория резания и характерный размер обрабатываемой детали*.

В группу конструкторско-технологических параметров отнесены: *мощность шпинделя, технологическая и инструментальная оснастка, обеспечивающая геометрические параметры режущего лезвия, геометрическая точность модуля, жесткость технологической системы, виброустойчивость и контактная жесткость*.

К выходным параметрам метода АСУТ отнесены: параметры качества поверхностного слоя детали, точности, механические и эксплуатационные свойства. Значимыми являются благоприятные параметры *микроструктуры*, обеспечивающие требуемые механические (*твердость поверхностного слоя, гетерогенность упрочнения, пластичность, предел выносливости и предел прочности*) и эксплуатационные свойства (*износостойкость, усталость наработка на отказ, долговечность и работоспособность*). Наличие (отсутствие) *внутренних дефектов и пор* – также основные критерии оценки рабочих деталей, полученных аддитивным синтезом.

Исходя из выполненного критического анализа технологических факторов комплексного технологического процесса, выявлены наиболее значимые технологические факторы:

- $V_{\text{св.в.}}$  – скорость перемещения сварочной ванны, м/мин;
- $I_{\text{напл}}$  – сила тока наплавки, А;
- $K$  – коэффициент перекрытия отпечатков;
- $t_{\text{упр}}$  – температура упрочнения, °С;
- $E$  – энергия удара, Дж;
- стратегия упрочнения.

и наиболее важные выходные параметры:

- микроструктура поверхностного слоя;
- твердость (микротвердость);

- предел прочности и предел текучести;
- работоспособность.

### **Выводы к 3 главе**

1. Разработана феноменологическая модель и модель типа «черный ящик» технологического процесса, включающего 3DMP-синтез, упрочнение волной деформации и механическую обработку резанием.

2. Выявлена уникальность разработанного технологического процесса ВТДУ в результате выполненного сравнительного анализа диапазона технологических возможностей упрочняющих технологий, основанных на сочетании термического и деформационного воздействия на материал детали, а также технологических особенностей реализации.

3. Выявлены наиболее значимые факторы комбинированного аддитивно-субтрактивно-упрочняющего технологического процесса, оказывающие определяющее влияние на параметры качества поверхностного слоя детали: удельная энергия удара при волновом деформирующем воздействии, коэффициент перекрытия пластических отпечатков, толщина наплавляемого слоя, температура упрочняемого металла.

4. Предложены варианты технологической стратегии реализации ВТДУ при синтезе детали из проволоки 3DMP-методом: послойная – с послойным ВТДУ, и периодическая – с периодическим ВТДУ; параллельная – с одновременно-согласованной работой проволочного фидстока и деформирующего инструмента (индентора) в одном технологическом переходе, и последовательная – с независимой работой проволочного фидстока и деформирующего инструмента в различных технологических переходах.

5. Показана необходимость построения динамической модели формирования температурных полей при синтезе детали из проволоки 3DMP-методом, выполнения расчетов и выявления закономерностей нагрева и охлаждения отдельных синтезируемых слоев и детали в целом.

#### 4. Разработка динамической модели температурных полей (ДМТП), формирующихся при синтезе детали из проволоки. Разработка технологической стратегии реализации ВТДУ

##### 4.1. Подготовка исходных данных для создания методом конечных элементов (МКЭ) динамической модели температурных полей

При наплавке некоторого объема расплавленного материала на подложку или уже охлажденный слой выделяемое этим объемом тепло не полностью переходит в синтезируемое изделие. Согласно теории сварочных процессов [25, 73] поглощение выделяемого тепла основным материалом составляет около 40...60%, рассеивание в окружающей среде через излучение и конвекцию паров и газов составляет около 20%, остальное – потери на разбрызгивание материала, рисунок 4.1.

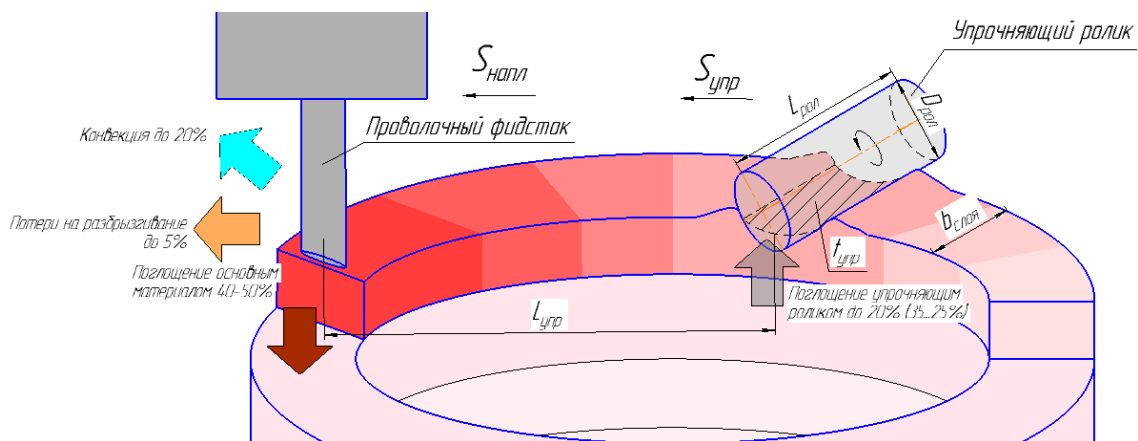


Рисунок 4.1 – Схема поглощения тепла

Часть тепла при упрочнении неостывшей поверхности поглощается деформирующим инструментом (ролик) и в дальнейшем отводится через корпус генератора механических импульсов и исполнительные органы оборудования. При параллельной стратегии упрочнения отвод тепла в инструмент имеет постоянный характер. При последовательной стратегии за вспомогательное время, затрачиваемое на холостые ходы исполнительных органов станка и смену инструмента, а также за основное время наплавки нового слоя, ролик частично охлаждается. Учитывая небольшие геометрические размеры ролика и зная средние значения теплоемкости материала, из которого он изготавливается (сталь ШХ15),

можно предположить, что доля тепла, отводящегося через инструмент, может составлять до 20%.

В зависимости от принятой стратегии упрочнения (параллельная или последовательная) интенсивность прогрева ролика будет разной. При синтезе длинномерных деталей ролик постоянно контактирует с нагретой поверхностью, обеспечивая значительную скорость теплообмена. При синтезе мелко- и среднеразмерных деталей, в связи с постоянным отводом ролика от наплавленной поверхности, в течение каждого рабочего хода холодный ролик будет нагреваться в результате контакта с горячим материалом, т.о. формируется циклическая схема его охлаждения. Вращательное и поступательное движения ролика способствуют равномерному распределению тепла по его поверхности. Допустимо считать, что на протяжении большей части рабочего хода инструмент равномерно нагрет.

Как следует из рисунка 4.1 на теплообмен оказывают влияние многие факторы, что затрудняет учет их влияния при разработке математической модели вида (4.1).

$$Q_{\text{св.в.}} - Q_{\text{конв.}} - Q_{\text{ниж.сл.}} - Q_{\text{нал.сл.}} = Q_{\text{крист.}} \quad (4.1)$$

где:  $Q_{\text{св.в.}}$  – количество тепла, содержащегося в сварочной ванне;

$Q_{\text{конв.}}$  – количество тепла, отведенного конвекцией;

$Q_{\text{ниж.сл.}}$  – количество отведенного тепла в объем нижележащих слоев;

$Q_{\text{нал.сл.}}$  – количество отведенного тепла в текущем наплавленном слое после смещения фидстока или детали;

$Q_{\text{крист.}}$  – количество тепла, оставшегося в нанесенной сварочной ванне определенного объема при начале кристаллизации.

Параметр  $Q_{\text{ниж.сл.}}$  включает тепловую энергию, затраченную на расплавление небольшого объема металла под сварочной ванной  $Q_{\text{расп.}}$  и энергию, поглощенную нижерасположенным объемом металла  $Q_{\text{погл.}}$

Задача исследования процесса послойного синтеза детали 3DMP-методом относится к нестандартным, вследствие сложности которых целесообразно использовать универсальные решатели. Подобные задачи многократно решались как зарубежными, так и отечественными исследователями [22, 82, 83], в большинстве

случаев получались достоверные результаты, подтвержденные экспериментально. Как показано в работе [82], наиболее эффективный метод оценки и прогнозирования распределения тепловых потоков – метод конечных элементов (МКЭ).

Для разработки МКЭ динамической модели формирования температурных полей при синтезе детали из проволоки 3DMP-методом, исследования закономерностей нагрева и охлаждения отдельных синтезируемых слоев и детали в целом, выбрано программное обеспечение ANSYS/LS-DYNA, которое позволяет исследовать нелинейные быстропротекающие динамические процессы, происходящие в неупругих средах. Последние 30 лет ANSYS - один из лидеров универсальных программных продуктов, предназначенных для решения таких задач.

Для создания динамической модели температурных полей (ДМТП), необходимо проведение как ориентировочных расчетов параметров наплавки, так и предварительного эксперимента по уточнению свойств материала, меняющихся в зависимости от температуры и упрочнения.

Посредством ДМТП необходимо определить глубину слоя материала, прогревающегося до температуры рекристаллизации, и время выдержки элементарных объемов синтезированного металла при этой температуре, а также характер распределения температурных полей при синтезе детали. Данные параметры являются основными исходными данными для последующего определения рациональных значений температуры упрочнения  $t_{упр}$ , допустимого интервала времени между воздействиями проволочного фидстока и деформирующего инструмента на элементарный участок обрабатываемой поверхности.

## 1. Выбор объекта моделирования

Для авиакосмической отрасли характерными деталями, которые требуется выращивать, являются такие детали как шаробаллон, силовые оболочки, камера сгорания ЖРД и т.д., изготавливаемые из легированных и высоколегированных Cr-Ni и Cr-Ni-Mo сталей и сплавов. Как правило, камера сгорания ЖРД имеет сложную форму с криволинейной образующей, на которой, однако, могут быть достаточно

протяженные цилиндрические участки. В качестве объекта моделирования выбрана деталь типа «оболочка», рисунок 3.2, цилиндрической формы, модель разрабатывается с возможностью дальнейшего масштабирования и изменения профиля поперечного сечения.

## 2. Определение размеров элементарной сварочной ванны за единицу времени

Для создания адекватной ДМТП при задании граничных условий и выявления входных параметров моделирования (размер и количество элементарных ячеек, геометрические размеры «оболочки» и подложки, режимы наплавки, длительность пребывания элементарной ячейки в жидком состоянии и т.д.), реализован предварительный эксперимент.

В процессе выращивания не использовались методы специальной организации направленного теплоотвода, приспособления для охлаждения детали и подложки отсутствовали.

На подложку из стали 20 проводилась наплавка 3DMP-методом 9 слоев нержавеющей аустенитной стали марки 12X18H10T, после охлаждения слоев до температуры 46 °С, выполнялся синтез еще 9 слоев. Определены наиболее значимые параметры наплавки, таблица 4.1.

Для построения корректной ДМТП необходимо задать оптимальное число элементарных ячеек, от количества которых зависит скорость и результат моделирования. В качестве единичного объема ячейки принимается элементарный объем материала, нанесенный на поверхность за одну секунду. Зная, что вся окружность составляет 360° а время наплавки равно 80 с, определяем величину сектора, создаваемого за секунду:

$$\frac{360}{80} = \frac{4^{\circ}30'}{с} = 4,5 \text{ } ^{\circ}/с$$

С помощью простейшего геометрического построения определяем размеры сектора: ширина – 8,45 мм (соответствует ширине стенки), длина по внешнему и внутреннему диаметрам соответственно – 4,42 и 3,76 мм, высота – 2,34 (идентична высоте слоя), рисунок 4.2. Объем слоя – 6475,87 мм<sup>3</sup>, объем 1 ячейки ≈ 81 мм<sup>3</sup>.

Таблица 4.1 – Результаты предварительного эксперимента по синтезированию оболочки

Размеры синтезированной оболочки	Внешний диаметр – 112,7 мм Внутренний диаметр – 95,8 мм Высота – 68 мм
Количество слоев	18
Высота слоя	2,34 мм
Длительность выращивания 1 слоя	80 секунд
Технологические режимы наплавки	Сила тока – 110 А, напряжение – 21 В Скорость перемещения сварочной ванны – 105 мм/мин = 1,75 мм/с
Размеры подложки	Диаметр – 149 мм Высота – 31,5 мм

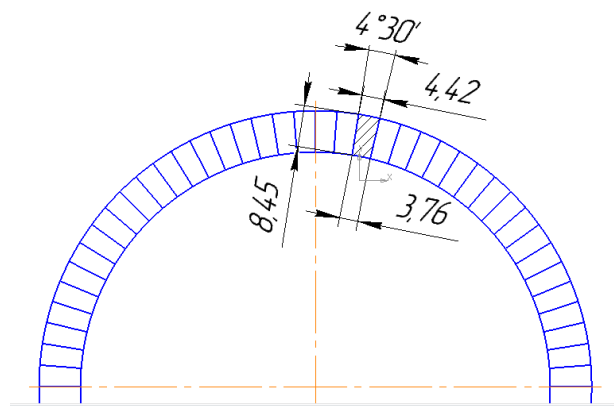


Рисунок 4.2 – Определение размеров элементарной ячейки

3. Определение количества тепловой энергии, содержащейся в элементарном объеме металла (ванне расплава)

Для ориентировочного расчета принято, что количество тепловой энергии, содержащейся в элементарном объеме металла (капле) и вносимого этой каплей в объем ранее наплавленного металла и/или подложки за единицу времени, есть эффективная тепловая мощность дуги  $q_u$  [3, 52]:

$$q_u = 0,24IU\eta_{и}, \text{ кал} \quad (4.2)$$

где:  $I$  – сила тока, А;

$U$  – напряжение, В;

$\eta_{и}$  – КПД нагрева электрода дугой. При сварке плавящимся электродом  $\eta_{и} = 0,75 \dots 0,85$  [52]. Принято  $\eta_{и} = 0,85$ .

$$q_{и} = 0,24 \cdot 110 \cdot 21 \cdot 0,85 = 471,24 \text{ кал} = 1972,98 \text{ Дж} \approx 1973 \text{ Дж}$$

#### 4. Определение времени пребывания ванны расплава в жидком состоянии

Время пребывания в жидком состоянии каждого элемента, находящегося на оси наплавленного шва согласно [3] определяется:

$$t_{ж} = \frac{0,24IU\eta_{и}}{2\pi\lambda\vartheta_{пер.св.в.}T_{пл}}, \text{ с} \quad (4.3)$$

где:  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности вещества, кал/(см·с·°С)

$T_{пл}$  – температура плавления металла, для стали принято 1500 °С.

$\vartheta_{пер.св.в.}$  – скорость перемещения сварочной ванны, см/с.

$$t_{ж} = \frac{0,24 \cdot 110 \cdot 21 \cdot 0,85}{2 \cdot 3,14 \cdot 0,1 \cdot 0,175 \cdot 1500} = 1,2201 \text{ с} \approx 1,2 \text{ с}$$

## 4.2. Разработка МКЭ ДМТП, формирующихся при синтезе деталей из проволоки 3DMP-методом

Разработка модели распределения тепла при 3DMP-наплавке детали в комплексе ANSYS R19.2 велась в три этапа, рисунок 4.3. На первом этапе создавались трехмерные модели «оболочки» и подложки с размерами, идентичными определенным в предварительном эксперименте, таблица 4.1, рисунок 4.4 а. Разбиение трехмерной модели оболочки плоскостями в поперечном сечении имитировало послойное строение изделия. Расстояние между ними соответствовало толщине наплаваемых слоев, рисунок 4.4,б. Для имитации постепенной 3DMP-наплавки слоев, каждый слой в продольном направлении разбивался на элементы, рисунок 4.4, в. Таким образом формировался элемент, соответствующий элементарному единичному объему, наплаваемый в течение одной секунды. После



раздробленная на слои и элементы 3D-модель оболочки объединена в единый конечно-элементный блок.

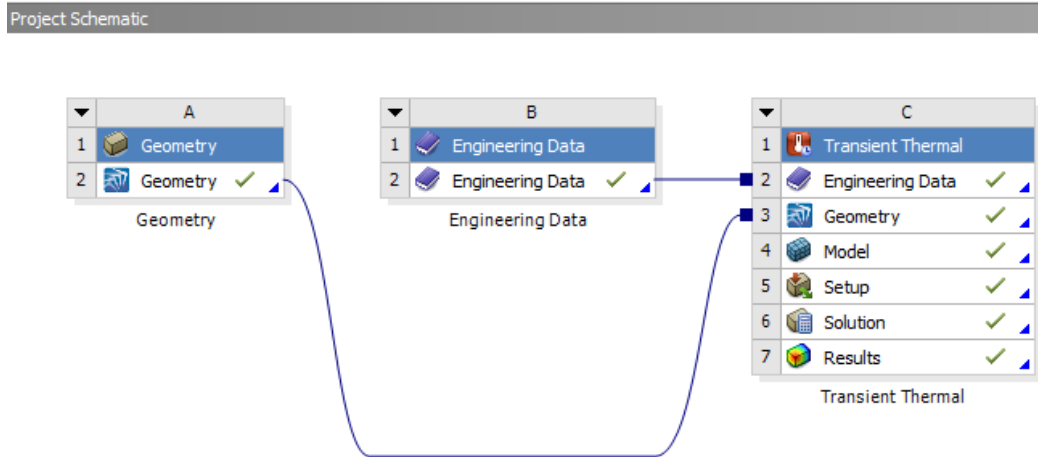


Рисунок 4.3 – Этапы создания конечно-элементной модели

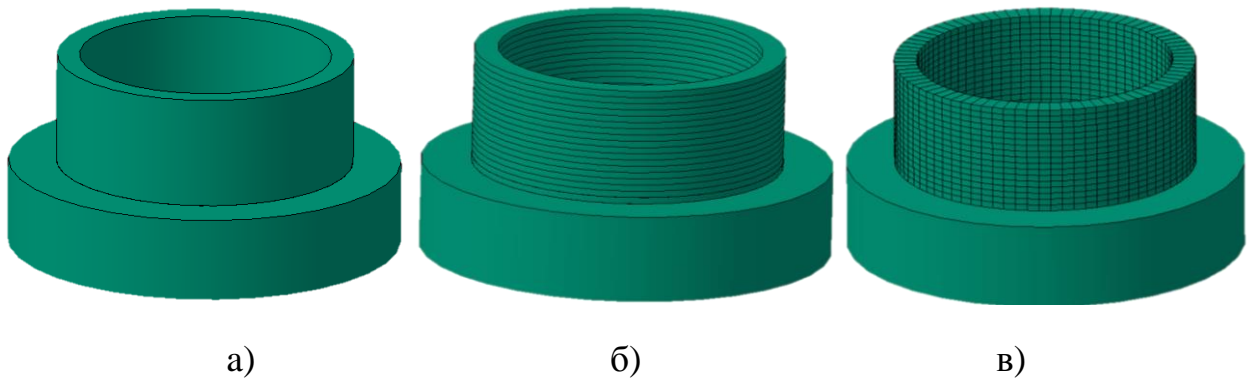


Рисунок 4.4 – Стадии создания геометрии 3D модели детали типа оболочка

На втором этапе создавалась модель используемого материала. Специфика метода 3DMP-наплавки предполагает постоянное изменение процесса термического состояния синтезируемой детали. Следовательно, необходим учет изменения физических и механических (пластичность) свойств применяемого материала. При построении ДМТП основные физические свойства обрабатываемого материала (коэффициент термического расширения, плотность, модуль Юнга (модуль упругости I рода), модуль касательной упругости, коэффициент Пуассона, коэффициент теплопроводности, пределы текучести и прочности, удельная теплоемкость, и др.) заданы с учетом зависимости от температурного диапазона  $y=f(t)$ , где  $t$  – температура обрабатываемой поверхности, °C. Задаваемые параметры принимались согласно справочной литературе [36, 62] и были

получены в результате проведения соответствующих экспериментальных исследований.

На третьем этапе моделировался процесс послойного синтеза оболочки методом 3DMP наплавки. Для всех элементов оболочки назначен материал - «конструкционная сталь», из внутренней библиотеки программного пакета с учетом дополненной модели материала импортированы свойства материала подложки. Для моделирования наплавки 3DMP-методом использованы две функции: «Internal Heat Generation» и «Element Birth and Death».

Функция «Internal Heat Generation» обеспечивает внутренний нагрев выбранного объема материала, в данном случае – применительно к каждой ячейке, что позволяет обеспечить объемное распределение температуры. Функцией обеспечивается размерность Дж/(мм<sup>3</sup>·с):

$$\frac{q_{и}}{V_{яч} \cdot t_{яч}} = \frac{1973}{81 \cdot 1} \approx 24,15 \quad (4.4)$$

Т.о. к элементарному объему ванны расплава (ячейки), нанесенной за одну секунду сообщается 24,15 Дж/(мм<sup>3</sup>·с). Величина теплового потока задаваемого функцией «Internal Heat Generation» определялась согласно [87].

Схожие значения энергии, затраченной на формирование одной капли расплавленного металла, получены в результате практических исследований процессов управляемого переноса электродного металла при дуговой сварке [8], что позволяет сделать вывод о корректности полученных данных.

Функцией «Element Birth and Death» имитировалось поэтапное нанесение металла при перемещении сварочной ванны слой за слоем. Первым шагом расчета считается нагрев в течение одной секунды созданной первой ячейки, имитирующей начало наплавки. На втором шаге в расчете появлялась вторая ячейка и нагревалась аналогично первой. Так, ячейка за ячейкой имитировалось перемещение фидстока, формирующее ванну расплава. К концу расчета, в ходе визуализации процесса, выращиваются все 1440 секторов, из которых состоит оболочка.

### 4.3. Экспериментальная оценка адекватности ДМТП

Предварительная оценка достоверности полученных данных по распределению тепловых потоков и максимальные температуры в области сварочной ванны проводилась по справочным данным по «Теории сварочных процессов» [25, 52]. В литературе отсутствуют конкретные данные по температуре в сварочной зоне при сварке Cr-Ni-Mo стали, поэтому сравнение осуществлялось по приведенным диапазонам. Согласно измерениям Д. Чипмена и Н. Христенсена средняя температура сварочной ванны при ручной сварке плавящимся электродом составляет 1950...2000 °С. Полученные в ММ максимальные температуры на 1...2 слоях, где условия наплавки максимально схожи со сварочными процессами, входят в указанные диапазоны. Учитывая, что исследований температур сварочных ванн при многошовной наплавке не приведено, можно предположить, что полученные данные имеют некоторую погрешность.

Оценка адекватности моделирования и визуализации КЭМ 3DMP наплавки «оболочки» из легированной стали осуществлялась экспериментально в процессе синтеза «оболочки» из 18 слоев на собственном экспериментальном оборудовании, предназначенном для реализации аддитивно-субтрактивно-упрочняющей технологии (АСУТ). Определение характера изменения температур и распределения тепловых потоков в процессе выращивания детали осуществлялось тепловизором.

Синтез оболочки проводился при нормальной температуре окружающей среды при полном соответствии режимов и условий, приведенных в п.4.1. В процессе синтеза оболочки вращался стол, а фидстоку сообщалось движение осцилляции по заданной траектории.

Экспериментально определена траектория движения исполнительного органа «зигзаг», обеспечивающая наибольшую монолитность и равномерность, а также геометрическую точность наплавленного слоя. Нанесение каждого из 9 слоев обоих подходов начинается в точке окончания нанесения нижнего слоя без межслойных пауз для охлаждения предыдущего слоя. Межслойная пауза присутствует между нанесением 9 и 10 слоев. Согласно работам зарубежных исследований [81, 89] такой

метод синтеза позволяет получить высокие механические свойства выращенной детали.

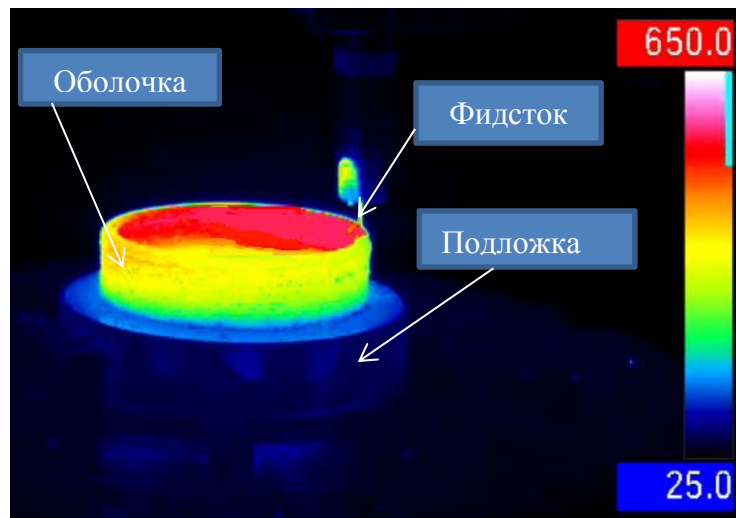
Оболочка выращивалась на подложке, закрепленной 2 прихватами на рабочем столе установки, рисунок 4.5.



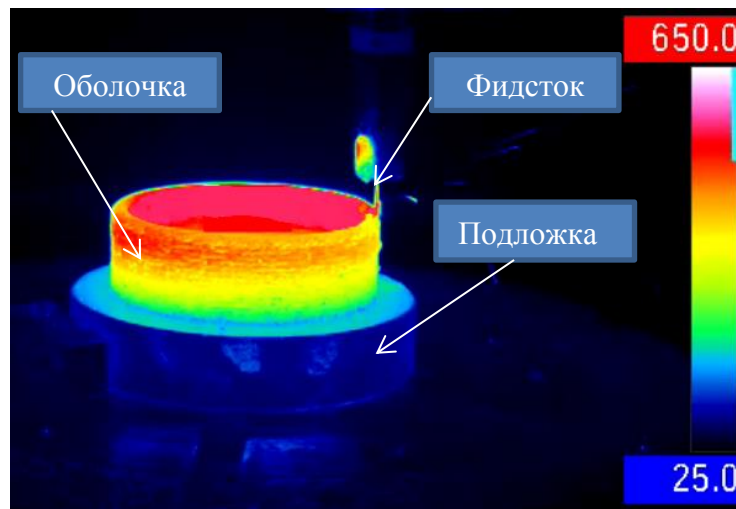
Рисунок 4.5 – Синтезированная на установке АСУТ оболочка

Для наибольшей достоверности эксперимент проводился несколько раз с фиксацией результатов измерений при разных диапазонах тепловизора. Так как диапазон измеряемых температур ( $-40\dots 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) прибора не позволяет проводить замеры в зоне сварочных ванн, наиболее благоприятной зоной оценки выбрана внешняя сторона оболочки в диапазоне  $0\dots -180^{\circ}$  от фидстока. Тепловизор установлен перед оболочкой на расстоянии  $0,6\dots 0,85\text{ м}$  от зоны наплавки.

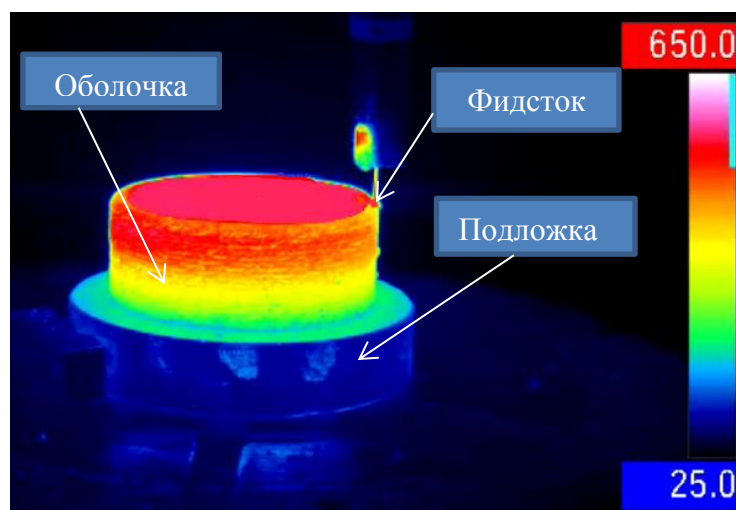
В первой части эксперимента устанавливался диапазон измеряемых температур  $0\dots 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ , шкала  $25\dots 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Установлено, что при наплавке 1...9 слоев температурный баланс наступает при нанесении 5...6 слоев, при нанесении 10...18 слоев температурный баланс более быстрый и соответствует нанесению 11...12 слоев, рисунок 4.6. Это объясняется различной скоростью отвода тепла через синтезированные объемы материала в первом и втором случае: для 1...9 слоев это подложка, для 10..18 – объем нижележащих 9 слоев. Зона максимальных температур после наплавки 18 слоя на внешней стороне оболочки составляет  $550\dots 450\text{ }^{\circ}\text{C}$  на глубине 9...10 слоев, нижележащие 4...5 слоев имеют более низкую температуру  $420\dots 350\text{ }^{\circ}\text{C}$ , глубинные 3...4 слоя вблизи подложки –  $200\dots 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ .



а) 12 слой



б) 15 слой



в) 18 слой

Рисунок 4.6 – Распределение тепловых потоков в диапазоне 0...500 °С при наплавке оболочки

Повторный эксперимент проводился с учетом значительной разницы скоростей охлаждения на первых слоях вблизи подложки и в вышележащих слоях, для этого требовалось использование комбинирование диапазонов  $0...500\text{ }^{\circ}\text{C}$  и  $250...1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Это позволило получить более точные экспериментальные данные, но привело к некоторой потере данных в течение нескольких секунд при перестройке тепловизора на другой диапазон, что не является критичным учитывая время нанесения слоя. Тепловизор установлен перед оболочкой на расстоянии  $0,61\text{ м}$  от зоны наплавки.

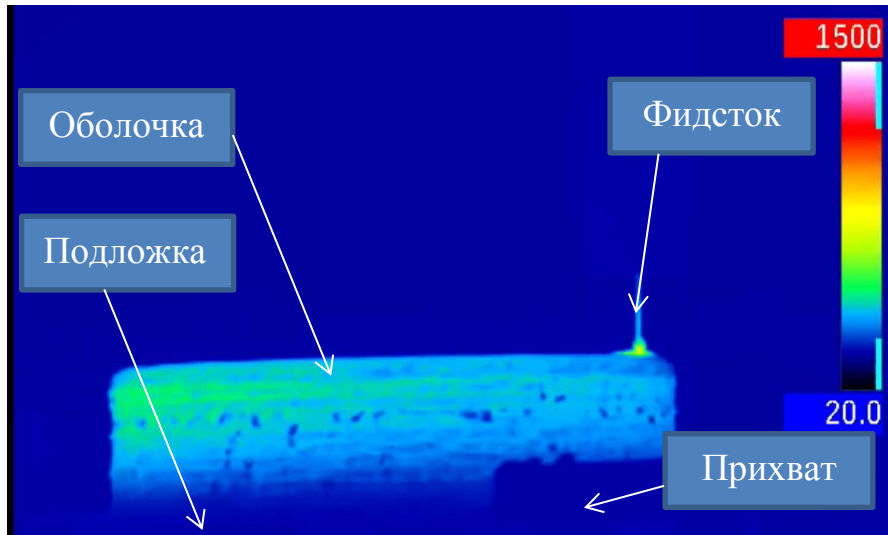
Результаты второй части эксперимента приведены на рисунке 4.7 для 12, 15 и 18 слоев. Полученные данные аналогичны первой части эксперимента.

Оценка адекватности разработанной КЭМ проводилась путем сравнения расчетных и экспериментальных данных по сечению внешней стороны «оболочки», рисунок 4.8.

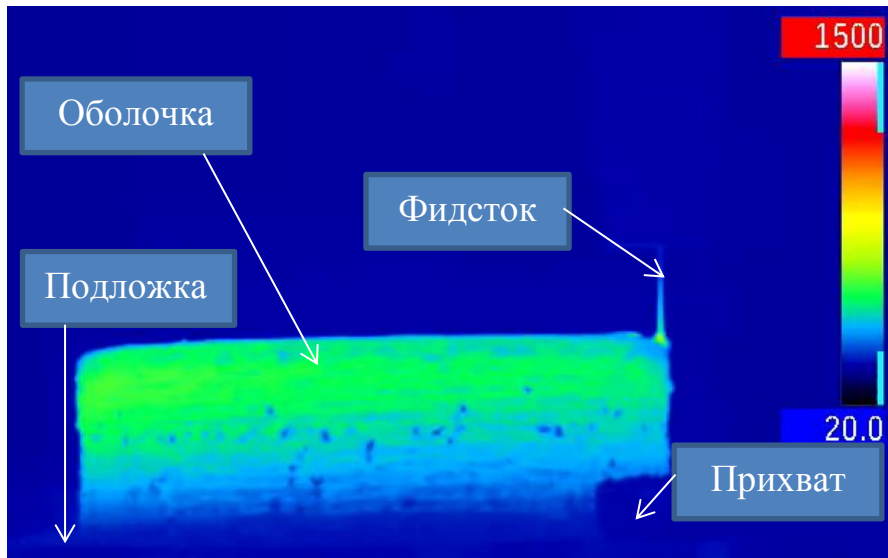
На рисунке 4.9 приведена оценка ДМТП по распределению тепла в верхнем 18 слое после его нанесения. Учитывая расположение тепловизора и начала наплавки слоев, полученные экспериментальные данные оценивают характер распределения тепла только на внешней стороне оболочки на  $180-0^{\circ}$  по часовой стрелке от фидстока, и соответствуют ячейкам 17...57 ДМТП.

Полученные данные входят в установленный диапазон погрешности 10% от полученной ДМТП, что позволяет считать результат КЭМ достоверным и использовать его для моделирования процессов охлаждения деталей и определения оптимальных термических и энергетических режимов.

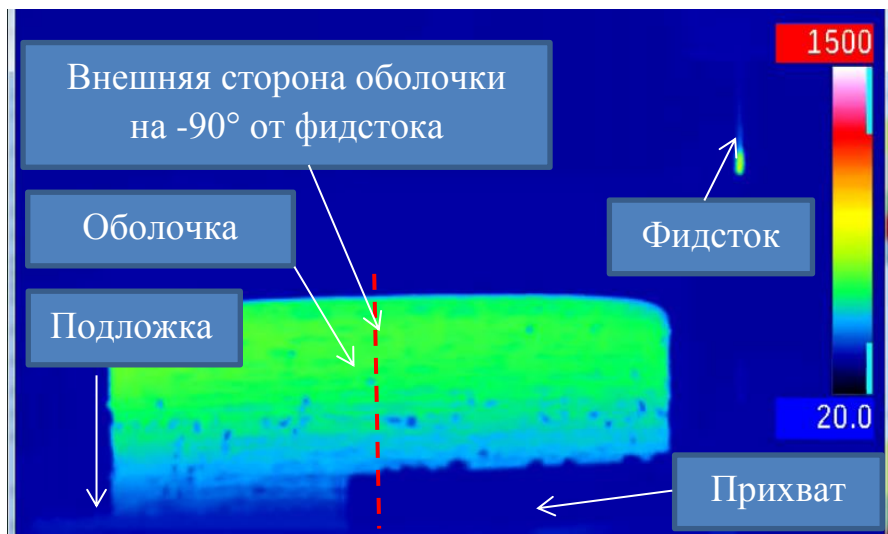
Погрешность тепловизора согласно паспорту составляет  $\pm 1,5\text{ }^{\circ}\text{K}$  или  $\pm 1,5\%$ . При проведении эксперимента в диапазоне  $0...500\text{ }^{\circ}\text{C}$  погрешность измерения имеет максимально возможное значение, так как в зону видимости попадает область со значительно превышающими эти значения температурами (расплавленный металл, зона ванны расплава и примыкающие к ней области с высокими температурами). Второй эксперимент реализован таким образом, чтобы устранить область высоких температур из зоны видимости тепловизора.



а) 12 слой



б) 15 слой



в) 18 слой

Рисунок 4.7 – Распределение тепловых потоков при наплавке оболочки

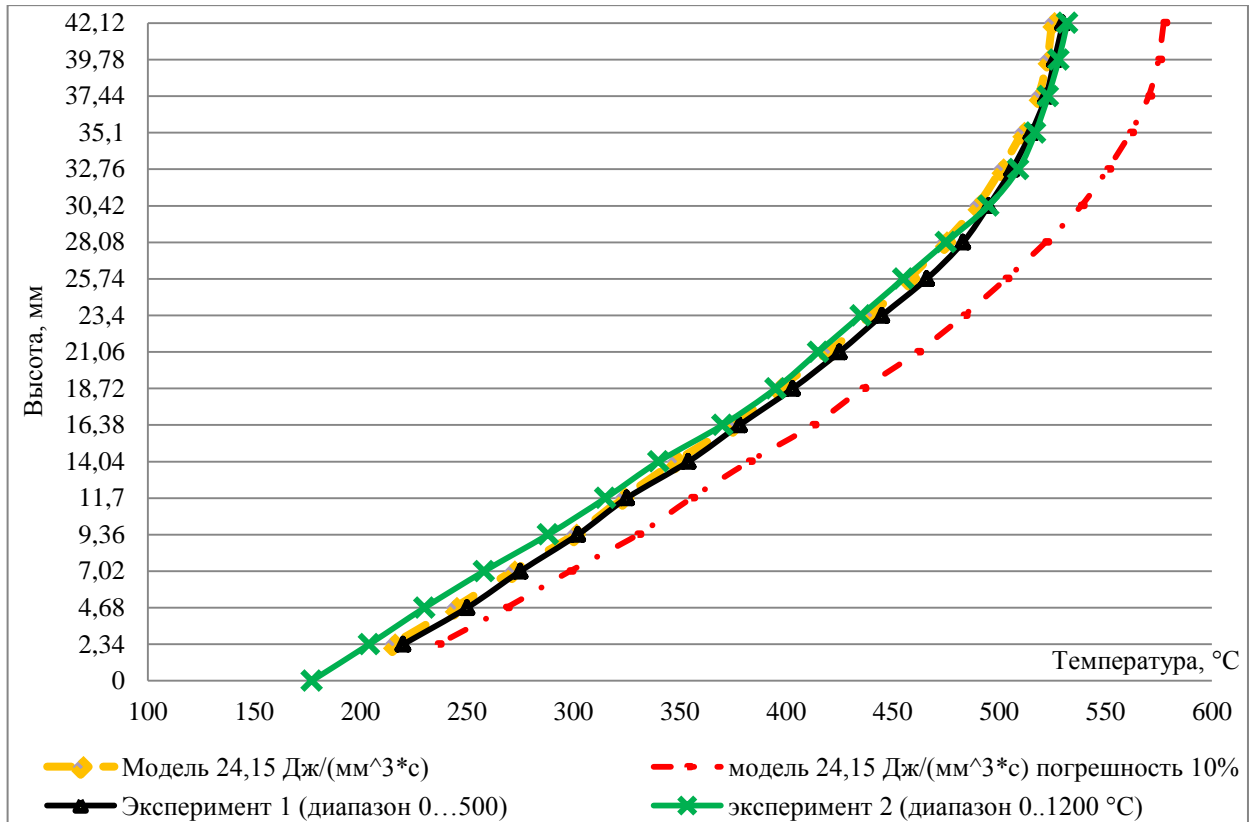


Рисунок 4.8 – Оценка адекватности ДМТП по сечению внешней стороны оболочки после синтеза 18 слоев

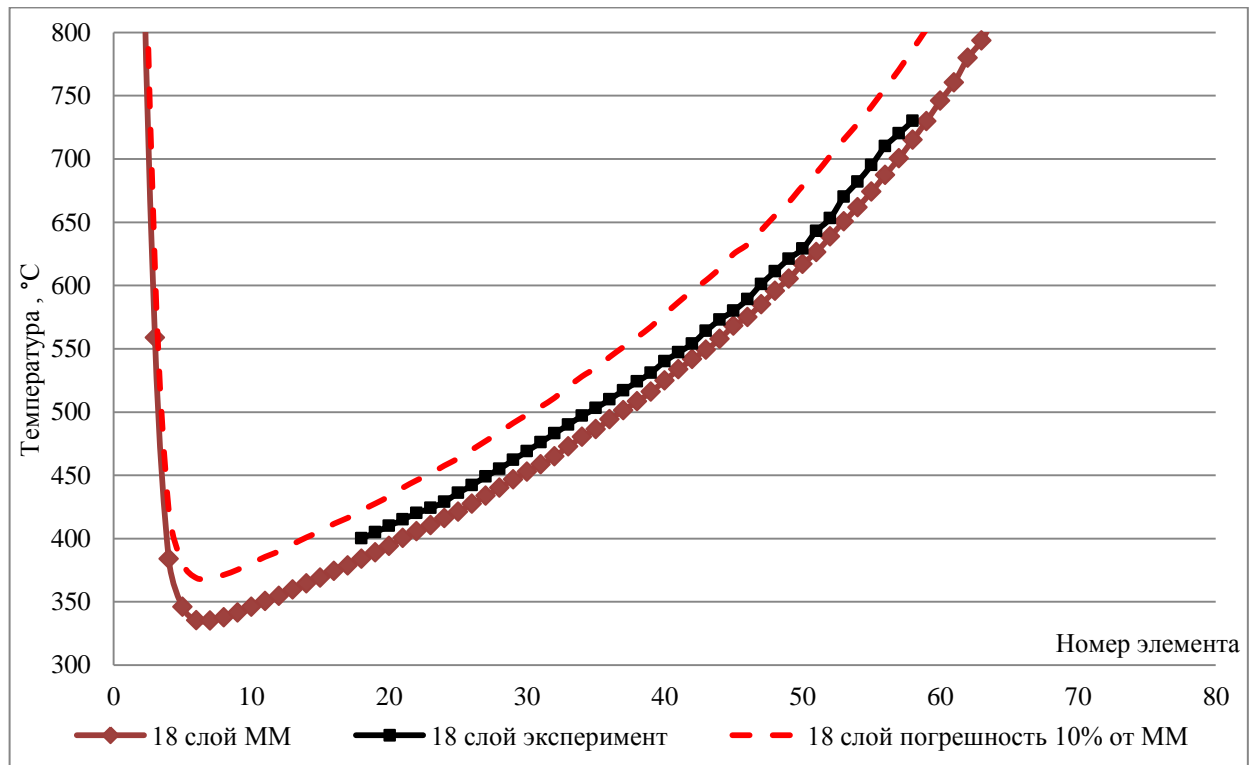


Рисунок 4.9 – Оценка адекватности ДМТП по температуре видимой внешней части синтезируемой оболочки



Оценка полученных данных с помощью статических характеристик проводилась по критерию Фишера. Согласно приведенной в [40, 60] методике расчета получены  $F_{\text{расч}} = 1,43$ , из справочных таблиц  $F_{\text{крит}} = 2,352$  (при уровне значимости 5%). Соотношение  $F_{\text{расч}} < F_{\text{крит}}$ , позволяет принять гипотезу о корректности полученных экспериментальных данных.

#### **4.4. Определение предельной тепло- и энерго- интенсивности процесса синтеза оболочки из проволоки исходя из допустимой глубины слоя, подверженного термическому разупрочнению**

Для определения температурных диапазонов ВТДУ необходимо выявить размеры области металла, нагретого выше температуры рекристаллизации, особенно важна глубина влияния таких температур.

В процессе синтеза 3DMP-методом ванна расплава является основным источником тепла, мощность и энергия которого определяется режимами наплавки, формула (4.2).

Режимы наплавки определены в результате предварительного эксперимента и являются константами, для определения энергии нужно знать КПД процесса. Согласно [52] при сварке плавящимся электродом  $\eta = 0,75 \dots 0,85$ .

$$q_{\text{и}}(0,75) = 0,24 \cdot 110 \cdot 21 \cdot 0,75 = 415,8 \text{ кал} = 1740,87 \text{ Дж} \approx 1741 \text{ Дж}$$

Что соответствует величине теплового потока:

$$\frac{q_{\text{и}}}{V_{\text{яч}} \cdot t_{\text{яч}}} = \frac{1741}{81 \cdot 1} = 21,49 \approx 21,5 \text{ Дж}/(\text{мм}^3 \cdot \text{с}).$$

Исходя из приведенных в справочной литературе [52, 25] диапазонам средних температур сварочной ванны (1950...2000 °С) определен минимальный КПД процесса, обеспечивающий максимальную температуру ванны расплава 1919,7 °С при величине теплового потока 18,85 Дж/(мм<sup>3</sup>·с).

Следовательно, эффективная энергия сварочной дуги составляет:

$$q_{\text{и}} = 18,85 \cdot 81 \cdot 1 = 1526,85 \text{ Дж} = 364,68 \text{ кал.}$$

Т.о. определен допустимый диапазон энергий ванны расплава 1530...1740...1975 Дж, что соответствует тепловому потоку 18,85...21,5...24,15 Дж/(мм<sup>3</sup>\*с).

С целью выявления областей перегрева материала выше температур рекристаллизации исследовалось распределение температур после наплавки последнего 18 слоя в сечениях: внешняя сторона оболочки (-90 ° от фидстока), внутренняя сторона оболочки (+90 ° от фидстока) и под фидстоком, рисунок 4.10.

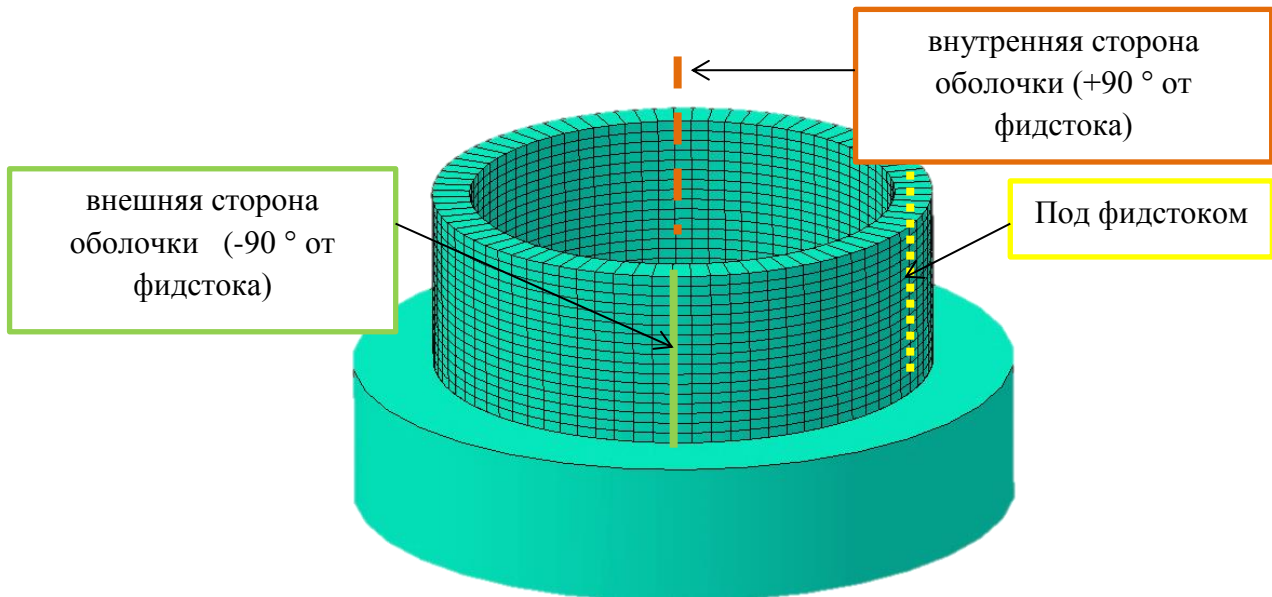


Рисунок 4.10 – Схема определения тепловых потоков для сравнения энергетической интенсивности процесса МКЭ

На рисунке 4.11 приведены графики распределения температур по сечениям в зависимости от величины теплового потока.

Температура рекристаллизации  $T_{\text{рекр}}$  согласно [38] есть наименьшая температура нагрева, обеспечивающая возможность зарождения новых зерен и составляет некоторую долю от температуры плавления  $T_{\text{пл}}$  металла:  $T_{\text{рекр}} = aT_{\text{пл}}$ . Коэффициент  $a$  выбирается в зависимости от чистоты материала и степени его пластической деформации по [38] или по природе сплава [71]. Согласно [71] для легированных сталей и сложных сплавов твердых растворов  $a=0,6...0,8$ , по [38] для твердых растворов  $a=0,5...0,6$ , при растворении тугоплавких элементов увеличивается до  $0,7...0,8$ . Для расчетов принят диапазон  $a$  по [38]. Так как содержащиеся в стали легирующие элементы влияют на расположение критических

точек диаграммы железо-углерод, проводится расчет температуры ликвидус для применяемой стали 12X18H10T по данным [65]:

$$t_{\text{ликв}} (12X18H10T) = 1539 - t_s \quad (4.5)$$

где  $t_s$  – суммарное изменение температуры под влиянием компонентов и примесей, °С.

В таблице 4.2 приведены зависимости изменения температуры ликвидус от количества легирующего элемента в стали.

Таблица 4.2 – Расчет температуры ликвидус для стали 12X18H10T

Элемент	Уменьшение температуры на 1% элемента в стали, °С	Содержание элемента в стали, %	Понижение температуры ликвидус для 12X18H10T, °С
C	80	0,12	9,6
Si	14	до 0,8	до 11,2
Mn	4	до 2	до 8
Ni	2,6	10	26
Cr	1,4	18	25,2
S	35	до 0,02	до 0,7
P		до 0,035	до 1,125
Общее понижение температуры			81,825

Тогда, температура ликвидуса стали 12X18H10T составляет:

$$t_{\text{ликв}} (12X18H10T) = 1539 - t_s = 1539 - 81,825 = 1457,175 \approx 1457 \text{ °С}$$

Диапазон температур рекристаллизации для твердых растворов составляет:

$$T_{\text{рекр}} = a T_{\text{пл}} = (0,5 \dots 0,6) 1457 \text{ °С} = 728,5 \dots 874,2 \text{ °С}.$$

Полученные данные идентичны справочным данным [36] - диапазонам температур рекристаллизации аустенитных хромо-никелевых сталей 720...900 °С с разным процентным содержанием легирующих веществ.

Теоретическими и экспериментальными исследованиями установлено, что вследствие затрудненного теплоотвода, температура внутренней поверхности оболочки больше чем внешней примерно в 1,3 раза. Для выявления проблемных зон с температурами выше температур рекристаллизации на рисунок 4.11 добавлен диапазон рекристаллизации.

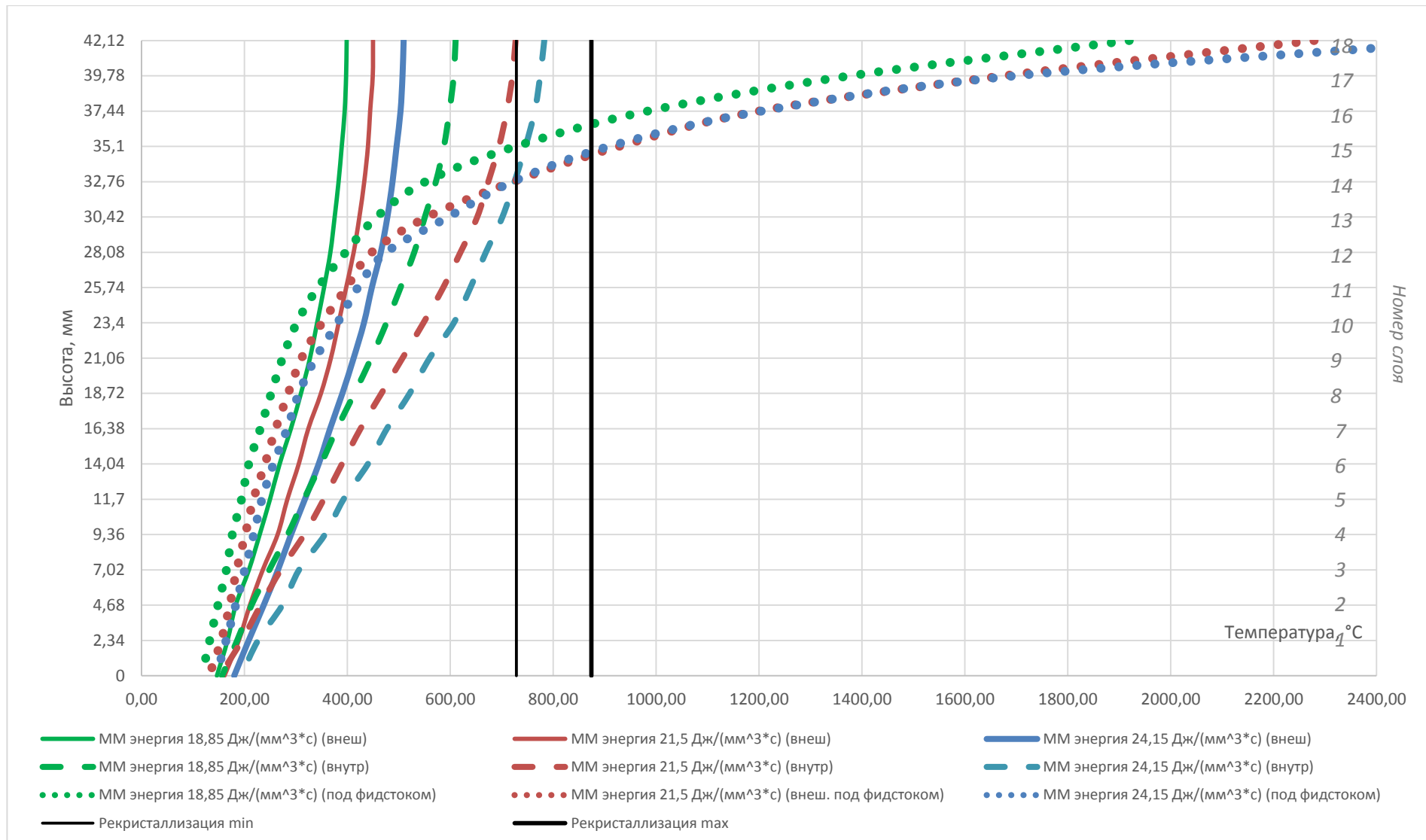


Рисунок 4.11 – Обоснование глубины упрочняемого слоя через распределение полей температур в разных сечениях относительно фидсток

Установлено, что область нагрева выше температуры рекристаллизации находится под фидстоком в пределах 3...4 слоев в зависимости от энергетических параметров синтеза. Превышение минимальной температуры рекристаллизации на внутренней стороне оболочки при максимальной величине теплового потока 24,15 Дж/(мм<sup>3</sup>·с) выявлено на глубине до 4 слоя.

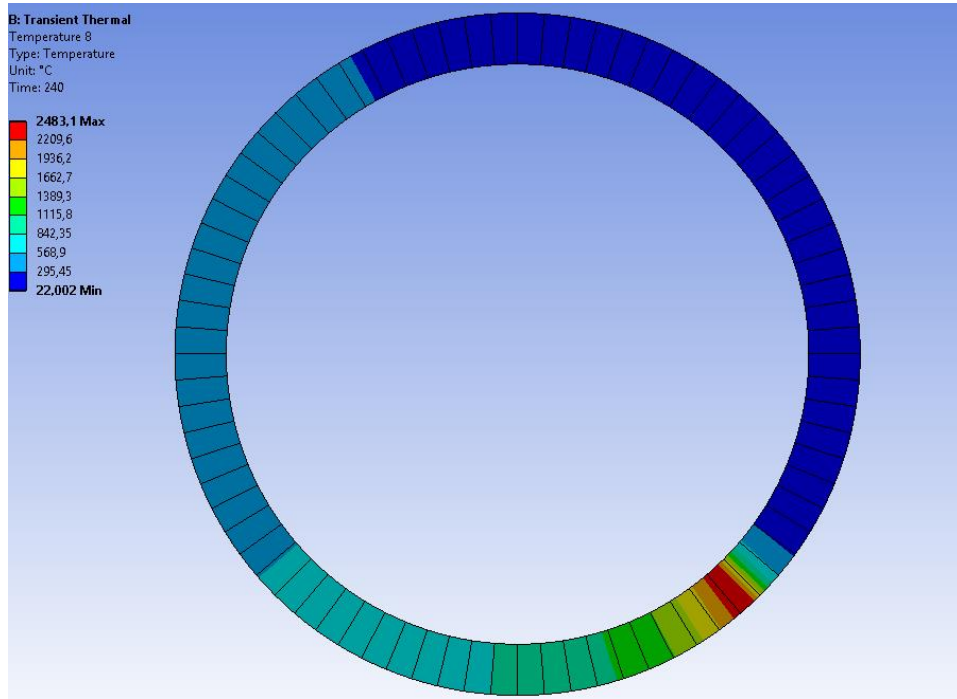
Следовательно, глубина упрочнения превышает глубину структурных изменений, обеспечивая условия для проявления эффекта технологического наследования.

#### **4.5. Разработка технологической стратегии ВТДУ на основании исследования закономерностей формирования температурных полей в синтезируемой детали**

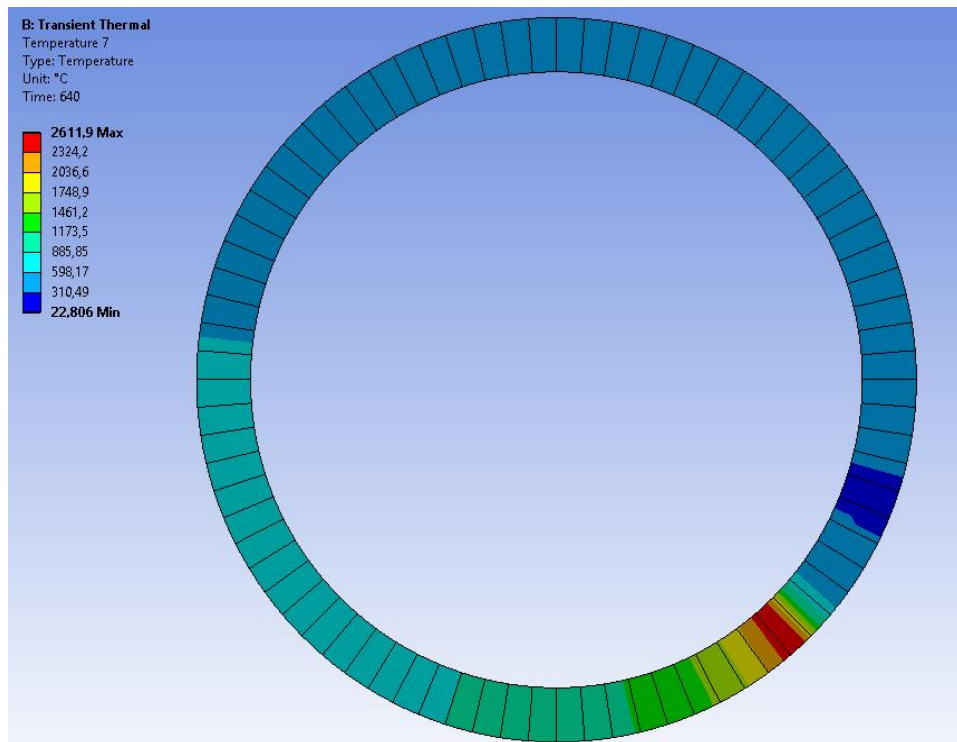
Локализация областей синтезируемой детали, нагретых до различных температурных диапазонов, проводится на основании разработанной ДМТП процесса синтеза детали типа «оболочка» 3DMP - наплавкой.

На рисунке 4.12 показано распределение температурных полей после нанесения 12, 15 и 18 слоев на виде сверху. Зона максимальных температур соответствует последней наплавленной ячейке слоя. Видно, что отвод тепла происходит не только позади, но и перед движущимся источником тепла. Согласно [57], такой характер перераспределения тепла соответствует неподвижному источнику, т.е. источнику со сравнительно малой скоростью перемещения.

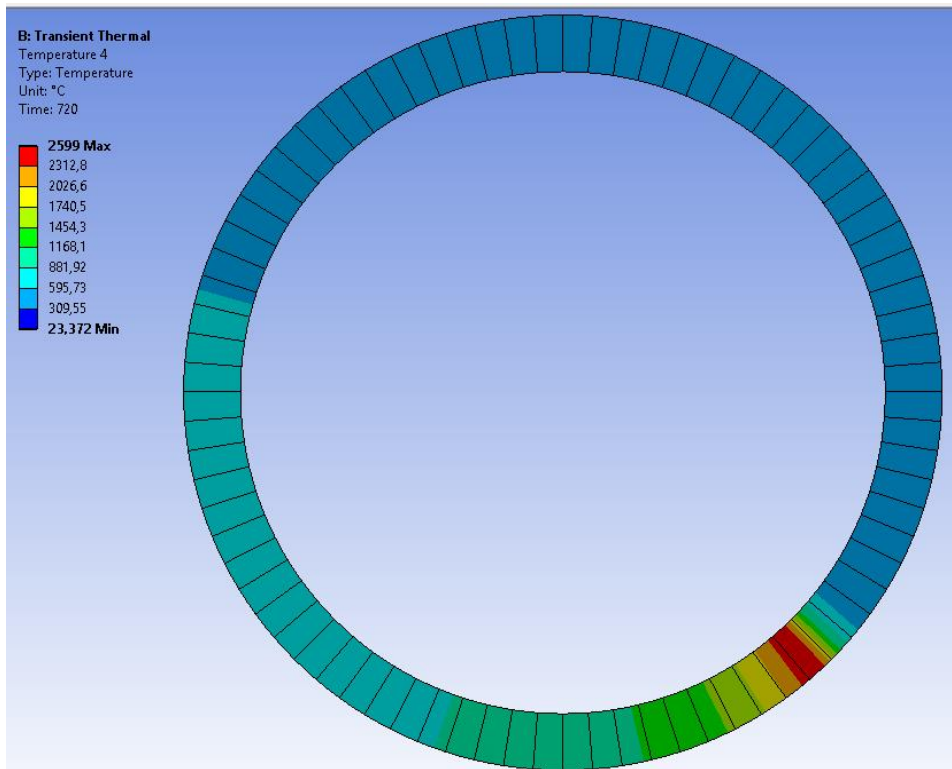
Как видно из рисунка 4.12, а, после наплавки 12 слоя около половины слоя имеет минимальную температуру 160...290°C, что объясняется активным теплоотводом в подложку. Температура выше рекристаллизации характерна для 14 последних нанесенных ячеек (с 66 по 80). После нанесения 15 слоя, рисунок 4.12, б, теплоотвод имеет минимальное значение. Происходит закономерное увеличение температур в направлении движения наплавки. Температура выше рекристаллизации соответствует 21 ячейке (с 59 по 80). Минимальные



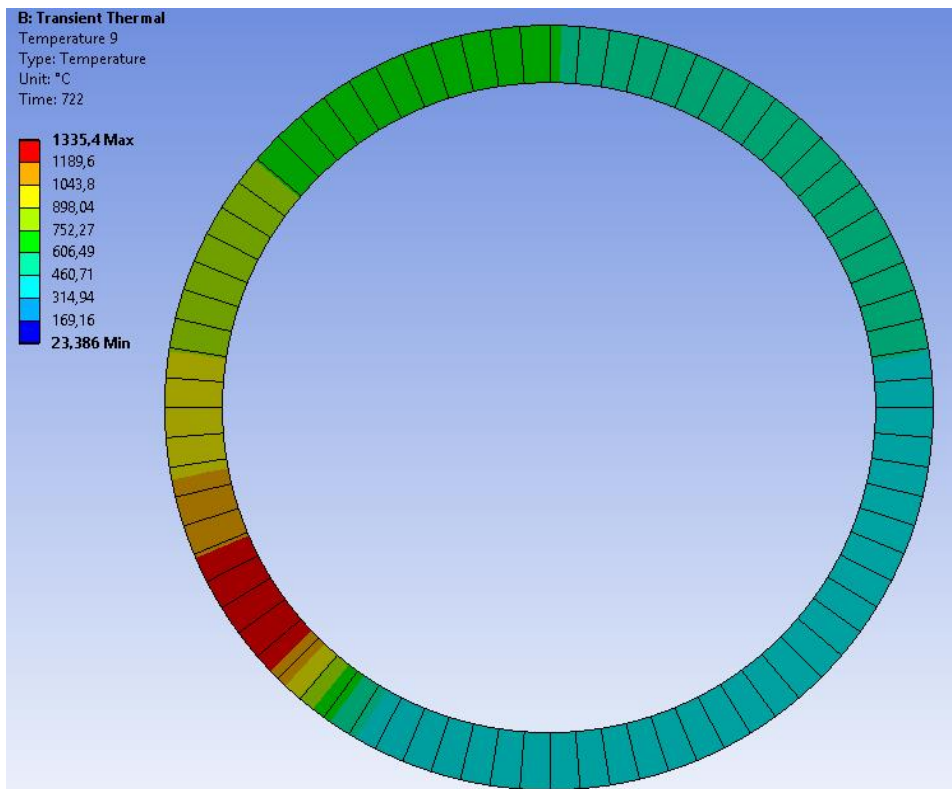
а) после нанесения 12 слоя



б) после нанесения 15 слоя



в) после нанесения 18 слоя



г) охлаждение 2 секунды после нанесения 18 слоя

Рисунок 4.12 – Изменение полей температур в процессе синтеза оболочки  
(вид сверху)

температуры на поверхности 18 слоя, т.е. спустя 240 секунд от нанесения 15 слоя, составляют 400...600 °С и занимают около половины площади кольца, рисунок 4.12,в. Температура выше рекристаллизации соответствует 23 ячейкам (с 57 по 80), что подтверждает установление теплового баланса после наплавки 6 слоя.

Для всех рассмотренных карт температурных полей, характерно схожее распределение зон. Зоны минимальных температур занимают около половины площади кольца, с повышением температуры в этой области. Это объясняется уменьшением теплоотвода и «накопительным» эффектом тепла в нижележащих слоях. Переходные зоны и зоны максимальных температур вблизи фидстока имеют практически идентичные размеры, но разные температурные диапазоны, что объясняется более слабым теплообменом.

На рисунке 4.12, г, приведено распределение тепловых полей на 722 секунде, т.е. после нанесения последнего 18 слоя и 2 секунд естественного охлаждения. Характерно изменение размеров всех температурных зон с уменьшением температур. Размер зоны максимальных температур увеличивается в 4,5 раза с понижением от 2520 °С до 1322 °С. Происходит перераспределение тепла за счет теплоотвода не только в более холодные нижележащие слои, но и в объем верхнего слоя со значительной скоростью.

На рисунке 4.13 показаны графики распределения температур на виде сверху после наплавки 12, 15 и 18 слоев. За начало отсчета приняты максимальные значения температур последней нанесенной ячейки.

Локализация областей синтезируемой детали, нагревающихся выше температуры рекристаллизации и выявление характерных диапазонов нагреваемого материала, а также время существования этих температур, проводится на основании разработанной ДМТП. На рисунках 4.14 – 4.16 приведены графики температурных полей в каждой элементарной ячейке после наплавки слоев 12, 15 и 18 слоев. С увеличением количества наплавленных слоев увеличивается температура в максимальной зоне: после нанесения 12 слоя – 2481 °С, после 15 – 2565°С, после 18 – 2599°С.



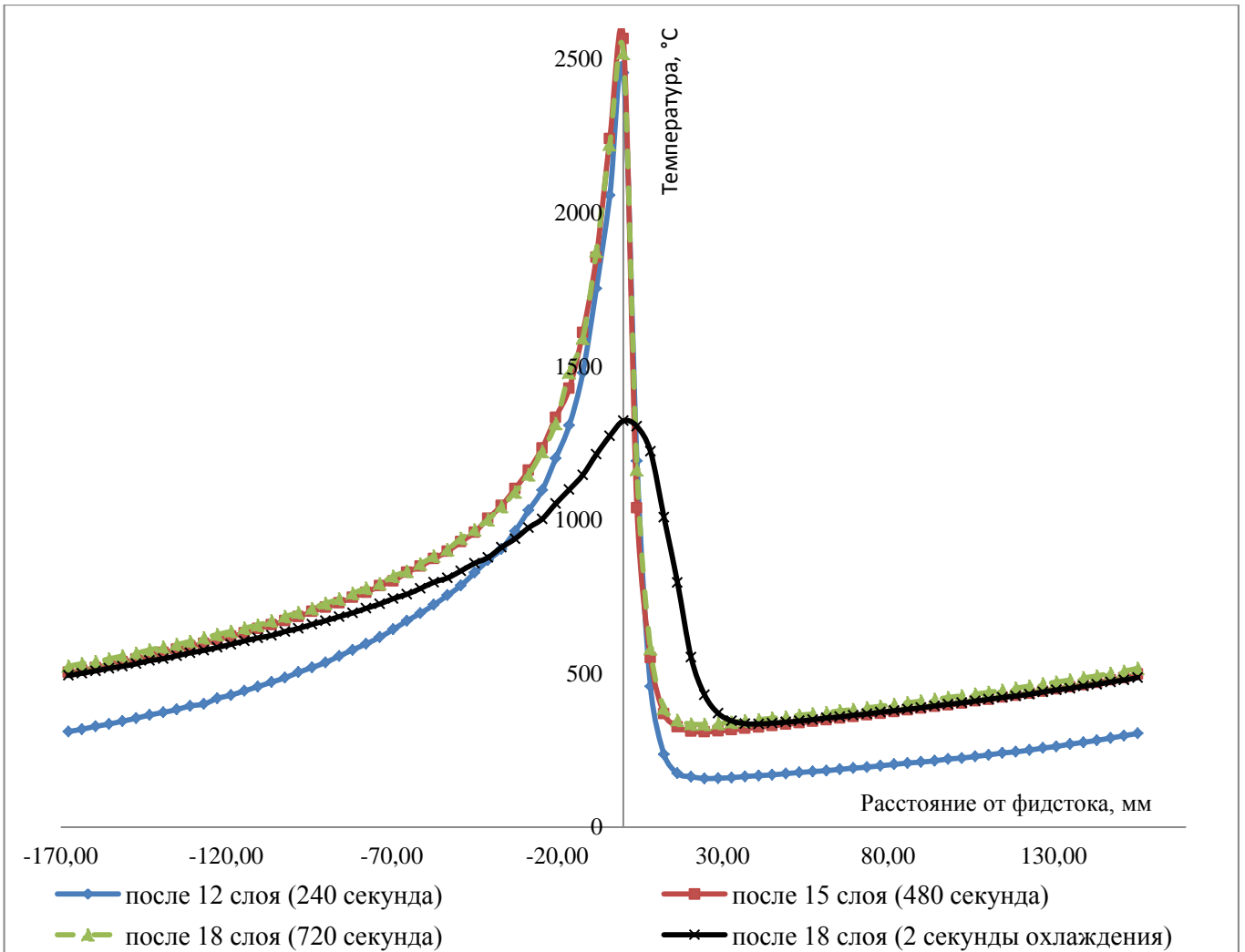


Рисунок 4.13 – Распределение температур в процессе синтеза оболочки  
(вид сверху)

Оценка характерных диапазонов нагревающегося материала по распределению температур после наплавки слоев 12 слоя приведена на рисунке 4.14. Согласно графику, область с температурой выше температуры рекристаллизации соответствует ячейкам с 69 по 2, а время существования области рекристаллизации - 13 секунд. Область температур выше  $600^{\circ}\text{C}$  имеет небольшие размеры (68...63 ячейка) и существует около 5 секунд. Область средних температур  $600\text{...}400^{\circ}\text{C}$  соответствует ячейкам 62...50 с длительностью существования – 12 секунд. Максимальный размер и время существования характерны для области низких температур  $400\text{...}200^{\circ}\text{C}$  – 49...17 ячейка и 32 секунды соответственно.

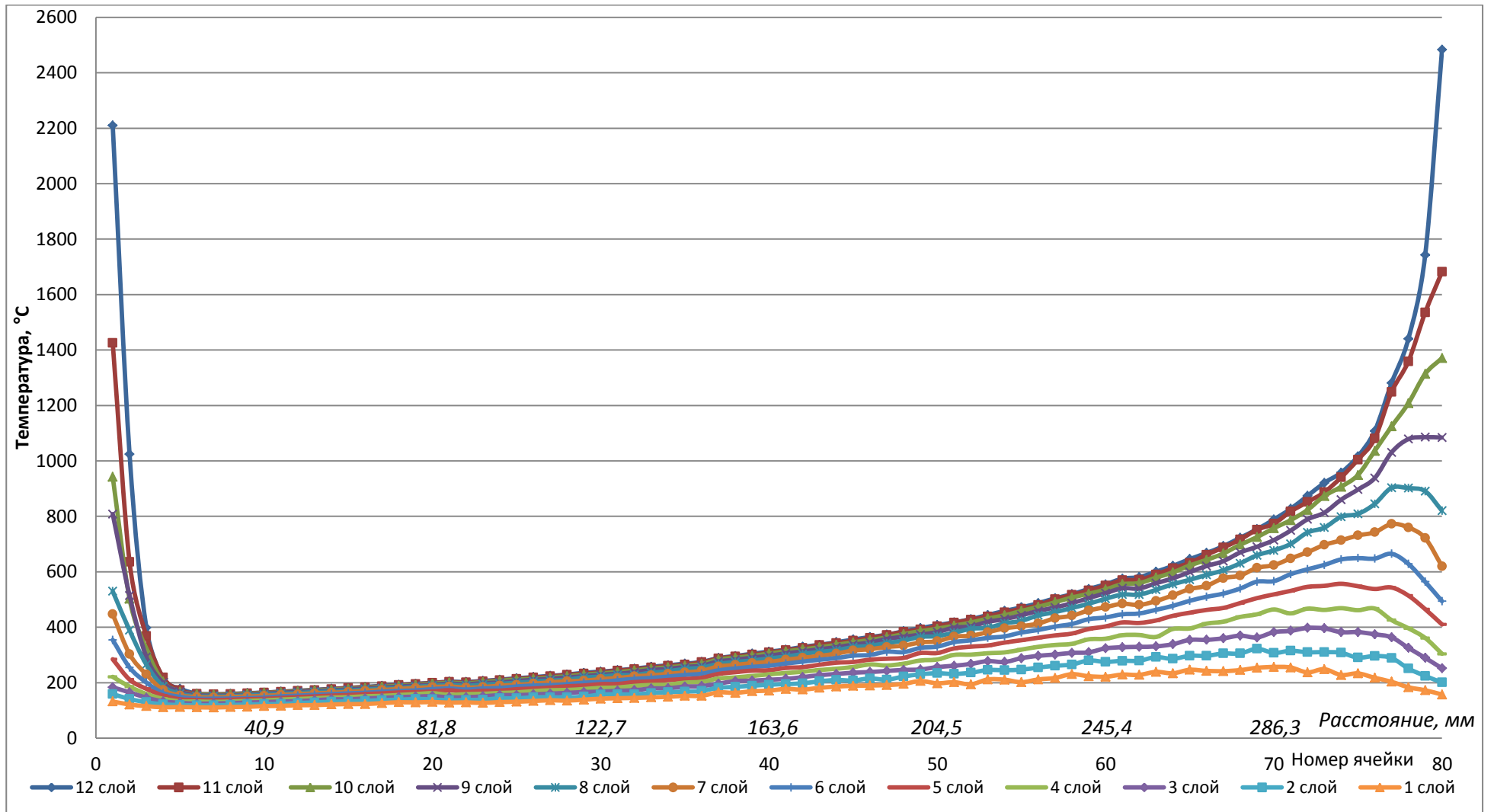


Рисунок 4.14 – Графики температур синтезированных слоев после наплавки 12 слоя

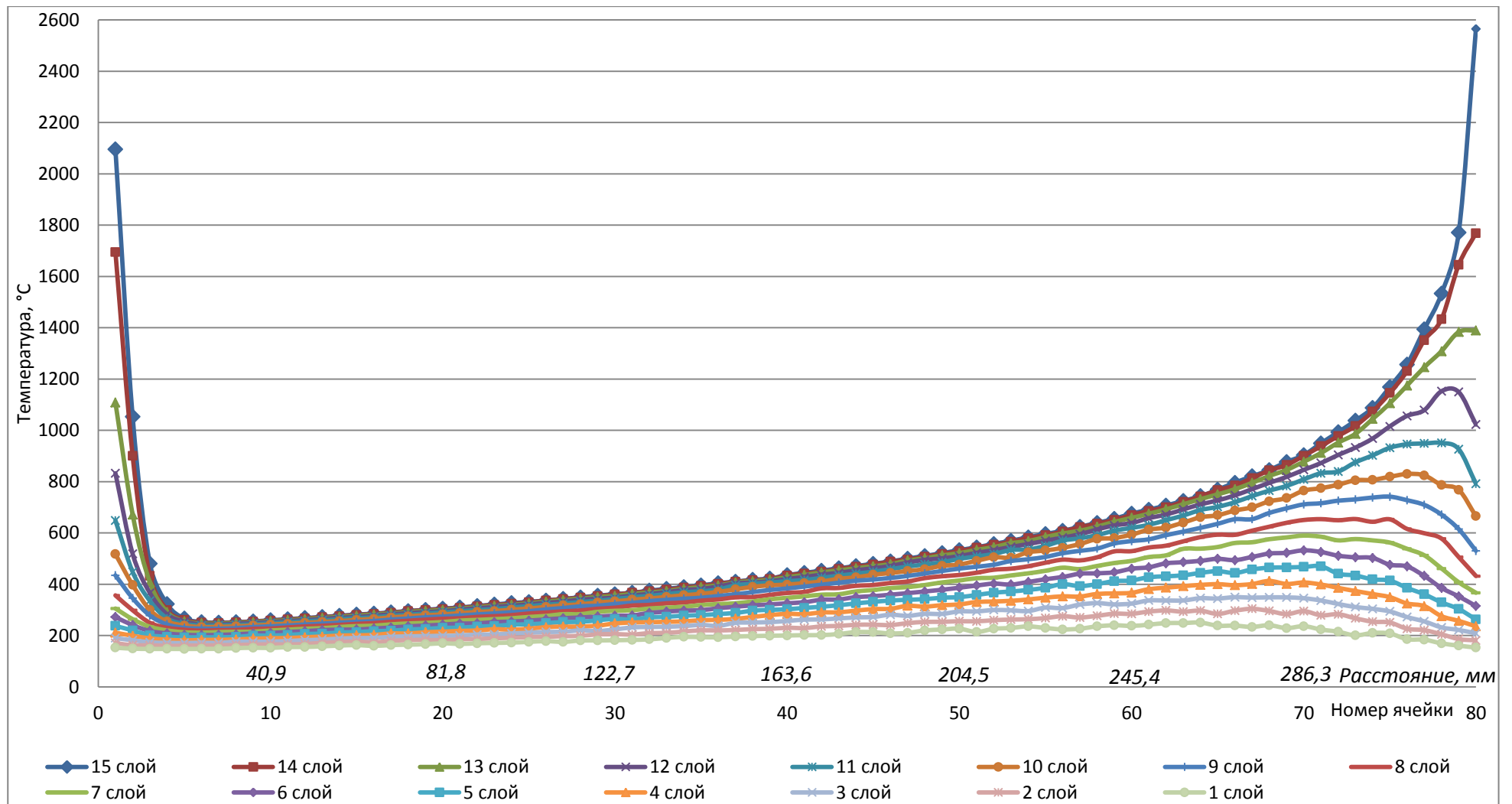


Рисунок 4.15 – Графики температур синтезированных слоев после наплавки 15 слоя

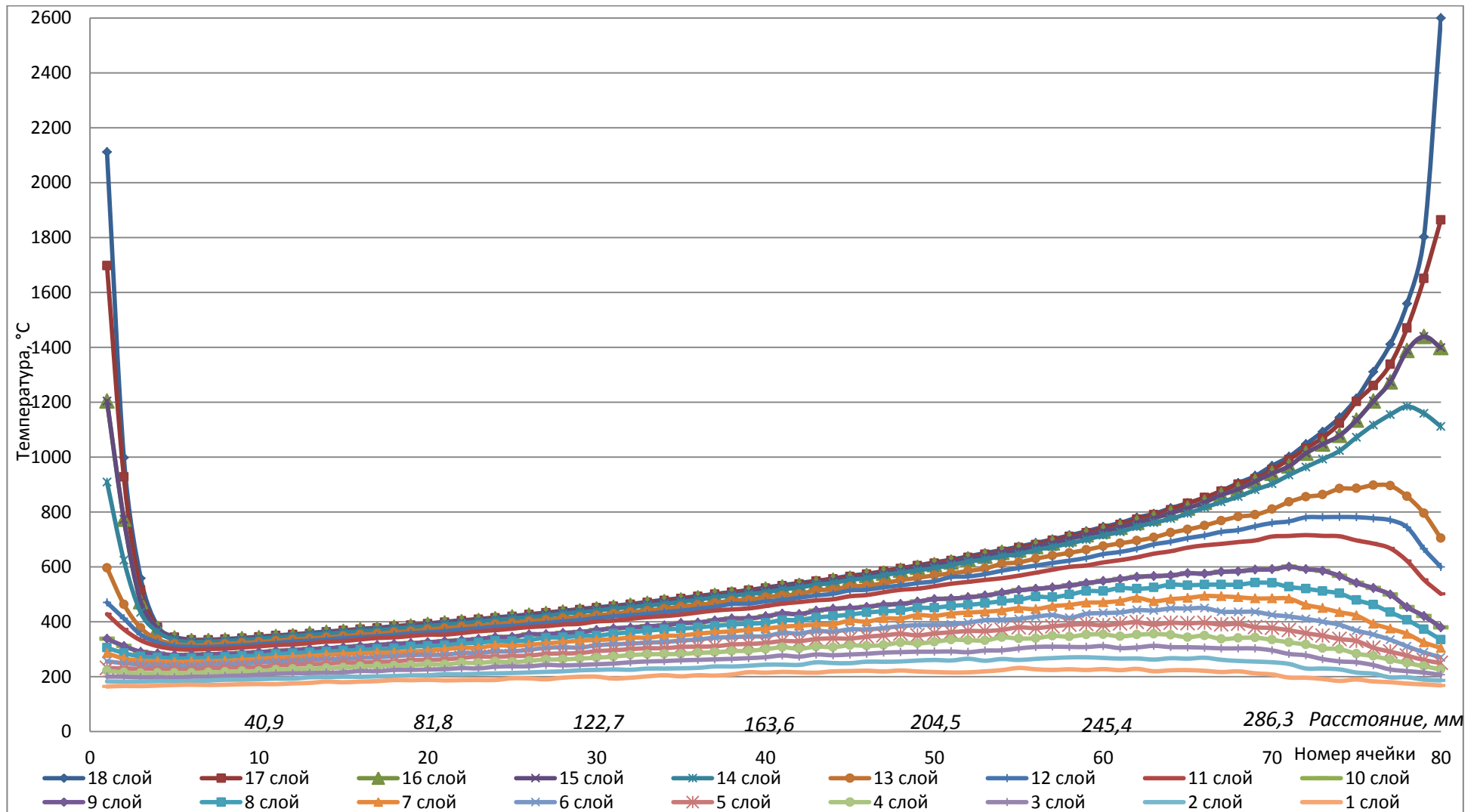


Рисунок 4.16 – Графики температур синтезированных слоев после наплавки 18 слоя

На рисунке 4.15 приведено распределение температурных полей после наплавки слоев 15 слоя. Область максимальных температур, превышающих температуру рекристаллизации, соответствует ячейкам 62...2 с длительностью существования – 20 секунд. Область высоких температур более 600 °С имеет небольшие размеры (70...64 ячейка) и существует около 6 секунд. Область средних температур 600...400 °С соответствует ячейкам 63...50 с длительностью существования – 13 секунд. Максимальный размер и время существования имеет область низких температур 400...200 °С – 49...17 ячейка и 32 секунды соответственно.

После нанесения последнего 18 слоя, рисунок 4.16, область максимальных температур соответствует ячейкам 59...2 с длительностью существования 23 секунды. Область высоких температур соответствует ячейкам 58...48 и существует в течение 10 секунд. Область средних температур 600...400 °С увеличилась в 2 раза (ячейки 47...20) с длительностью существования 27 секунд. Область низких температур 400...200 °С значительно уменьшалась с 19 до 4 ячеек и существует 15 секунд.

Из ДМТП следует, что с увеличением количества наплавленных слоев, 5...6 нижележащих слоев прогреваются на большую величину, что объясняется уменьшением отвода тепла по мере выращивания детали. Распределение тепла после установления теплообмена имеет градиентный характер с понижением температур к подложке. Т.о. влияние на слои, расположенные глубже 9...10 постепенно уменьшается, рисунок 4.17.

Как видно из рисунка 4.17 скорость охлаждения 9 слоя имеет невысокие значения вследствие постоянного прогрева слоя при нанесении вышележащих слоев. По мере отдаления зоны высоких температур от рассматриваемого слоя происходит стабилизация скорости охлаждения.

Очевидно, что максимальное охлаждение происходит в течение двух секунд со скоростью около 500°С/с ( $\Delta T_{\text{охл}}(2\text{с}) = 2219,8 - 1322,5 = 1197,3 \text{ °С}$ ) после чего замедляется до 40...20 °С/с.

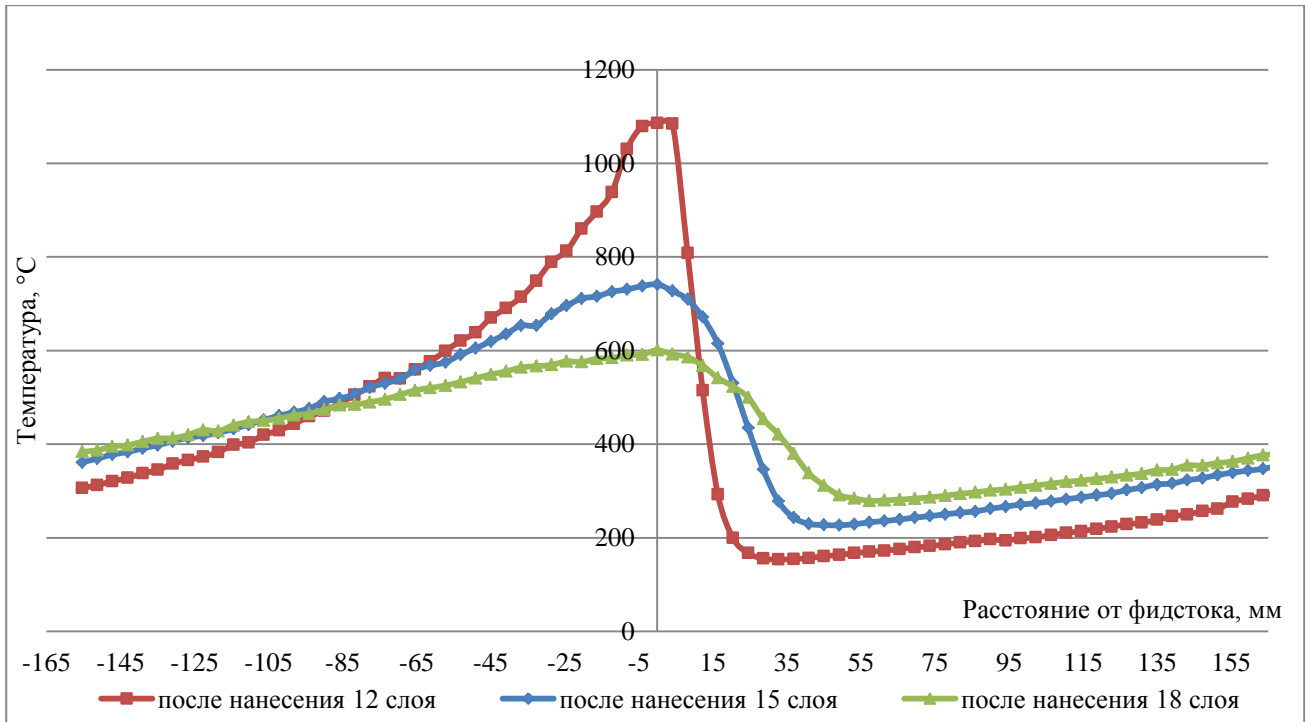


Рисунок 4.17 – Оценка изменения состояния 9 слоя после синтеза вышележащих слоев

Проверка полученной скорости охлаждения осуществляется согласно приведенной в [3] формуле расчета мгновенной скорости охлаждения:

$$V_{\text{охл}} = \frac{-2\pi\lambda\theta_{\text{пер.св.в.}}[T(0,t)-T_0]^2}{c_{\text{и}}}, \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с} \quad (4.6)$$

где:  $T(0, t)$  – температура в определенный момент времени,  $^\circ\text{C}$ ;

$T_0$  – начальная температура,  $^\circ\text{C}$ .

Знак «–» соответствует охлаждению материала.

Тогда скорость охлаждения зоны максимальных температур составляет:

$$V_{\text{охл}} = \frac{-2 \cdot 3,14 \cdot 0,1 \cdot [2519,8 - 1322,5]^2}{471,24} = 783,26 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$$

Полученная погрешность расчета (35%) объясняется более объемной по сравнению со сварочным швом деталью и отличиями процессов синтеза наплавкой и электродуговой сварки.

Полученные величины скорости охлаждения ванны расплава схожи с скоростью охлаждения при закалке, составляющей в зависимости от требуемых

свойств и структуры стали 400...2400 °C/c [65]. Но в данном случае периодичность и длительность нагрева не позволяет структуре нижележащих слоев под действием термического воздействия более горячих слоев преобразоваться в мелкозернистую фракцию, свойственную закалке, и устранить столбчатость дендритной структуры [3]. Тем не менее, скорость охлаждения необходимо учитывать при разработке рациональной стратегии ВТДУ.

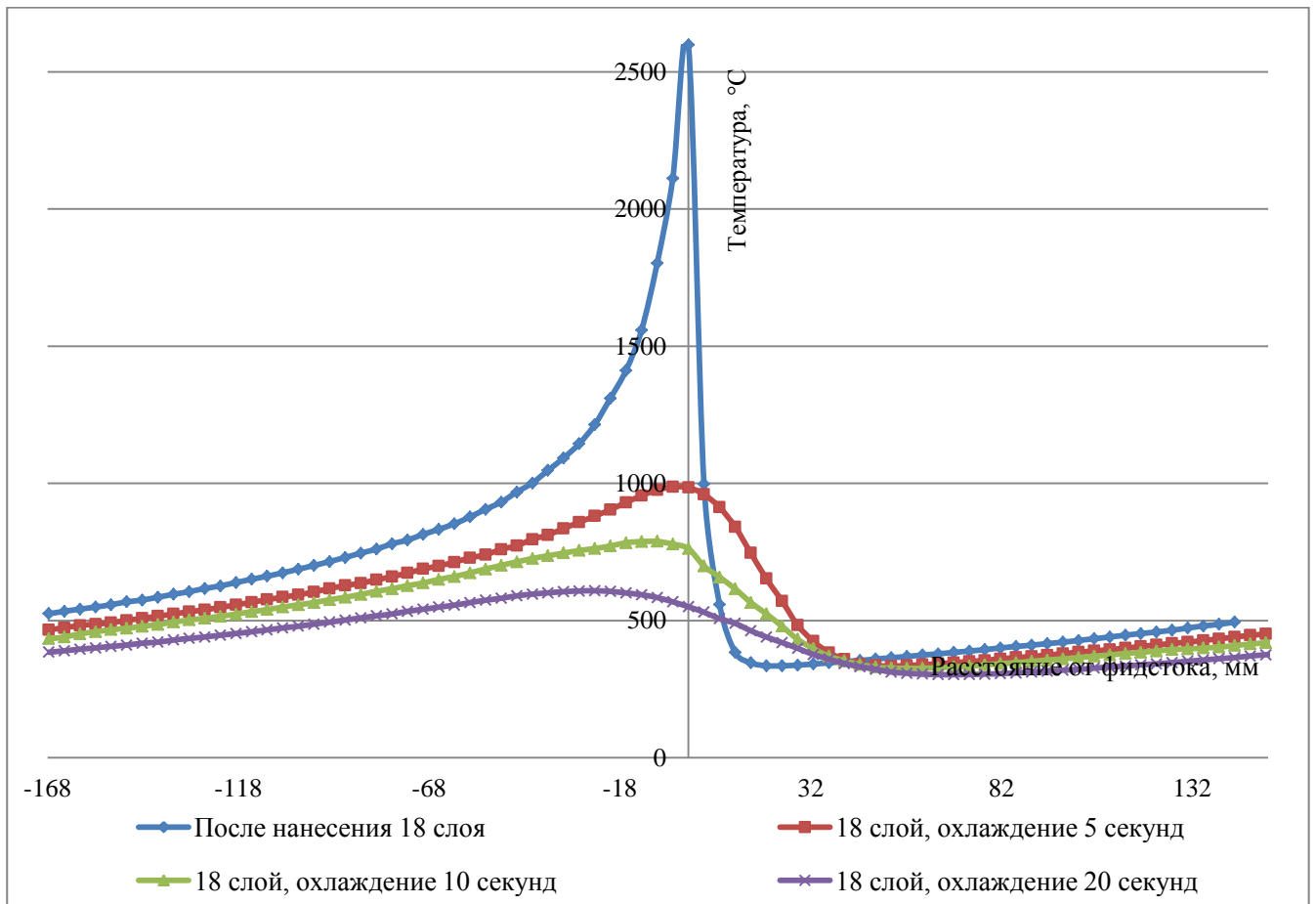


Рисунок 4.18 – Оценка скорости охлаждения наплавленного верхнего 18 слоя

При синтезе деталей с последовательной стратегией ВТДУ температурные диапазоны, пригодные для упрочнения, определяются с учетом времени выполнения вспомогательных движений модулей (отвода фидстока и подвода упрочняющего ролика), что зависит от конструктивных особенностей применяемого оборудования.

Упрочняющий модуль установки АСУТ находится на расстоянии 1500 мм от рабочей зоны. Для подвода упрочняющего ролика в рабочую зону требуется предварительно отвести аддитивный модуль на расстояние около 1200 мм. Скорость

быстрого позиционирования (холостых ходов) модулей составляет до 20 000 мм/мин. Тогда, время выполнения вспомогательных движений составляет:

$$t_{\text{всп.дв.}} = t_{\text{отв.фидст.}} + t_{\text{подв.рол.}} = \frac{S_{\text{фидст.}}}{V_{\text{х.х.фидст.}}} + \frac{S_{\text{рол.}}}{V_{\text{х.х.рол.}}} = \frac{S_{\text{фидст.}} + S_{\text{рол.}}}{V_{\text{х.х.}}} \quad (4.7)$$

где:  $S_{\text{фидст.}}$ ,  $S_{\text{рол.}}$  – расстояние до рабочей зоны фидстока и упрочняющего ролика соответственно, мм;

$V_{\text{х.х.фидст.}}$ ,  $V_{\text{х.х.рол.}}$  – скорость холостого хода аддитивного и упрочняющего модулей соответственно, мм/мин.

В зависимости от скорости холостых ходов длительность перемещения модулей составляет:

$$t_{\text{всп.дв.}min} = \frac{1200 + 1500}{10000} = 0,2 \text{ мин} \approx 16,2 \text{ с}$$

$$t_{\text{всп.дв.}max} = \frac{1200 + 1500}{20000} = 0,135 \text{ мин} \approx 8,1 \text{ с}$$

С учетом дополнительного времени между перемещением модулей полученные значения округляются до 10...20 секунд. Результаты расчета температур после охлаждения наплавленной оболочки в течение 10 секунд, приведены на рисунке 4.19.

Обоснование времени выдержки между наплавкой и упрочнением по последовательной стратегии после нанесения последнего 18 слоя, приложение А, рисунок А.1, проводится на основании расчета распределения температур в каждом слое оболочки с учетом охлаждения в течение 10 секунд. В зависимости от выбора места начального расположения ролика, упрочнение можно проводить согласно различным стратегиям: в диапазоне температур 700...600 °С, 600...400 °С и 400...200 °С. Для определения количества упрочняемых слоев, необходимо учесть максимальную глубину упрочнения при ВДУ, составляющую 10 мм, и степень деформации  $\varepsilon = 40...60 \%$  [29]. Зная среднюю толщину наплавленного слоя, определяется толщина слоя с учетом степени деформации и количество упрочняемых слоев, таблица 4.3.



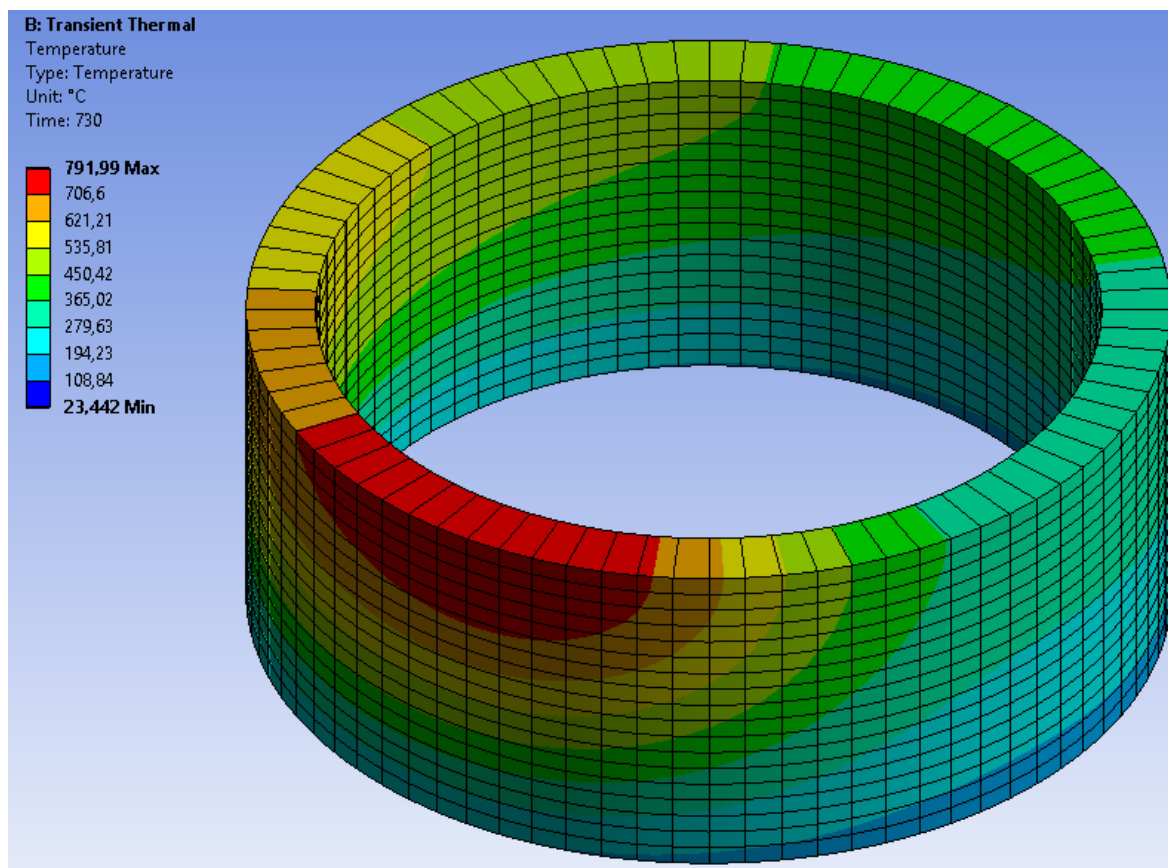


Рисунок 4.19 – Температурные поля в оболочке из 18 слоев  
после охлаждения в течение 10 секунд

Таблица 4.3 – Толщина упрочненного слоя в зависимости от степени деформации при ВТДУ, не менее

Толщина наплавленного слоя, мм	Степень деформации, %	Толщина упрочненного слоя, мм	Количество упрочняемых слоев
2,3	40	1,4	7,1
	60	0,9	10,6

Необходимо учесть, что в процессе послойного ВТДУ на синтезированные слои будет оказано деформационное воздействие с разной кратностью. При упрочнении верхнего 12 слоя, деформирующее упрочняющее воздействие осуществляется и на нижележащие 11, 10 и т.д. слои. В результате многократного воздействия на неостывший материал степень деформации глубинных слоев выше, чем верхних, что приводит к уменьшению толщины глубоких слоев. С учетом этого

целесообразно скорректировать минимальные полученные значения до 6 и 9 соответственно.

При упрочнении верхнего слоя в области максимальных температур 800...600 °С, при  $\varepsilon = 40\%$  температура нижележащих 5 слоев находится в диапазоне 800...670 °С, а при  $\varepsilon = 60\%$  температура нижележащих 8 слоев – 800...550 °С. 18...14 слои нагреты выше температуры рекристаллизации, но глубина упрочнения превышает глубину области рекристаллизации, позволяя воздействовать волной деформации на более глубокие слои.

При упрочнении верхнего слоя в температурном диапазоне 600...400 °С при  $\varepsilon = 40\%$  температура нижележащих 5 слоев выше 550...370 °С, при  $\varepsilon = 60\%$  температура нижележащих 8 слоев выше 490...330 °С.

Упрочнение верхнего слоя при температуре ниже 400 °С при  $\varepsilon = 40\%$  температура нижележащих 5 слоев выше 370...290 °С, при  $\varepsilon = 60\%$  температура нижележащих 8 слоев находится в диапазонах 330...270 °С.

В случае необходимости понижения температурных диапазонов упрочняемой поверхности увеличивается длительность выдержки между наплавкой и упрочнением, приложение А, рисунок А.2. Упрочнение после выдержки в 20 секунд возможно в диапазонах температуры упрочняемой поверхности 600...400 °С и 400...200 °С, т.е. ниже температуры рекристаллизации.

При невысоких требованиях к механическим свойствам материала синтезируемой детали, целесообразно применение периодической стратегии упрочнения с упрочнением через несколько слоев. С учетом приведенной в таблице 4.3 зависимости количества деформируемых слоев от степени деформации и возможности начала упрочнения неостывшего материала в нескольких температурных диапазонах, целесообразная периодичность упрочнения составляет 5...6 слоев.

В приложении А на рисунках А.3 – А.4 приведено обоснование времени выдержки между наплавкой и упрочнением по последовательной стратегии упрочнения после нанесения 14 слоя. При упрочнении в зоне температур выше 600 °С достаточно выдержки в течение 10 секунд, рисунок А.3. Тогда температура

упрочняемых нижележащих слоев находится в диапазоне 600...530 °С при  $\varepsilon = 40\%$  и 600...400 °С при  $\varepsilon = 60\%$ . При упрочнении верхнего слоя в диапазоне 600...400 °С при  $\varepsilon = 40\%$ , температура нижележащих 5 слоев 500...360 °С, при  $\varepsilon = 60\%$  температура нижележащих 8 слоев выше 440...310 °С. При упрочнении верхнего слоя ниже 400 °С при  $\varepsilon = 40\%$  температура нижележащих 5 слоев выше 360...200 °С, при  $\varepsilon = 60\%$  температура нижележащих 8 слоев выше 310...170 °С.

При необходимости снижения температурных диапазонов упрочнения увеличивается длительность выдержки между наплавкой и упрочнением, приложение А, рисунок А.4. Упрочнение после выдержки 20 секунд возможно в диапазонах температур упрочняемой поверхности 500...400 °С и 400...200 °С.

С целью определения ключевого при параллельной стратегии упрочнения параметра - расстояния между фидстоком и упрочняющим роликом  $L_{упр}$  выполнено моделирование распределения тепла при синтезе длинномерной детали 3DMP-методом. Получен график распределения температур, рисунок 4.20. Так как проводится моделирование распределения температур в процессе нанесения 3 слоя на ранее нанесенные и охлажденные до температуры 46 °С 9 слоев при неизменных технологических режимах наплавки можно считать, что теплоотвод при синтезе этого слоя по последовательной и параллельной стратегиям упрочнения будет подчиняться одному закону  $t=f(L)$ . Где  $t$  – температура в наплавляемом слое, °С,  $L$  – расстояние от фидстока до участка с требуемой температурой, мм. Приведенные на графике 15 и 18 слои показаны для более точного определения расстояния  $L$  для деталей длиной до 350 мм.

Аппроксимацией графиков с вероятностью достоверности аппроксимации более 0,96 получены математические зависимости распределения тепла после синтеза многослойных деталей длиной до 350 мм:

$$t_{12 \text{ слой}} = -398 \ln(L) + 2393 \quad (4.8)$$

$$t_{15 \text{ слой}} = -397 \ln(L) + 2502,6 \quad (4.9)$$

$$t_{18 \text{ слой}} = -411 \ln(L) + 2824,8 \quad (4.10)$$

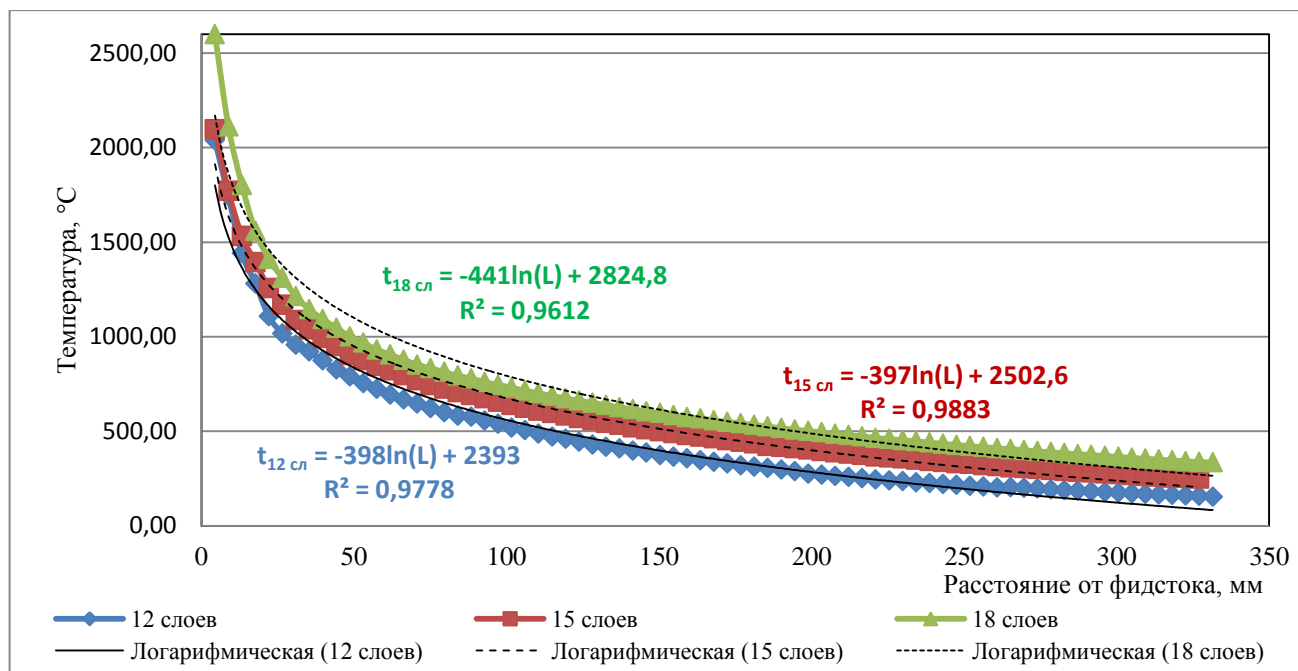


Рисунок 4.20 – Характер распределения тепла после нанесения 12, 15 и 18 слоев при синтезировании детали длиной до 350 мм

Наиболее интенсивно теплоотвод осуществляется на расстоянии до 150 мм от фидстка, после теплоотвод стабилизируется, рисунок 4.21, и описывается функциями с достоверностью более 0,99:

$$t_{уст.12 \text{ слой}} = 129655 L^{-1,156} \quad (4.11)$$

$$t_{уст.15 \text{ слой}} = 55623L^{-0,929} \quad (4.12)$$

$$t_{уст.18 \text{ слой}} = 26143 L^{-0,748} \quad (4.13)$$

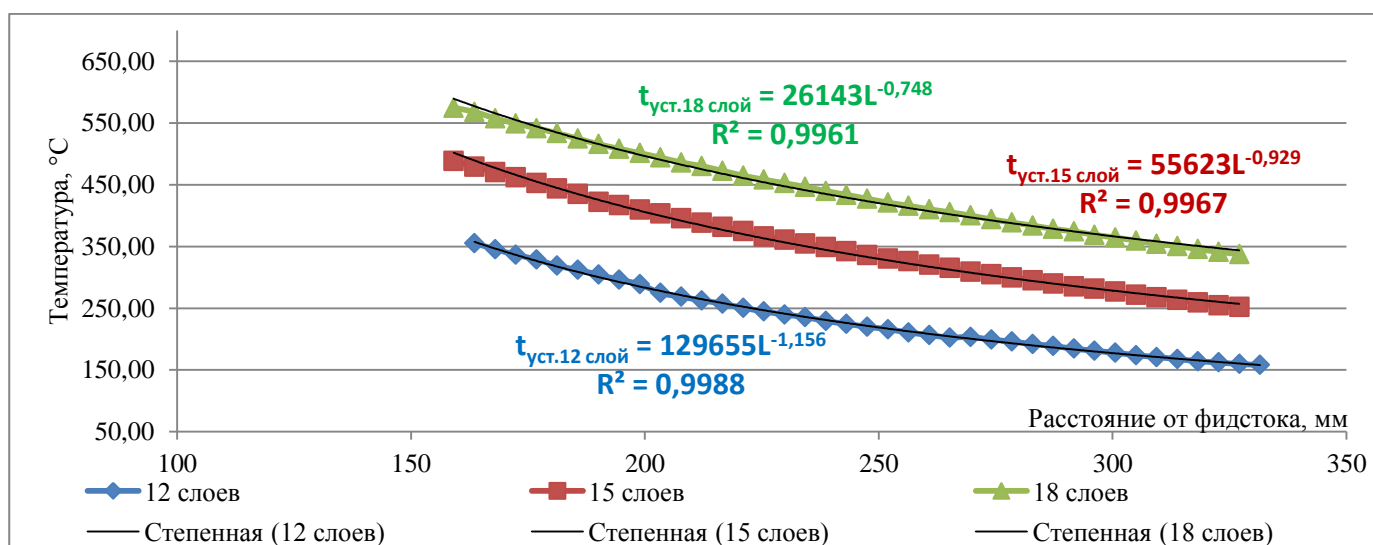


Рисунок 4.21 – Стабилизация теплообмена при нанесении 12,15 и 18 слоев после 150 мм от фидстока

На основании полученных аппроксимированных зависимостей (4.11 - 4.13) с вероятностью аппроксимации более 0,93 получены математические зависимости изменения температуры, в наплавляемом слое длиной до 500 мм, рисунок 4.22.

При реализации параллельной стратегии упрочнения целесообразно применение послойной стратегии упрочнения, т.к. все нижележащие слои имеют температуру ниже 200 °С.

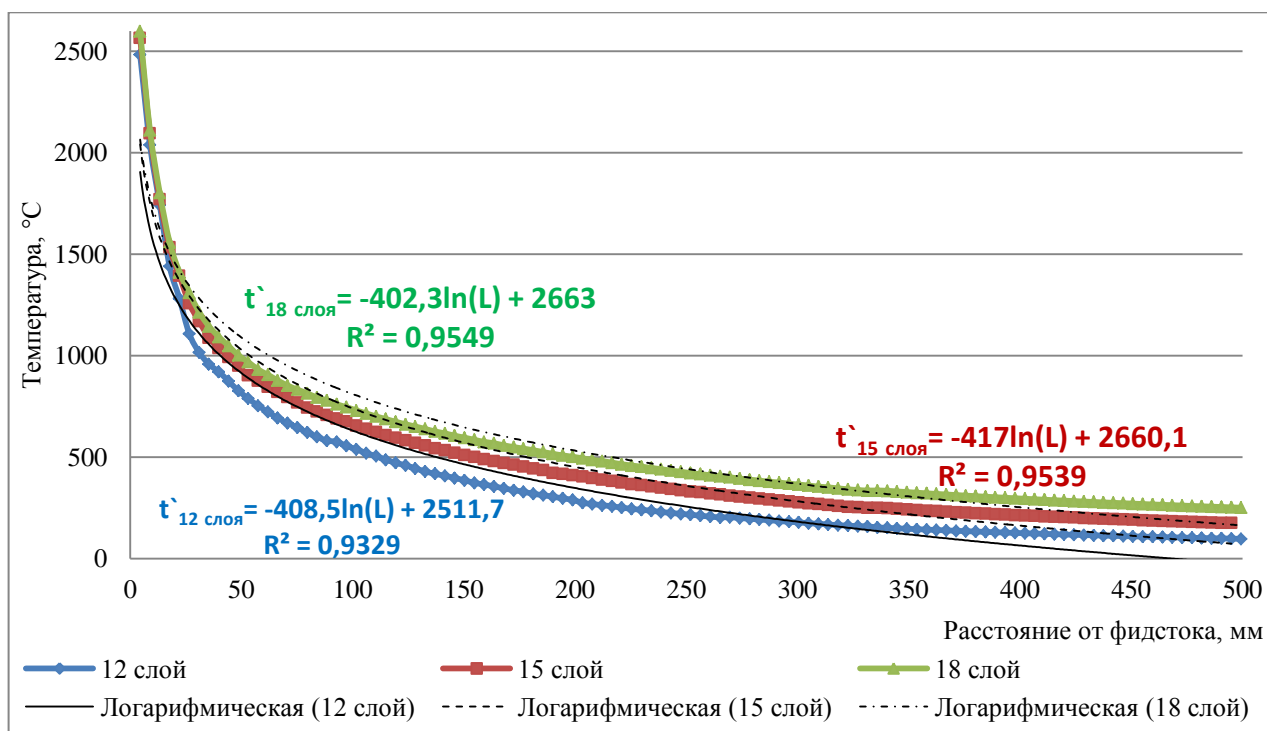


Рисунок 4.22 – Моделирование распределения тепла при синтезе 12, 15 и 18 слоев длинномерной детали из стали хромо-никель-молибденовой группы

Исходя из приведенных зависимостей, определен оптимальный диапазон расстояний между фидстоком и упрочняющим индентором  $L_{упр}$ :

- при  $t_{упр} = 200 \dots 400$  °С – 140...400 мм;
- при  $t_{упр} = 400 \dots 600$  °С – 85...200 мм.

С увеличением количества наплавляемых слоев рекомендуется использовать большее расстояние.

При определенных условиях целесообразно применение ВТДУ в несколько проходов. В этом случае следует проводить 1 проход при температуре наплавленного слоя 800... 600 °С, повторный – при температуре не менее 400 °С.

## Выводы к 4 главе

1. Впервые разработана конечно-элементная динамическая модель температурных полей, формирующихся при 3DMP-синтезе «оболочки» из Cr-Ni-Mo сплава.
2. Теоретически и экспериментально исследованы закономерности нагрева и охлаждения отдельных синтезируемых слоев и детали в целом.
3. Установлено, что энергетическая интенсивность наплавки 3DMP-методом не должна превышать 1970 Дж или 24,15 Дж/(мм<sup>3</sup>·с).
4. Установлено, что температурный баланс наступает после наплавки 5...6 слоев синтезируемой детали.
5. Установлено, что для достижения наибольшей производительности комбинированного процесса при обеспечении высоких параметров качества поверхностного слоя необходимо и достаточно проводить ВТДУ каждого второго-пятого слоя синтезированного материала при температуре 200...600°C.
6. Выявлены рациональные температурные диапазоны реализации вариантов технологической стратегии ВТДУ при синтезе детали из проволоки 3DMP-методом.
7. Установлено, что при параллельной работе фидстока и индентора расстояние между ними должно составлять 140...400 мм при упрочнении поверхностного слоя при 200...400 °С, а вспомогательное время, затрачиваемое на холостые ходы исполнительных органов станка и смену инструмента при последовательной работе фидстока и индентора не должно превышать 0,17...0,33 мин.

## 5. Экспериментальное исследование закономерностей влияния технологических факторов волнового термомеханического упрочнения на качество поверхностного слоя, микроструктуру и механические свойства образцов из хромо-никелевых и хромо-никель-молибденовых сталей

С целью выявления закономерностей формирования микроструктуры, влияния на микротвердость, твердость, пределы прочности и текучести в зависимости от технологических факторов ВТДУ, на образцах, синтезируемых из Cr-Ni и Cr-Ni-Mo проволоки, в диапазоне температур упрочняемой поверхности 600...200 °С проводились эксперименты при различных технологических режимах ВТДУ и разных стратегиях упрочнения.

В качестве исходного материала использовались: высоколегированная проволока с большим содержанием никеля, хрома и молибдена марки ЭИ868 и коррозионностойкая хромоникелевая проволока ESAB ОК Autrod 309LSi. Химический состав материала проволок приведен в таблицах 5.1, 5.2.

Таблица 5.1 – Химический состав сплава ЭИ868

Al	C	Cr	Fe	Mn	Ni	P	S	Si	Ti	W
≤0,5	≤0,1	23,5-26,5	≤4	≤0,5	Осн.	≤0,013	≤0,013	≤0,8	0,3-0,7	13-16

Таблица 5.2 – Химический состав проволоки 309LSi

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo
<0,03	0,65-1,0	1,0-2,5	<0,03	<0,03	23,0-25,0	12,0-14,0	<0,75	<0,75

Технологические режимы наплавки при проведении эксперимента со сталью 309LSi соответствуют используемым режимам при синтезе «оболочки», п. 4.1.

### 5.1. Исследование влияния режимов ВТДУ на микроструктуру

#### 5.1.1. Синтезированный образец из проволоки Cr-Ni-Mo 309LSi

Исследование микроструктуры синтезированных и упрочненных образцов выполнялось в сравнении с микроструктурой неупрочненных синтезированных

образцов. Синтезированные образцы из проволоки 309LSi травились в реактиве №47 [32] в течение 1...5 минут. Принята нумерация слоев снизу вверх, в соответствии с последовательностью их выращивания.

*Неупрочненный синтезированный из проволоки образец из стали 309LSi*

Для структуры неупрочненного синтезированного образца характерно наличие столбчатых кристаллитов (дендритной структуры) с разной степенью развития осей. В нижней части (в корне) шва (первый кристаллизационный слой) расположены более мелкие дендриты длиной до 600 мкм, имеющие оси только первого порядка. Выше расположены более развитые дендриты с осями второго, реже третьего порядка длиной до 1700...2080 мкм, рисунок 5.1. В структуре слоя присутствуют области, в которых нет явно сформированных столбчатых кристаллитов, что объясняется различной скоростью роста столбчатых кристаллитов. В целом, структура синтезированного неупрочненного образца транскристаллитная дендритная, где дендриты переходят из слоя в слой.

*Синтезированный из проволоки образец из стали 309LSi с послойным ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности  $t_{упр}=200^{\circ}\text{C}$*

Иллюстрации к описанию микроструктуры синтезированного образца из проволоки при послойном ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности 200 °С приведены в приложении Б. Применение ВТДУ в процессе синтеза деталей позволило создать более мелкодисперсную структуру за счет дробления дендритов, формирования колоний частиц и диффундирующих частиц, рисунок 5.2.

Из рисунка 5.3 видна динамика изменения микроструктуры верхней части слоев синтезированного образца с послойным ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности 200 °С.

Анализ характерных размеров структурных составляющих синтезированного образца с послойным ВТДУ проверен в программном комплексе SIAMS в разделе «Многофазный анализ», приложение В, достоверность данных подтверждена.



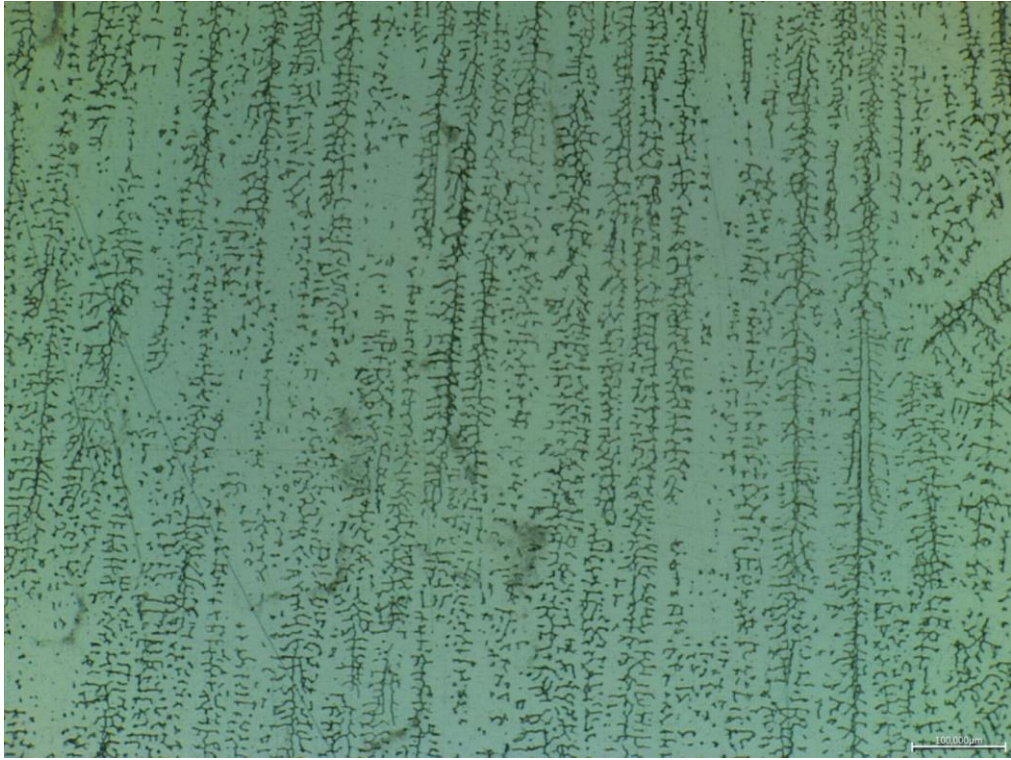


Рисунок 5.1 – Дендриты с осями второго и третьего порядка неупрочненного образца из стали 309LSi, x400

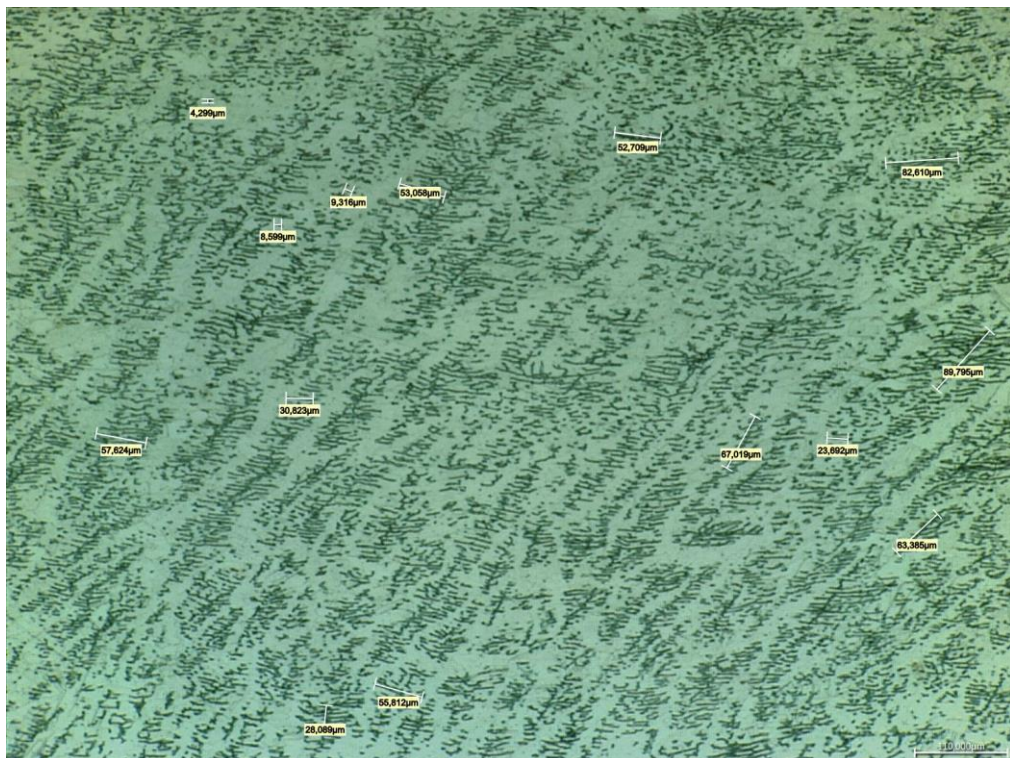


Рисунок 5.2 – Микроструктура верхней части 6 слоя образца, синтезированного из проволоки образец из стали 309LSi с послойным ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности 200°C, x400



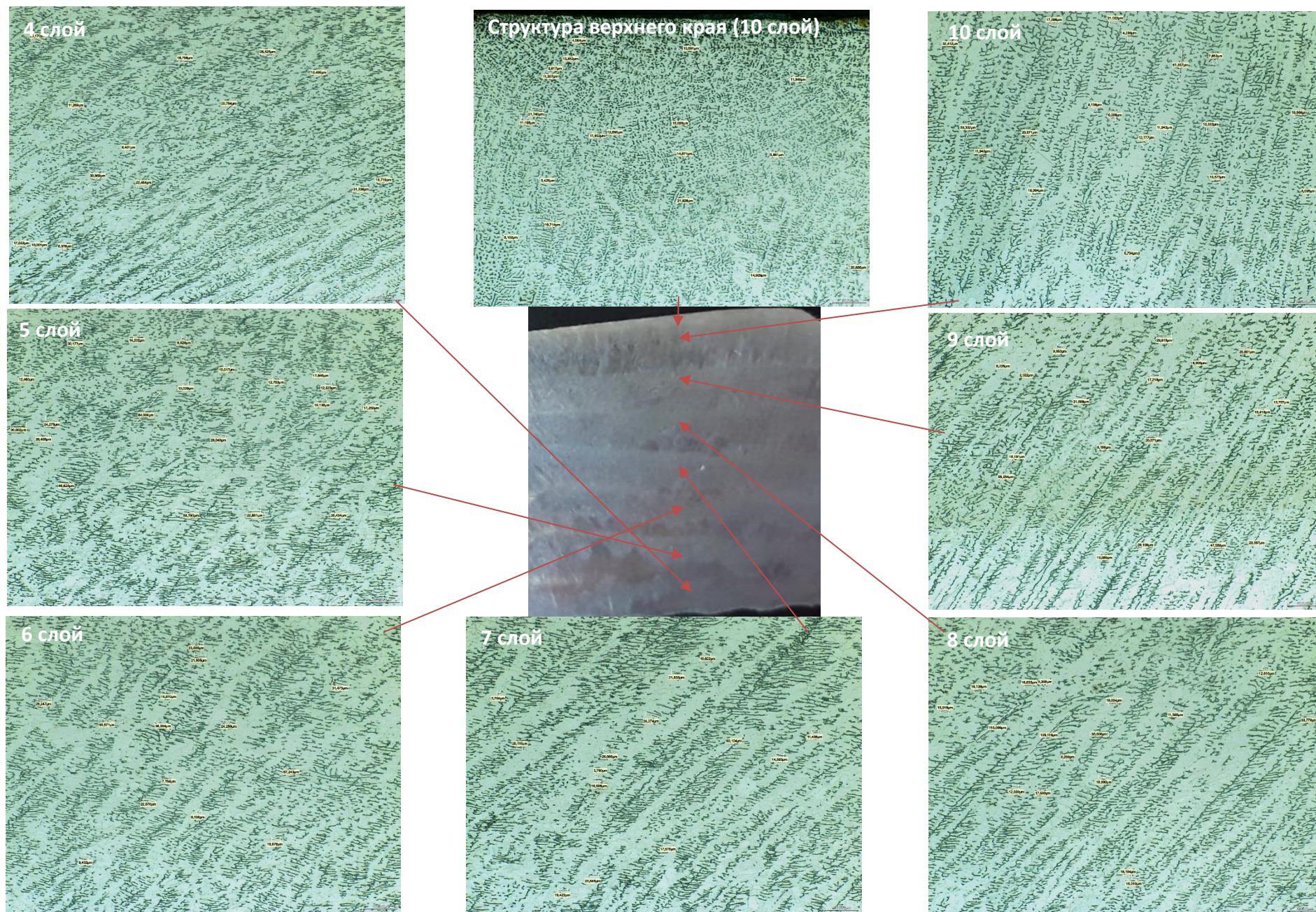


Рисунок 5.3 – Микроструктура верхней части слоев синтезированной из проволоки образца из стали 309LSi с послойным ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности 200 °С, х600



Структура подповерхностного слоя верхнего слоя образца, не подвергавшегося термическому воздействию при синтезе нового слоя, состоит из мелкодисперсных частиц размером 10...40 мкм, расположенных как вблизи исходной оси роста кристаллита (колонии частиц раздробленных дендритов), так и равномерно распределенных по матрице материала. В нижней части верхнего слоя длина колоний составляет до 200 мкм. Такая структура сохраняется на глубине до 700...1000 мкм.

Структура всех нижележащих послойно упрочненных слоев комбинированная: в верхней части образца присутствуют колонии частиц, наибольших для этого слоя размеров, в нижней (около 1/3 слоя) – мелкодисперсные частицы, равномерно распределенные по матрице материала, переходная часть содержит частицы средних размеров.

Это объясняется тем, что:

- при нанесении нового слоя верхняя часть ранее упрочненного слоя является «зоной провара», т.е. расплавляется, образуются новые столбчатые кристаллиты. При деформационном воздействии эти кристаллиты дробятся и полученные частицы имеют максимальную для этого слоя длину;

- при кристаллизации наплавленного слоя в нижней его части формируются дендриты с осями первого порядка наименьших размеров, которые легче разрушаются, т.о. образуются частицы минимальных размеров.

По мере углубления слоев степень диффузии частиц в матрицу материала повышается, а длина колоний частиц уменьшается. Это объясняется различной кратностью воздействия на слои: на 9 слой оказывается воздействие при упрочнении 9 и 10 слоев (т.е. 2 раза), на 6 слой – при упрочнении 6...10 слоев (т.е. 5 раз). Так, в структуре 8 слоя образца присутствуют: колонии частиц длиной до 250 мкм в верхней части образца на глубине до 940 мкм, до 150 мкм – в переходной зоне протяженностью 250...350 мкм и до 50 мкм в нижней части слоя. Во всех частях слоя присутствуют мелкодисперсные частицы длиной до 10...15 мкм.

В структуре верхней части 6 слоя расположены колонии частиц раздробленных дендритов длиной до 130...200 мкм на глубине до 670...750 мкм. В

середине слоя на протяжении 460...500 мкм колонии имеют длину до 60...70 мкм. Вблизи нижнего края слоя частицы имеют длину 35...10 мкм. Во всех частях слоя присутствуют мелкодисперсные частицы длиной до 10 мкм.

Граница слоев имеет характерную особенность строения, не зависящую от глубины залегания, и представляет собой зону контакта мелкодисперсных частиц вышележащего слоя и колоний частиц нижележащего, приложение Б, рисунок Б.5.

*Синтезированный из проволоки образец из стали 309LSi с послойным ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности  $t_{\text{упр}}=400^{\circ}\text{C}$  (иллюстрации приведены в приложении Г).*

Микроструктура образца с послойным ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности  $400^{\circ}\text{C}$ , комбинированная и аналогична микроструктуре синтезированного с послойным ВТДУ при  $200^{\circ}\text{C}$  образца.

Структура верхней части 10 слоя на глубине до 640 мкм содержит мелкодисперсные частицы дендритов длиной до 25 мкм, равномерно распределенные по матрице материала. Глубже расположены более крупные частицы полностью раздробленного исходного кристаллита длиной 45...90 мкм и многочисленные мелкодисперсные частицы длиной 5...20 мкм.

Общий вид комбинированной микроструктуры послойно упрочненных слоев показан в приложении В на примере 6 слоя. В верхней части образца присутствуют колонии частиц дендритов с сохраненными осями второго порядка длиной 70...140 мкм, в переходной зоне – 35...55 мкм, в нижней части – содержит мелкодисперсные частицы, равномерно распределенные по матрице материала длиной до 20...30 мкм. Колонии дендритных частиц равномерно распределены по объему слоя, исходная ось роста кристаллита не прослеживается.

*Синтезированный из проволоки образец из стали 309LSi с послойным ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности  $t_{\text{упр}}=600^{\circ}\text{C}$  (иллюстрации приведены в приложении Д).*

Структура подповерхностного слоя верхнего слоя образца представляет собой равномерно распределенные мелкодисперсные частицы размером до 25...30 мкм на

глубине до 600...650 мкм. Глубже, аналогично структуре образца, упрочненного при 400 °С, разрушенные частицы полностью раздробленного дендрита формируют колонии длиной до 250 мкм. Переходная зона между слоями идентична предыдущим образцам.

Структура синтезированного образца с послойным ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности 600 °С слоев комбинированная, аналогично образцам, упрочненным при 200 °С и 400 °С. Например, структура 9 слоя комбинированная с плотно упакованными колониями частиц длиной 70...250 мкм в верхней зоне образца и мелкодисперсными частицами в нижней. Колонии расположены вблизи роста исходного столбчатого кристаллита, под действием деформационного воздействия на материал с высокими показателями пластичности более твердые дендритные колонии изогнулись в пластичной матрице.

*Синтезированный из проволоки образец из стали 309LSi с периодическим ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности  $t_{упр}=600^{\circ}\text{C}$  с упрочнением каждого 5 слоя (иллюстрации приведены в приложении Е).*

Микроструктура верхнего упрочненного слоя образца комбинированная. Структура подповерхностного слоя на глубине до 300...400 мм верхнего слоя представляет собой равномерно распределенные мелкодисперсные частицы. Глубже 300...400 мкм до 1550 мкм расположены частицы длиной до 15...30 мкм с различной плотностью упаковки. Больше количество частиц находится вблизи роста исходного столбчатого кристаллита, другие диффундировали с образованием небольших участков с равномерным распределением по матрице материала.

Структура слоев идентична верхней части послойно упрочненных образцов. Длина колоний частиц дендритов уменьшается по мере углубления слоя.

Структура 9 слоя комбинированная: присутствуют колонии частиц длиной до 160...280 мкм, плотно упакованных вблизи оси роста исходного столбчатого кристаллита, а также хаотично расположенные области с равномерно распределенными частицами длиной 15...50 мкм.

Структура 8 слоя схожа с микроструктурой 9 слоя, но отличается увеличенным

диффундированием от колоний раздробленных частиц размером до 10...40 мкм, уплотненных вблизи оси роста исходного столбчатого кристаллита. Длина колоний уменьшается до 140...280 мкм.

Структура 7 слоя также комбинированная с присутствующими колониями дендритов длиной 120...255 мкм и равномерно распределенных по матрице материала частиц дендритов размерами до 10...40 мкм. В этом слое мелкогазмерные частицы распределены по объему материала более равномерно, частицы в колонии менее плотно упакованы.

В структуре 6 слоя длина колоний сократилась до 80...140 мкм, за счет диффундирования и равномерного распределения по матрице материала частиц дендритов длиной от 5 до 40 мкм. Частицы в колонии имеют меньшую плотность упаковки по сравнению с вышележащим 7 слоем.

В структуре 5 слоя весь объем материала занимают равномерно распределенные по матрице материала колонии частиц минимальных размеров 30...100 мкм и мелкогазперсные частицы длиной 5...40 мкм.

Характерное изменение микроструктуры слоев при упрочнении каждого 5-го слоя показано на рисунке 5.4.

Проведенный анализ характерных размеров структурных составляющих, проведенный в программном комплексе SIAMS, подтвердил послойное уменьшение площадей колоний до 70% за счет диффундирования частиц от колонии в матрицу материала, приложение Ж. Выявлено увеличение длины колоний в 8 слое, что объясняется более плотной упаковкой мелкогазперсных частиц внутри колоний в слое 9, рисунок 5.4. В нижележащем 8 слое частицы в большей степени диффундируют от оси исходного кристаллита (оси колонии) в более мягкую матрицу материала. В 7 слое частицы, отделившиеся от колонии, распределены более равномерно между соседними колониями и имеют явно выраженные собственные границы.



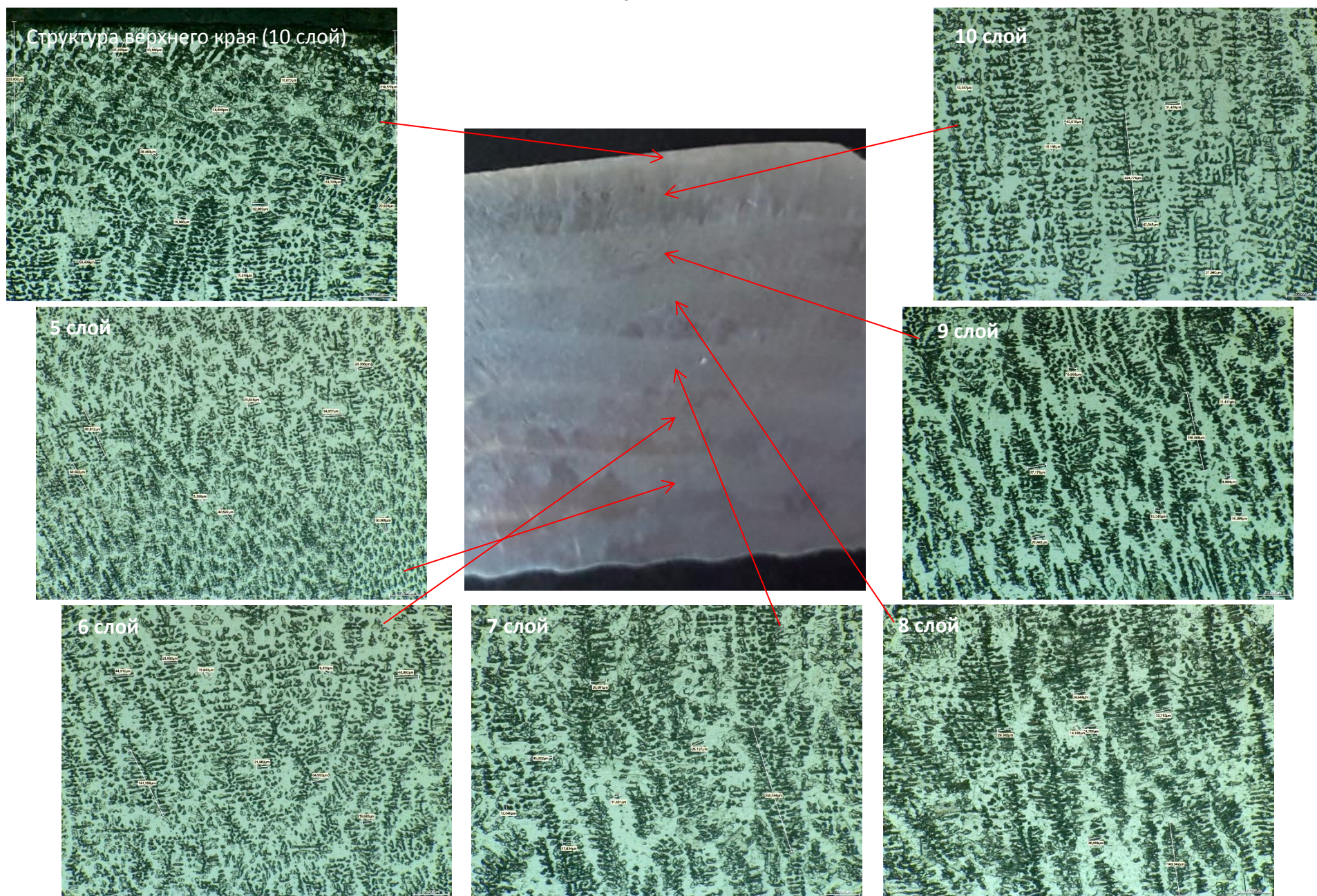


Рисунок 5.4 – Микроструктура слоев синтезированного из проволоки образца с периодическим ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности  $t_{\text{упр}}=600^{\circ}\text{C}$  с упрочнением каждого 5 слоя,  $\times 600$



*Синтезированный из проволоки образец из стали 309LSi с ВТДУ только верхнего слоя при температуре упрочняемой поверхности  $t_{упр}=600^{\circ}\text{C}$  (иллюстрации приведены в приложении И).*

Микроструктура верхнего упрочненного слоя образца комбинированная. Структура подповерхностного слоя на глубине до 350...450 мкм представляет собой равномерно распределенные мелкодисперсные частицы размером до 10...40 мкм, рисунок 5.5. Глубже расположены колонии частиц длиной 90...440 мкм и частицы длиной 10...60 мкм. Частицы дендритов расположены вблизи исходного столбчатого кристаллита. Граница слоев характерна для всех слоев и показана на примере 10 и 9 слоев.

Структура нижележащего 9 слоя комбинированная: в верхней части слоя (до 550...700 мкм) присутствуют колонии частиц длиной 200...500 мкм, образованные частицами дендритов размерами 10...40 мкм, ориентированных вблизи исходной оси роста кристаллита, в нижней части – колонии частиц длиной 80...170 мкм.

Нижележащий 8 слой имеет комбинированную структуру, схожую с вышележащим 9 слоем. В верхней части слоя (до 600...700 мкм) присутствуют плотно упакованные колонии частиц длиной 80...150 мкм, образованные из более мелких частиц размером 10...30 мкм. Глубже на 400 мкм расположена переходная зона с колониями частиц длиной 120...140 мкм, упакованных менее плотно. К зоне сплавления 8 и 7 слоев размер колоний имеет минимальное значение 80...100 мкм.

Нижележащий 7 слой имеет комбинированную структуру раздробленных в разной степени дендритов, аналогичную вышележащим слоям. На глубине до 300 мкм присутствуют колонии частиц длиной около 60...80 мкм, расположенные вблизи исходного столбчатого кристаллита. Также присутствуют мелкодисперсные частицы длиной 10...40 мкм, равномерно распределенные по матрице материала между исходными столбчатыми кристаллитами. Глубже на протяжении 300...360 мкм присутствуют колонии частиц длиной до 100 мкм. На протяжении 350 мкм от нижнего края 7 слоя размер частиц составляет около 60...80 мкм.

Структура глубинных 6...3 слоев комбинированная и идентична вышележащим слоям.



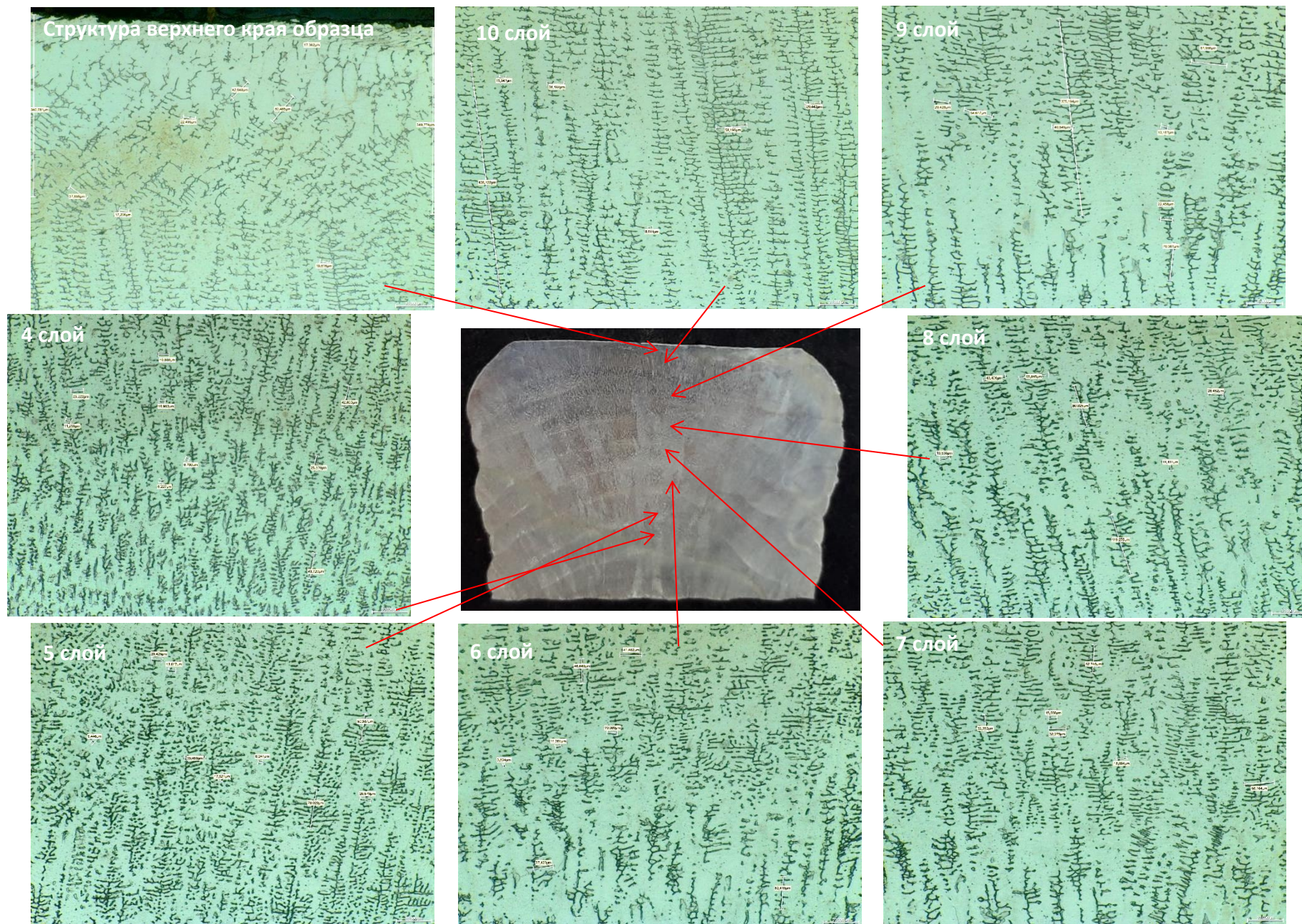
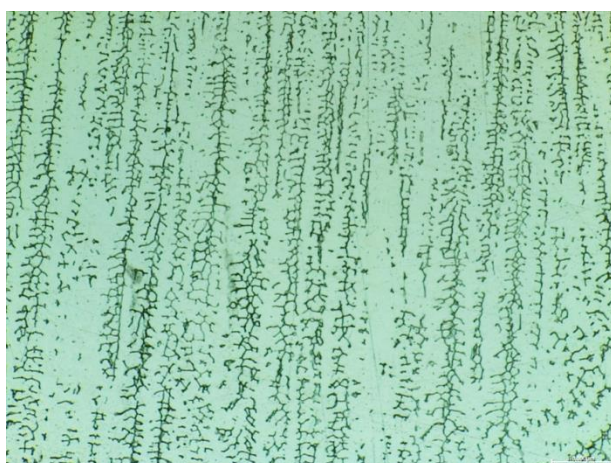


Рисунок 5.5 – Микроструктура слоев синтезированного из проволоки образца из стали 309 LSi с ВТДУ только верхнего слоя при температуре упрочняемой поверхности 600 °С, х600

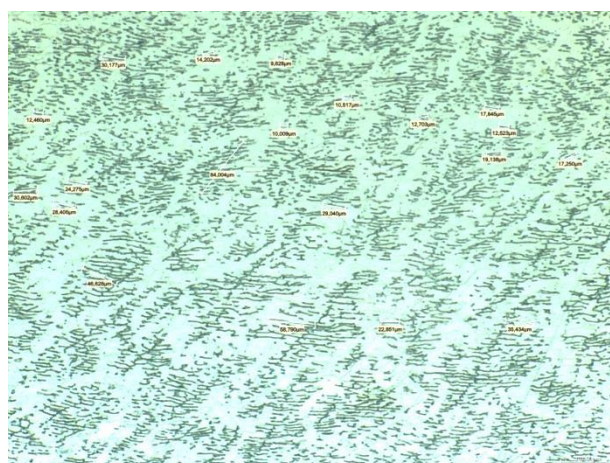


На рисунке 5.5 приведено сравнение микроструктуры слоев синтезированного образца, упрочненного по периодической стратегии ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности 600 °С с упрочнением только верхнего слоя.

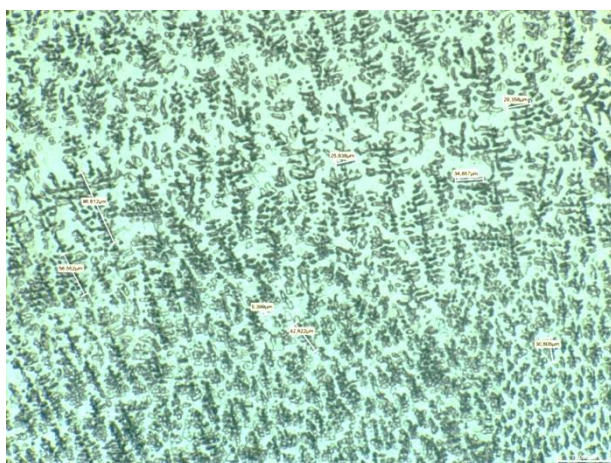
Анализ характерных размеров структурных составляющих синтезированного образца с ВТДУ только верхнего слоя в программном комплексе SIAMS подтвердил послойное уменьшение длин и площадей колоний частиц до 80% за счет повышения диффузии частиц в матрицу материала, приложение К.



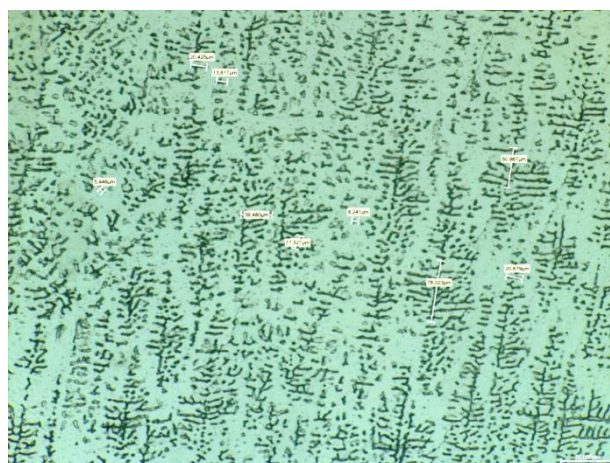
а) без упрочнения



б) послойное ВТДУ при 200 °С



в) периодическое ВТДУ при 600 °С с упрочнением каждого 5 слоя



г) периодическое ВТДУ при 600 °С с упрочнением только верхнего слоя

Рисунок 5.6 – Влияние стратегий ВТДУ на микроструктуру выращенной детали из стали 309LSi

На основании проведенных исследований выявлены характерные изменения микроструктуры в зависимости от стратегии упрочнения на примере сравнения



микроструктур 5 слоев, рисунок 5.6. Независимо от стратегии ВТДУ, в отличие от неупрочненных образцов с транскристаллитной грубой дендритной структурой, упрочненные образцы из стали 309 LSi во всех слоях имеют мелкодисперсную микроструктуру раздробленных дендритов, с более чем в 8...10 раз меньшим характерным размером фазовых частиц.

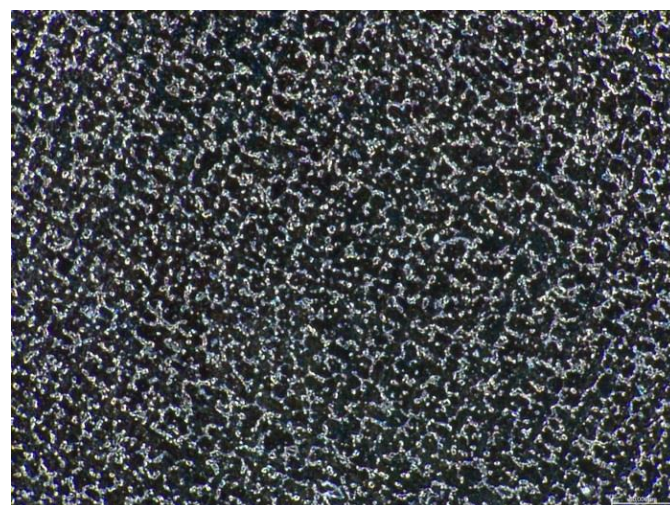
### 5.1.2. Синтезированный образец из проволоки Cr-Ni сплава ЭИ868

Исследования микроструктуры синтезированных образцов из проволоки ЭИ868 проводились в двух плоскостях, параллельной и перпендикулярной оси вращения образца.

Микроструктура упрочненной поверхности в плоскости, параллельной оси вращения образца имеет ячеистое дендритное строение, дендриты равномерно распределены в матрице материала с высокой плотностью, рисунок 5.7.



x158



x500

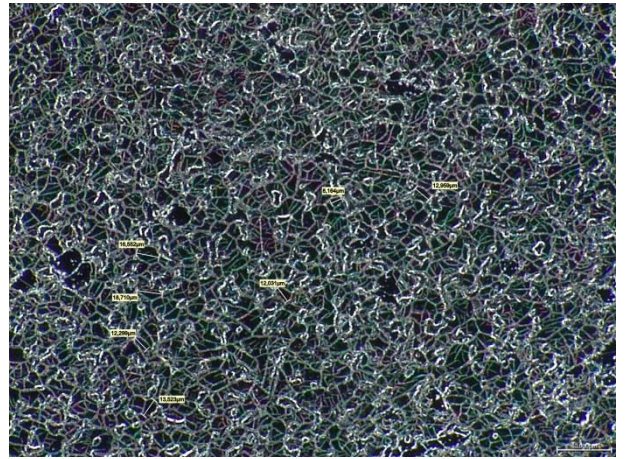
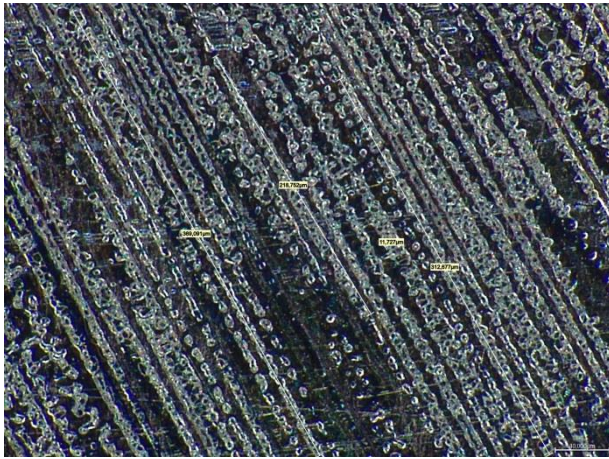
Рисунок 5.7 – Микроструктура упрочненной поверхности френча в плоскости, параллельной оси вращения образца, сплав ЭИ868

Микроструктура сечения, перпендикулярного оси вращения неупрочненного образца из сплава ЭИ868 также имеет дендритное строение, рисунок 5.8, дендриты значительной протяженности (более 800 мкм) со слабо развитыми осями второго порядка распределены по матрице материала.

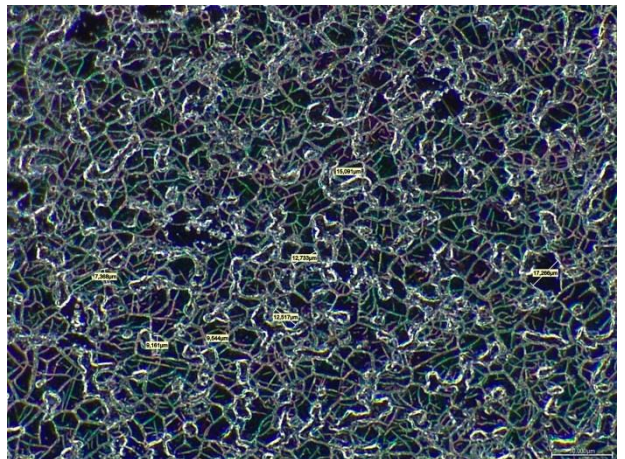
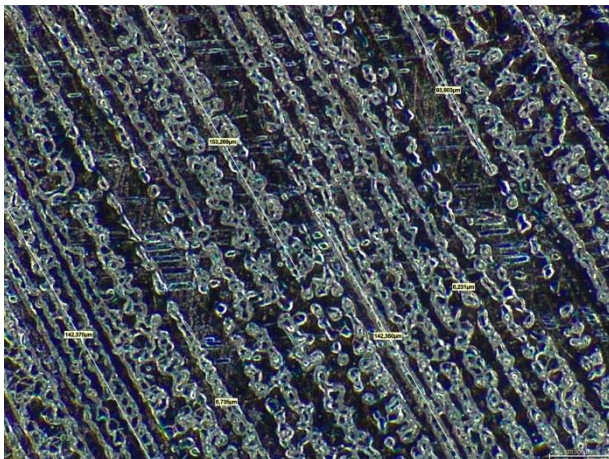
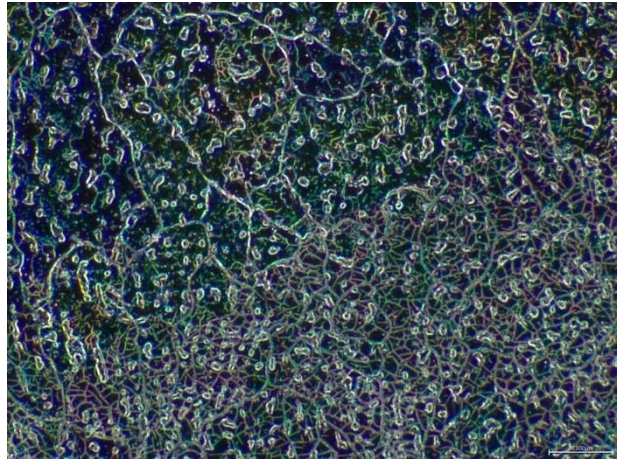
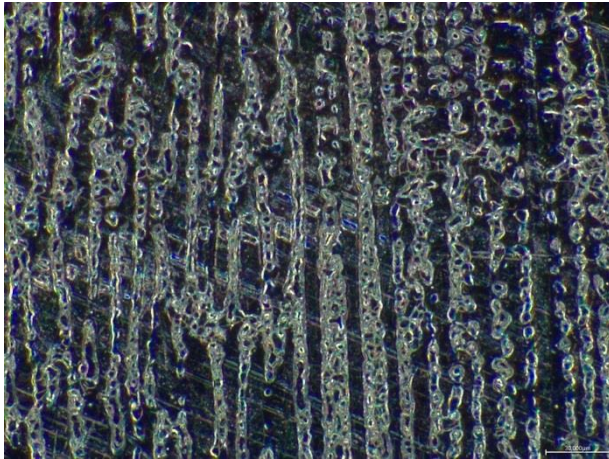


Не упрочненный образец

Упрочненный образец



а) x1000



б) x1500

Рисунок 5.8 – Микроструктура синтезированного образца из проволоки марки ЭИ868 в сечении, перпендикулярном оси вращения образца



В результате ВТДУ дендриты раздроблены, мелкодисперсные частицы длиной 8...25 мкм равномерно распределены по матрице материала. ВТДУ способствует уменьшению размера частиц более чем в 10 раз.

В результате исследования влияния ВТДУ на микроструктуру наплавленных деталей из Cr-Ni и Cr-Ni-Mo проволоки выявлено:

1. Структура синтезированных из проволоки и упрочненных методом ВТДУ образцов, изготовленных из Cr-Ni и Cr-Ni-Mo сплавов, соответствует предложенной феноменологической модели технологии аддитивного синтеза деталей из проволоки и ВТДУ (п.3.1).

2. Упрочненные образцы имеют мелкодисперсную структуру раздробленных под действием приложенной нагрузки дендритов во всех слоях наплавленной детали. В результате упрочнения формируется гетерогенная микроструктура с твердыми фракциями в более мягкой и пластичной матрице материала, эффективная в эксплуатационных условиях.

## **5.2. Закономерности технологического наследования особенностей структурного строения материала поверхностного слоя при различных стратегиях ВТДУ синтезируемой детали**

Учитывая особенности исследуемого метода повышения качества синтезированных деталей волновым термомеханическим упрочнением, необходимо рассматривать производственный процесс изготовления с учетом технологического наследования свойств материала, т.к. формирование, накопление и изменение эксплуатационных свойств происходит на всех этапах жизненного цикла детали. Явление переноса свойств объектов от предшествующих операций к последующим, называется технологическим наследованием (ТН), а сохранение этих свойств технологической наследственностью [20,79]. ТН предусматривает взаимосвязь отдельных элементов системы, будь то технологический процесс в целом или сам объект обработки. В данной работе под системой понимается синтезируемая деталь, которую в процессе синтеза послойно

упрочняют волной деформации, т.о. изготовление детали осуществляется за одну технологическую операцию. В таком случае технологическая наследственность находит отражение через формирование микроструктуры, и как следствие, влияет на механические свойства поверхностного слоя

Кристаллизация осажденного материала наплавленного слоя 3DMP- методом идентична кристаллизации металла в сварочной ванне. Формируемая микроструктура послойно наплавленной детали характеризуется дендритными колониями с осями 1 реже 2 порядка значительной протяженности. Дендриты переходят из нижележащих слоев в вышележащие, формируя единую структуру по всему объему образца в направлении, обратном теплоотводу [72]. В [52] такая микроструктура названа транскристаллитной.

Такая схема образования микроструктуры характерна для сварки многослойных швов. В работах [52, 73] рассматривается формирование кристаллитов структуры сварного шва из оплавленных зерен основного материала, так называемой «подкладке», на границе сплавления металла ванны с основным материалом. В результате формируется дендритная структура с большой протяженностью, но слабо развитыми осями второго порядка, что объясняется затрудненностью параллельного роста многочисленных кристаллитов. При наложении многослойных швов, в роли подкладки, на которой будут расти кристаллы, выступают частично расплавленные кристаллиты из зоны провара (верхней части нижележащего шва), сохраняющие переходящую столбчатую структуру сварного шва.

Так же для наплавленных деталей из легированной стали со сформированной дендритной структурой характерно неравномерное распределение карбидов легирующих элементов, так как при росте дендрита карбиды «оттесняются» от центра и распределяются по краям столбца [73] с различной плотностью. Кроме того, при создании многослойных швов неравномерное распределение карбидов будет и в разных слоях [84]: небольшие и равномерно распределенные – в нижних, более крупные и менее распределенные – в срединных и небольшие и равномерно распределенные – в верхних слоях.

При нанесении первого базового слоя горячего расплавленного материала на холодную (с температурой равной температуре окружающей среды) подложку за счет быстрого теплоотвода формируется столбчатая дендритная структура с равномерно распределенными карбидами небольшого размера по границам кристаллитов. Последующее упрочнение наплавленного слоя осуществляется при температуре ниже температуры рекристаллизации, но высоких показателях пластичности материала. В результате динамического деформационного воздействия столбчатые кристаллиты дробятся [47], перераспределяются карбиды, формируется мелкозернистая структура упрочненного слоя, выступающая благоприятной основой для роста кристаллитов следующего слоя.

При наплавке на упрочненный слой второго слоя расплава, между слоями происходит теплообмен, часть энергии отходит в зону провара и затрачивается на расплавление «подложки», часть распределяется в объеме материала. Аналогично предыдущему слою, формируется столбчатая дендритная структура. Изменения микроструктуры во втором слое после упрочнения аналогичны описанным ранее.

По мере увеличения количества наплавленных слоев теплоотвод уменьшается, что приводит к нагреву нескольких нижележащих слоев до температур рекристаллизации. Упрочнение волной деформации, происходит на большую глубину, значительно выше глубины рекристаллизации, что позволяет повторно (многократно) упрочнить объем материала, расположенный под восстановленной зоной.

Необходимо учитывать, что при послойной обработке на слои, с различной глубиной залегания, будет оказано деформационное воздействие разное количество раз. Так, при выращивании 10-слойного образца с послойной обработкой 10 слой упрочняется 1 раз, 8 слоя – 3 раза (при упрочнении 10, 9, 8 слоев). Следовательно, многократное деформационное воздействие на глубинные слои материала происходит при значительном градиенте температур. В результате деформационного воздействия во всех слоях наплавленной детали формируется мелкодисперсная структура, размеры зерен которой уменьшаются с увеличением глубины залегания слоя. Структурный градиент имеет место до определенной глубины,

после которой структура имеет равномерное мелкодисперсное строение.

При реализации периодической стратегии упрочнения формирование микроструктуры имеет аналогичный характер измельчения сформированных дендритов. Однако, для обеспечения равномерной измельченной микроструктуры периодичность деформирующего воздействия (через несколько наплавленных слоев) должна превышать количество слоев, прогреваемых в процессе синтеза выше температур рекристаллизации.

Следует отметить существенные различия внутреннего строения слоев материала, наплавленных без упрочнения и с послойным упрочнением. Граница между наплавленными слоями (зона провара) не упрочненного образца менее явная, процесс диффузии слоев проявлен в большей степени. При послойном упрочнении граница между слоями более характерная, диффузия протекает менее активно, однако, учитывая градиент температур и теплообмен между слоями, скорость диффузии имеет достаточное значение. Отсутствие явно выраженных границ разных слоев материала позволяет минимизировать наличие участков с ослабленными связями (характерных для нанесения покрытий), провоцирующими рост и развитие микротрещин между слоями. Аналогичный вывод можно сделать при сравнении зарубежных исследований неупрочненного [84] и упрочненного роликом [88] наплавленных методом WAAM многослойных образцов.

Таким образом, за счет волнового термомодеформационного упрочнения наплавленных слоев достигается несколько целей:

1. Увеличение количества центров кристаллизации «подкладки» для роста новых кристаллов последующего наплаваемого слоя, за счет измельчения микроструктуры ранее осажденного слоя.

2. Равномерное перераспределение карбидных включений в неостывшей пластичной матрице слоя.

3. Создание гетерогенной мелкодисперсной структуры материала за счет дробления в результате многократного ВТДУ столбчатых кристаллитов значительной протяженности с тенденцией уменьшения размера зерен по мере углубления от верхних слоев.



4. Повышение плотности и механических свойств поверхностного слоя синтезированной детали.

Применяя различные стратегии ВТДУ, можно получить различные микроструктуры, с очень разными характерными размерами фазовых элементов, а значит различными механическими свойствами. Таким образом, имеет место проявление эффекта технологического наследования свойств в зависимости от выбранной технологии синтеза материала и технологической стратегии ВТДУ.

### **5.3. Исследование влияния режимов ВТДУ на микротвердость**

#### **5.3.1. Синтезированный образец из проволоки Cr-Ni-Mo 309LSi**

Экспериментальные исследования влияния технологических режимов ВТДУ на микротвердость проведены согласно плану, приведенному в таблице 5.3. Измерение микротвердости для синтезированных из проволоки 309LSi образцов проводилось на твердомере KB30 согласно ГОСТ 2999-75 [15] по методу Виккерса с нагрузкой на индентор 1 кг.

Твердость неупрочненного синтезированного образца имеет равномерное распределение по всей длине образца на уровне 170...180 HV, рисунок 5.9, а.

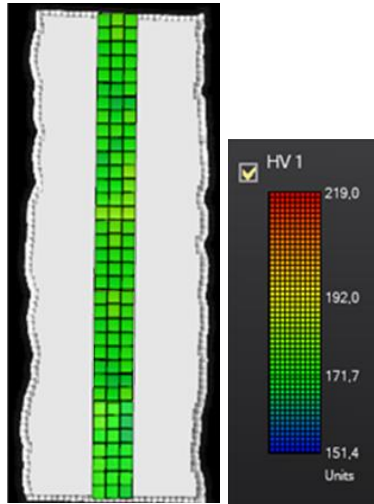
Послойное ВТДУ синтезированного образца при температуре упрочняемой поверхности  $t_{\text{упр}}=200$  °С позволило получить равномерное распределение микротвердости по сечению образца от максимальных значений на верхних слоях с плавным снижением к глубинным слоям, рисунок 5.9, б. Условно на карте микротвердости можно выделить три зоны:

- подповерхностная зона с максимальной микротвердостью от 310...280 HV на глубине 0...4,5 мм от верхнего края образца;
- переходная зона с микротвердостью 280...255 HV на глубине 4,5...6,9 мм;
- зона с микротвердостью 260...235 HV на глубине 6,9...9,9 мм.

Т.о. послойное упрочнение при 200 °С позволяет повысить микротвердость образца на 34...77 %.

Таблица 5.3 – План и результаты экспериментальных исследований ВДУ легированной стали 309 LSi

Стратегия обработки	Температура упрочняемой поверхности, °С	Зона максимального упрочнения		Переходная зона		Зона минимального упрочнения	
		HV	глубина, мм	HV	глубина, мм	HV	глубина, мм
Наплавка	–	180...170 HV по всей длине образца					
Наплавка + послойное упрочнение	600	276...250	0...5,7	260...230	5,7...7,5	250...220	7,5...9,9
	400	315...256	0...5,1	-	-	250...230	5,1...10,5
	200	310...280	0...4,5	280...255	4,5...6,9	260...235	6,9...9,9
Наплавка 5 слоев + упрочнение 5-го + наплавка 5 слоев + упрочнение 10-го слоя	600	299...270	0...5,7	245...255	5,7...6,3	222...260	6,3...9,3
Наплавка 10 слоев + упрочнение верхнего 10 слоя	600	306...264	0...5,7	257...210	5,7...8,7	200...180	8,7...9,9



а) неупрочненный образец

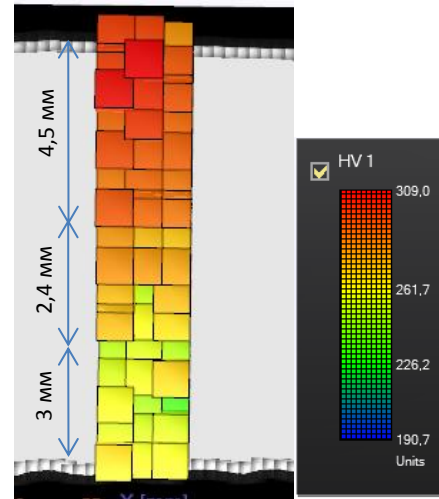
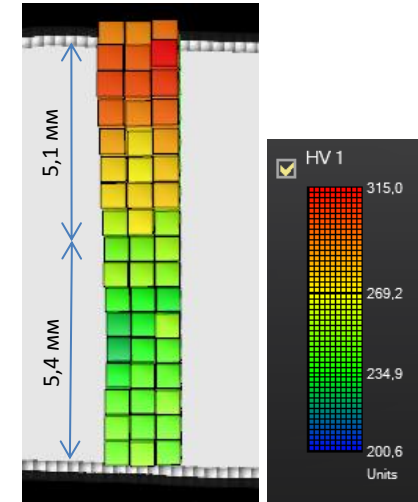
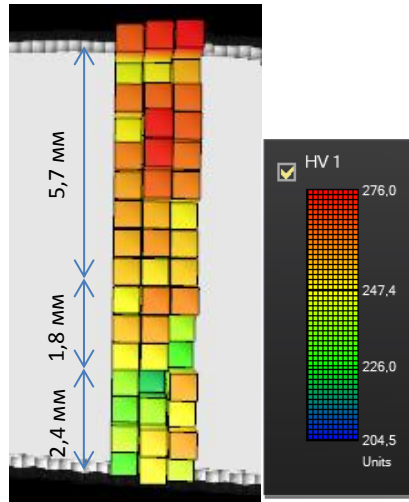
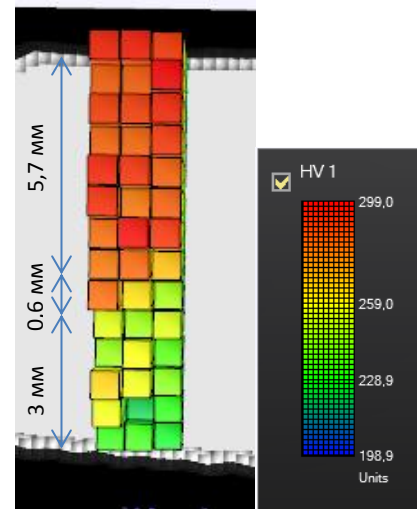
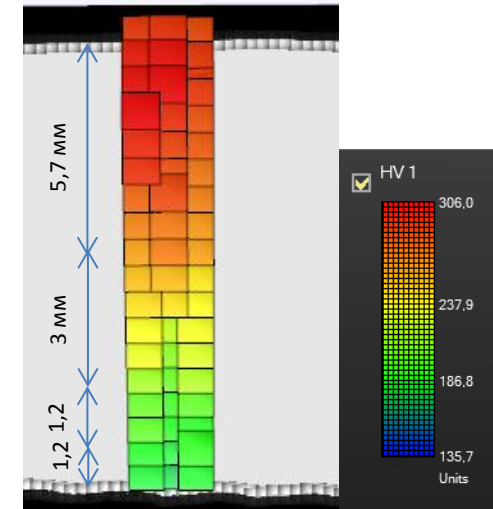
б) послойное ВТДУ при  $t_{\text{ynp}}=200\text{ }^{\circ}\text{C}$ в) послойное ВТДУ при  $t_{\text{ynp}}=400\text{ }^{\circ}\text{C}$ г) послойное ВТДУ при  $t_{\text{ynp}}=600\text{ }^{\circ}\text{C}$ д) периодическое ВТДУ с упрочнением  
каждого 5 слоя при  $t_{\text{ynp}}=600\text{ }^{\circ}\text{C}$ е) периодическое ВТДУ только  
верхнего слоя при  $t_{\text{ynp}}=600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 

Рисунок 5.9 – Карты микротвердости неупрочненного и упрочненных образцов из стали 309LSi

Послойное ВТДУ синтезированного образца при температуре  $t_{\text{упр}} = 400$  °С позволило получить равномерное распределение микротвердости по сечению образца от максимальных значений на верхних слоях с плавным понижением к нижним слоям образца, рисунок 5.9, в. На глубине 0...5,1 мм от края образца микротвердость составляет 315...256 НВ и 250...230 НВ в нижней части образца на глубине 5,1...10,5 мм. Т.о. послойное упрочнение при 400 °С позволяет повысить микротвердость образца на 31...80 %.

Послойное ВТДУ синтезированного образца при температуре  $t_{\text{упр}} = 600$  °С, рисунок 5.9, г, позволило повысить микротвердость до 276...250 НВ вышележащих слоев на глубину 0...5,7 мм от края верхнего слоя. Серединные слои с менее равномерной переходной зоной имеют микротвердость 260...247 НВ на глубине 5,7...7,5 мм. Нижние слои имеют микротвердость 250...230 НВ на глубине 7,5...9,9 мм. Т.о. послойное упрочнение при 600 °С позволяет повысить микротвердость образца на 26...58%.

Периодическое ВТДУ с чередованием упрочнения 5 слоев при температуре упрочняемой поверхности 600 °С позволило создать равномерное распределение твердости по сечению образца с микротвердостью 299...270 НВ на глубине 0...5,7 мм от верхнего края образца, переходную зону глубиной 5,7...6,3 мм с микротвердостью 292...265 НВ и упрочнить нижние слои на глубине 6,3...9,3 мм до 222...260 НВ, рисунок 5.10, е. Т.о. упрочнения каждого 5 наплавленного слоя при 600 °С позволяет повысить микротвердость образца на 27...71 %.

Периодическое ВТДУ с упрочнением только верхнего слоя при  $t_{\text{упр}} = 600$  °С позволило создать равномерное распределение микротвердости по сечению образца в диапазоне 306...264 НВ на глубине 0...5,7 мм от верхнего края, переходную зону на глубине 5,7...8,7 мм с микротвердостью 257...210 НВ и упрочнить нижележащие слои на глубину 8,7...9,9 мм до 200...180 НВ, рисунок 5.9, д. Глубинные слои, расположенные на расстоянии 9,9...11,1 мм от верхнего края образца имеют микротвердость 180...175 НВ, идентичную показателям микротвердости неупрочненной оболочки. Т.о. общая глубина воздействия составляет около 9,9 мм. Упрочнение верхнего 10 слоя при температуре 600 °С позволяет повысить

микротвердость образца на 6...75 %.

Согласно графику распределения микротвердости по сечению образцов, рисунок 5.10, все упрочненные образцы имеют микротвердость в 1,5 раза больше исходного неупрочненного образца. Для всех упрочненных образцов, независимо от стратегии упрочнения, характерно равномерное распределение микротвердости по сечению образца от максимальных значений на верхних слоях на глубине 0...5 мм, с плавным понижением к более глубинным слоям. На глубине более 5...5,7 мм происходит понижение до значений, минимум в 1,3 раза больше по сравнению с микротвердостью неупрочненного образца. Послойное упрочнение при 200...400°C и периодическое упрочнение на глубине до 5 мм имеют близкий характер, обеспечивают максимальную величину микротвердости в 2 раза больше микротвердости неупрочненного образца.

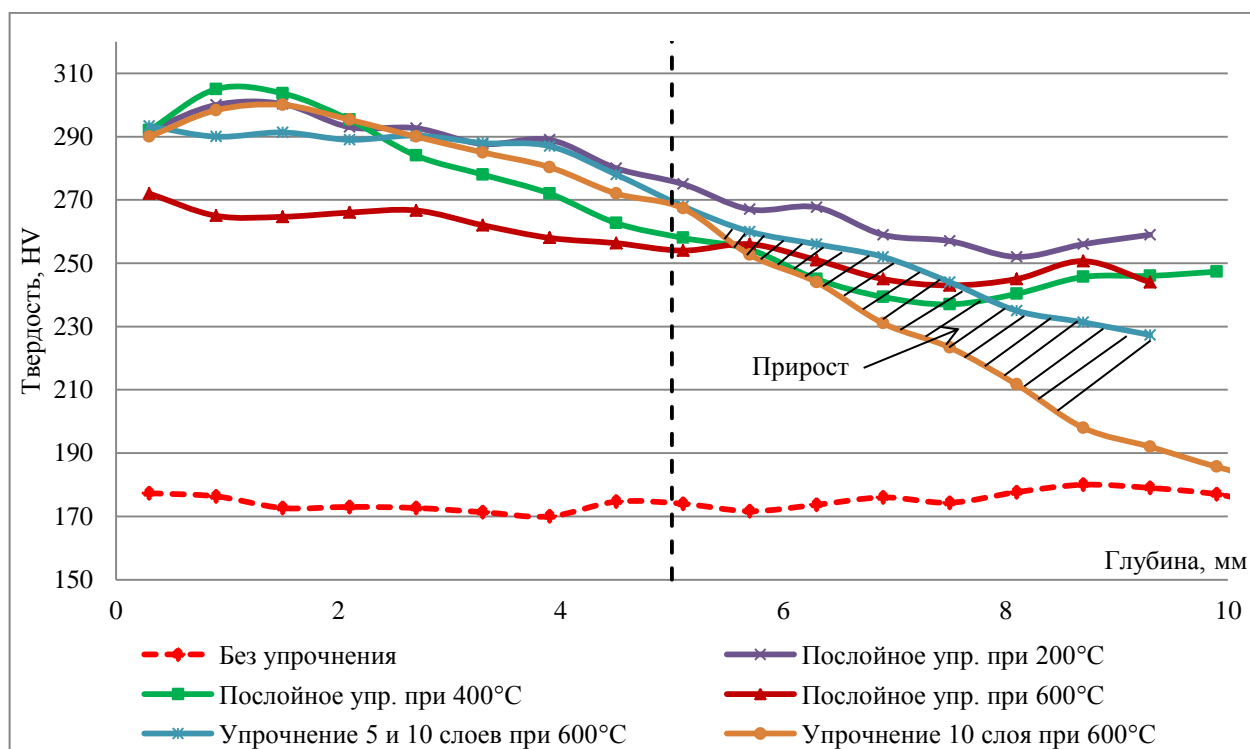


Рисунок 5.10 – Графики микротвердости неупрочненного и упрочненных образцов из стали 309LSi

Сравнение графиков образцов, упрочненных по цикловой стратегии (с упрочнением 5 и 10 слоев и только 10 слоя) показало незначительную разницу (до 3%) величин микротвердости на глубине 0...5 мм. Глубже 5 мм прирост

микротвердости образца с периодичностью упрочнения 5 слоев составляет 6...15%, что доказывает эффективность применения стратегии упрочнения с чередованием нескольких слоев.

Установлено, что при толщине наплавляемого слоя до 2,5 мм применение послойного упрочнения не обязательно, в целях достижения наибольшей производительности комбинированного процесса при обеспечении высоких параметров качества поверхностного слоя необходимо и достаточно проводить ВТДУ каждого второго-пятого слоя при температуре упрочняемой поверхности 200...600 °С.

### 5.3.2. Синтезированный образец из проволоки Cr-Ni сплава ЭИ868

Исследуемые образцы, синтезированные с ВТДУ и без него, имеют цилиндрическую форму. Исследуется две части образцов: поверхностный слой и середина образцов. Измерение микротвердости для синтезированных из проволоки ЭИ868 образцов проводилось по методу Виккерса HV<sub>10</sub>.

В результате ВТДУ синтезированного образца из Cr-Ni сплава ЭИ868 упрочненного по всему сечению, обеспечивается повышение микротвердости в 1,6...2 раза, рисунок 5.11.

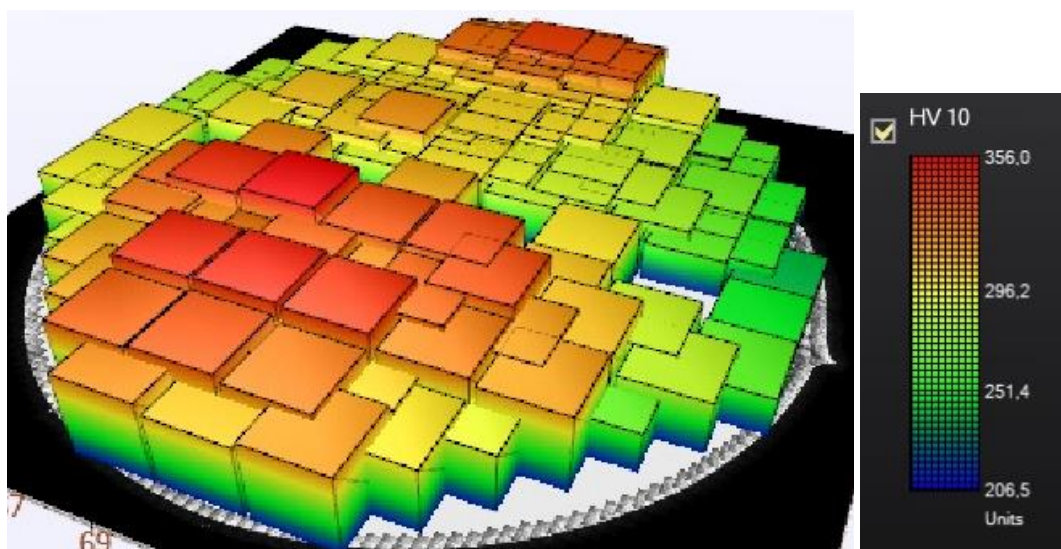


Рисунок 5.11 – Измерение микротвердости середины синтезированного упрочненного образца из хромо-никель-молибденового сплава ЭИ868

Упрочненная поверхность образца из хромо-никель-молибденового сплава ЭИ868 имеет микротвердость 420...480 HV, что в 2,3...2,6 раза превышает микротвердость неупрочненного образца, рисунок 5.12.

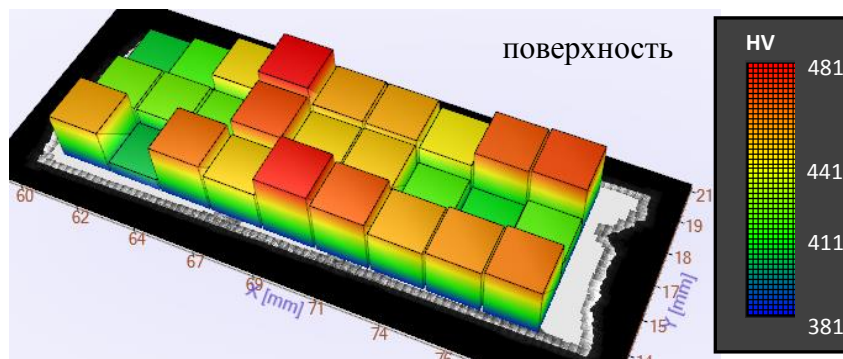


Рисунок 5.12 – Измерение микротвердости середины синтезированного упрочненного образца из хромо-никель-молибденового сплава ЭИ868

### 5.3.3. Разработка регрессионной модели влияния технологических факторов на микротвердость поверхностного слоя

Среди выявленных при разработке модели типа «черный ящик» (гл. 3), наиболее значимых технологических факторов комплексного технологического процесса, параметры  $V_{св.в.}$  и  $I_{напл}$  относятся к параметрам сварки и зависят от материала и диаметра фистока. Их целесообразно определить расчетом по известным формулам с помощью многочисленной справочной и научно-исследовательской литературы, посвященной теме сварочных процессов [3, 25, 52, 72, 73]. При разработке математической модели процесса эти величины приняты постоянными. Итоговая модель типа «черный ящик» схематично показана на рисунке 5.13.

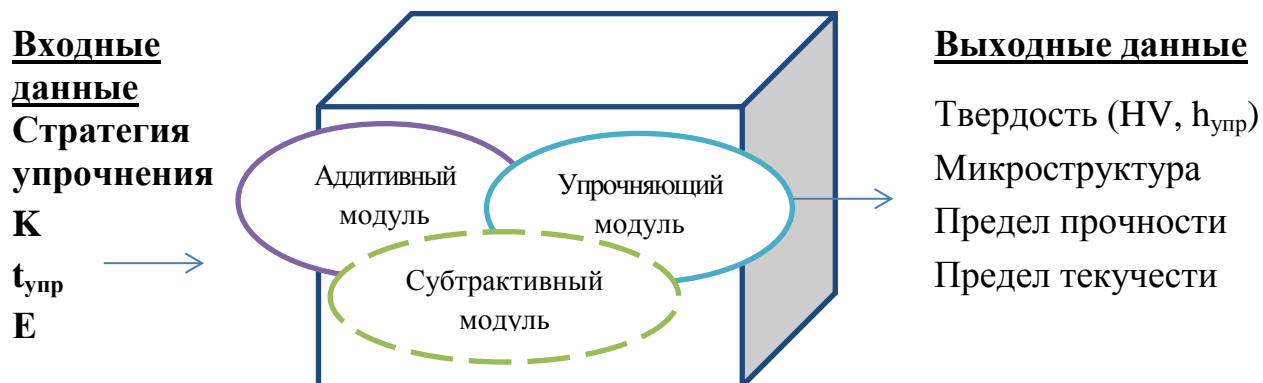


Рисунок 5.13 – Рассматриваемая модель «черный ящик»

На основании экспериментальных данных по исследованию влияния ВТДУ на микротвердость синтезированных образцов из проволоки Cr-Ni и Cr-Ni-Mo групп (п.5.3), предлагается регрессионная математическая модель, приложение Л, описывающая закономерность изменения микротвердости поверхностного слоя в зависимости от выбранных входных параметров упрочнения:

$$HV=0,06t_{\text{упр}}+ 25.04K+ 0.38E -0.85 h_{\text{упр}} - 0.06t_{\text{упр}} K - 0.0003t_{\text{упр}} E + 237,17 \quad (5.1)$$

После исключения незначимых факторов формула (5.1) имеет вид:

$$HV = 0,06t_{\text{упр}}+ 25.04K+0.38E-0.85 h_{\text{упр}} - 0.06t_{\text{упр}} K + 237,17 \quad (5.2)$$

Оценка полученных данных проводилась по критерию Фишера [60]:  $F_{\text{расч}} = 1,678$ ,  $F_{\text{крит}} = 2,54$  (при уровне значимости 5%). Соотношение  $F_{\text{расч}} < F_{\text{крит}}$ , что позволяет принять гипотезу о корректности полученных экспериментальных данных.

#### **5.4. Исследование влияния режимов ВТДУ на механические свойства синтезированных образцов из Cr-Ni и Cr-Ni-Mo проволоки**

Проведенное исследование зависимости применяемых технологических режимов ВТДУ для обработки синтезированных образцов из проволоки Cr-Ni группы показало повышение твердости по Роквеллу: при ВТДУ наплавленного слоя при температуре упрочняемой поверхности 200...400°C – в 2,3 раза, при температуре 400...600 °C – в 2,7 раз, при температуре 600...800 °C – в 2,4 раза, после двукратной обработки в диапазонах 600...800 °C и 400...600 °C – в 2,8 раз, рисунок 5.14.

Для исследований режимов ВТДУ на механические свойства синтезированного материала наплавлились образцы-заготовки диаметром 15 мм и длиной более 100 мм согласно ГОСТ Р 57556-2017 [18], рисунок 5.15, а. Из образца-заготовки на электроэрозионном станке вырезались образцы для испытаний на разрыв согласно ГОСТ 1497-84 [13]. На рисунке 5.15, б изображены образцы после проведения испытаний на разрыв, а в таблице 5.4 представлены результаты проведенных испытаний.



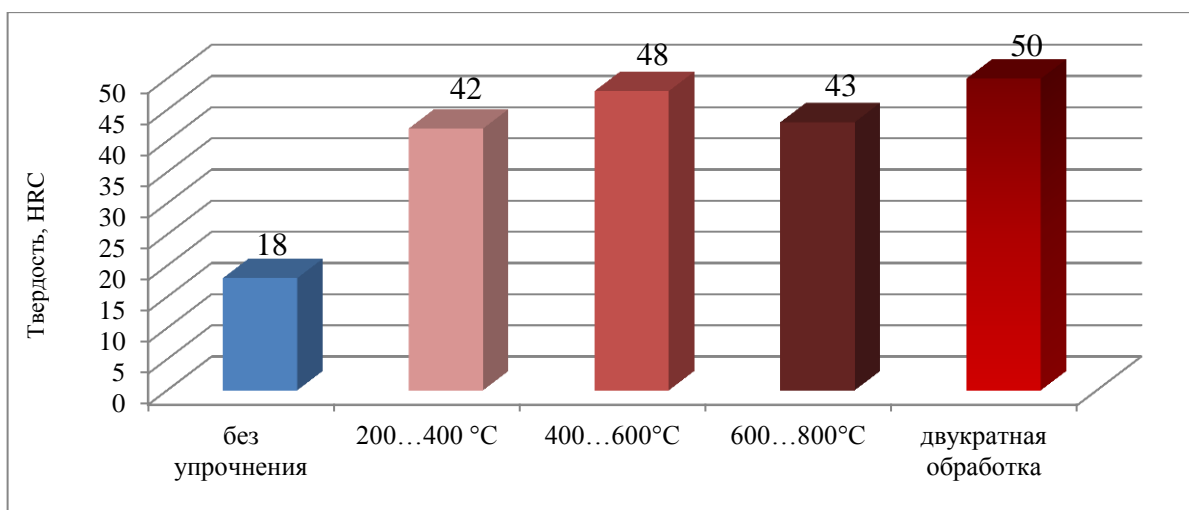


Рисунок 5.14 – Влияние режимов ВТДУ на твердость синтезированных образцов из сплава ЭИ868

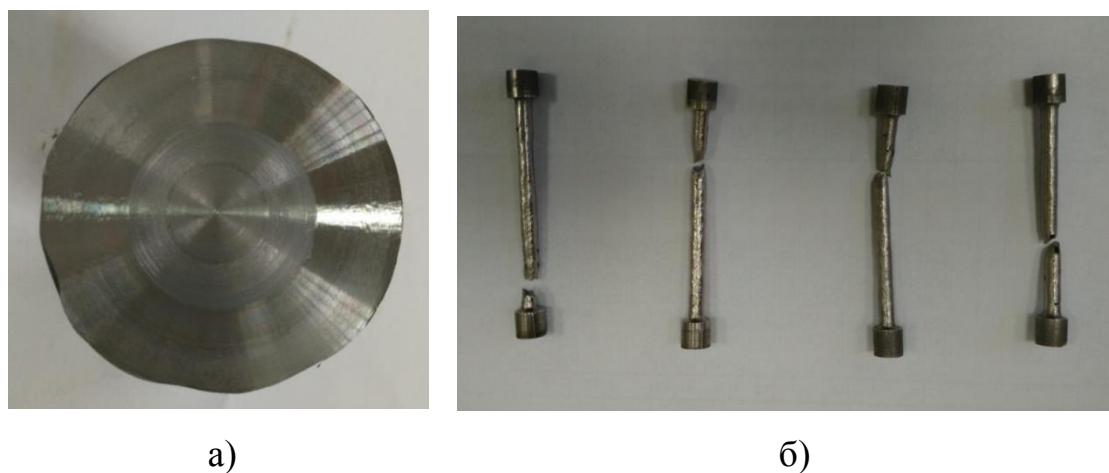


Рисунок 5.15 – Образцы для проведения испытаний на разрыв

Таблица 5.4 – Результаты испытаний на разрыв образцов полученных с применением аддитивных технологий

№ образца	$\delta, \%$	$\Psi, \%$	$\sigma_{вр}, \text{МПа}$
5	26,8	55,5	557
4	-	28,0	531
3	16,1	47,3	538
2	22,8	41,5	566

Примечание – относительное удлинение  $\delta$  для образца 4 посчитать не удалось, т.к. разрыв произошел на самом краю образца.

На рисунке 5.16 приведено сравнение механических свойств синтезированных образцов из Cr-Ni сплава ЭИ868 без ВТДУ и с упрочнением, а также приведены

справочные данные для закаленного проката этой стали. Применение ВТДУ, по сравнению с синтезированными из проволоки неупрочненными образцами из Cr-Ni сплава ЭИ868 позволило повысить механические свойства: твердость в 2,5 раза, предел прочности в 1,5 раза, предел текучести в 2 раза, при уменьшении относительного удлинения в 3 раза и сохранении ударной вязкости на достаточно высоком уровне, рисунок 5.16.

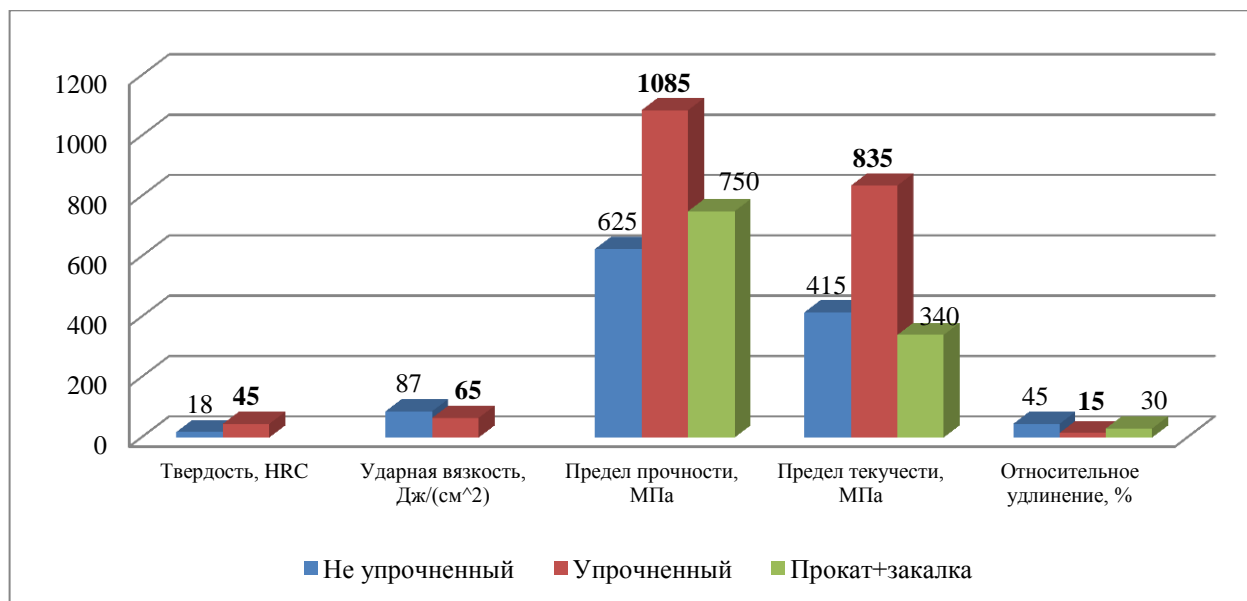


Рисунок 5.16 – Изменение механических свойств синтезированных из хромоникель-молибденового сплава ЭИ868 после ВТДУ

### 5.5. Выбор рациональных технологических режимов ВДУ и ВДТУ

Отличительной особенностью ВДУ, являющегося основой ВТДУ, является необходимость задания параметров импульса и технологических режимов обработки с учетом сопротивления деформации обрабатываемого материала [29]. В таком случае ключевое значение имеет размер отпечатка индентора на упрочняемой поверхности, учитывающий как параметры упрочняемого материала (динамический коэффициент пластической твердости НД), так и режимы упрочнения (сила статического поджатия инструмента, энергия удара, и т.д.) и параметры качества поверхностного слоя (глубина и степень упрочнения). Т.о. установив вид связи между температурой ВТДУ и характерным размером отпечатка на обрабатываемой

поверхности, можно задать значения интегрального технологического параметра – коэффициента перекрытия отпечатков, и назначить наиболее благоприятные режимы упрочнения в каждом конкретном случае.

Для установления вида связи проведен предварительный эксперимент по выявлению математической зависимости размеров отпечатков  $d$  от температуры упрочняемой поверхности  $t_{упр}$  в расширенном диапазоне 20...900 °С, приложение М.

Соотношение размера отпечатка в условиях нормальных температур и нагретой поверхности определяется при одинаковых технологических режимах, выбранных по [29]: диаметр ролика 19 мм; энергия ударов 75 Дж; частота ударов 7 Гц. Результаты эксперимента для расширенного диапазона приведены на рисунке 5.17.

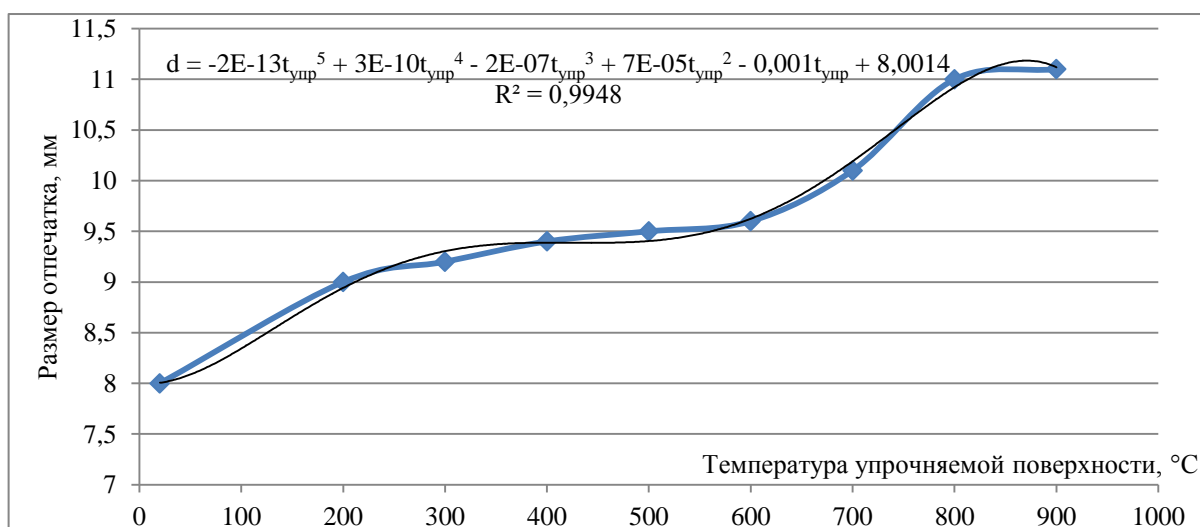


Рисунок 5.17 – Зависимость изменения размера отпечатков от температуры упрочняемой поверхности в диапазоне 20...900 °С

Оценка полученных данных по размерам отпечатков в зависимости от температуры упрочняемой поверхности проводилась с помощью статистических характеристик по критерию Фишера. Согласно приведенной в [40, 60] методике расчета получены:  $F_{расч} = 2,3$  и  $F_{крит} = 2,74$  (при уровне значимости 5%). Соотношение  $F_{расч} < F_{крит}$ , позволяет принять гипотезу о корректности полученных экспериментальных данных.

Аппроксимация графической зависимости размера отпечатков от температуры упрочняемой поверхности с достоверностью 0,9948 позволила предложить

математическую моделью вида:

$$d = -2e - 13t_{\text{упр}}^5 + 3e - 10t_{\text{упр}}^4 - 2e - 7t_{\text{упр}}^3 + 7e - 5t_{\text{упр}}^2 - 0,001t_{\text{упр}} + 8,0014 \quad (5.3)$$

Если пренебречь малозначимыми слагаемыми, модель упрощается до вида:

$$d = 24,3119 - 13t_{\text{упр}}^5 - 10t_{\text{упр}}^4 - 7t_{\text{упр}}^3 - 5t_{\text{упр}}^2 - 0,001t_{\text{упр}} \quad (5.4)$$

Так как рассматриваемый в работе температурный диапазон составляет 200...600 °С, целесообразно упрощение приведенных зависимостей (5.1-5.2), рисунок 5.18.

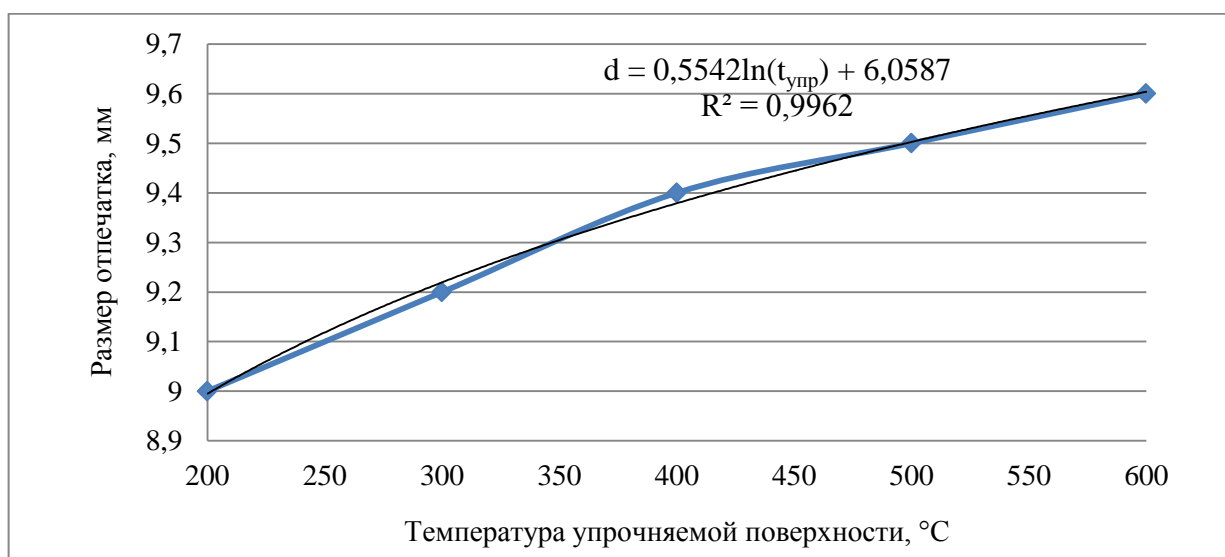


Рисунок 5.18 – Зависимость изменения размера отпечатков от температуры упрочняемой поверхности в диапазоне 200...600 °С

Тогда в рассматриваемом в работе диапазоне температур 200...600 °С математическая зависимость для расчета технологических режимов через размер отпечатка с достоверностью 0,9962 имеет вид:

$$d = 0,55 \ln(t_{\text{упр}}) + 6,06 \quad (5.5)$$

$$d = 6,56 t_{\text{упр}}^{0,06} \quad (5.6)$$

Тогда, основные закономерности для определения технологических режимов ВДУ, адаптированные под ВТДУ, их влияния на глубину упрочнения поверхностного слоя примут вид:

$$h = \frac{2,75}{\sqrt{\pi ab}} \sqrt{\frac{2\phi AR_{\text{пр}}}{\text{НД}n_{\text{д}}}} = \frac{2,75}{\sqrt{\pi ab}} \sqrt{\frac{\phi Ad}{\text{НД}n_{\text{д}}}} = \frac{2,75}{\sqrt{\pi ab}} \sqrt{\frac{\phi A(6,56t_{\text{упр}}^{0,06})}{\text{НД}n_{\text{д}}}} = \frac{3,97}{\sqrt{ab}} \sqrt{\frac{\phi At_{\text{упр}}^{0,06}}{\text{НД}n_{\text{д}}}}$$

$$h = \frac{3,93}{\sqrt{ab}} \sqrt{\frac{At_{\text{упр}}^{0,06}}{\text{НД}n_{\text{д}}}} \quad (5.7)$$

где:  $a$  и  $b$  – большая и малая полуось эллипса образованного в контакте инструмента и упрочняемой поверхности, мм;

$n_{\text{д}}$  – динамический коэффициент пластической твердости;

$A$  – энергия ударных волн деформации, Дж;

$\phi$  – коэффициент,  $\phi = 0,92 \dots 0,97$  (для более твердых материалов выбирается меньшее значение);

$R_{\text{пр}}$  – приведенный радиус кривизны контакта инструмента и нагружаемой поверхности, мм;

$\text{НД}$  – пластическая твердость упрочняемого материала, МПа [23].

Дальнейший расчет технологических режимов ВДУ проводится согласно алгоритму, приведенному в [29, 30] для определения режимов по заданным параметрам упрочнения.

Полученные зависимости  $d=f(t_{\text{упр}})$  имеют величину достоверности более 0,99, что позволяет скорректировать ключевой параметр  $d$  и рассчитать наиболее благоприятные технологические режимы для ВТДУ по методике расчета режимов ВДУ: при толщине наплавляемого слоя 1...2,5 мм энергия удара  $E = 60 \dots 120$  Дж, коэффициент перекрытия отпечатков  $K = 0,3 \dots 0,5$ ; при толщине наплавляемого слоя 2,5...5 мм –  $E = 80 \dots 150$  Дж,  $K = 0,4 \dots 0,8$ .

## **5.6. Разработка технологических рекомендаций по ВТДУ синтезируемых из проволоки деталей из хромо-никелевых и хромо-никель-молибденовых сталей**

В результате комплекса проведенных исследований установлено, что применение ВТДУ позволяет эффективно повышать механические свойства поверхностного слоя синтезированных деталей из проволоки Cr-Ni и Cr-Ni-Mo

группы. Назначение технологических режимов ВТДУ во многом зависит от требуемых показателей качества детали. В данном случае ключевыми показателями качества поверхностного слоя являются твердость и глубина упрочнения.

Разработаны технологические рекомендации по назначению рациональных режимов ВТДУ в процессе синтеза деталей из проволоки Cr-Ni и Cr-Ni-Mo группы в зависимости от предъявляемых требований по качеству, таблица 5.5. Исходя из приведенных ранее исследований, кроме принятой стратегии упрочнения, основными технологическими режимами, влияющими на качество поверхностного слоя синтезированной детали, являются: энергия удара  $E$  (Дж), коэффициент перекрытия отпечатков  $K$ , температура упрочняемой поверхности  $t_{упр}$  (°C). Для обеспечения высоких требований к твердости и глубине упрочнения добавлен дополнительный параметр - количество проходов деформирующего инструмента.

Для деталей с повышенными и высокими требованиями возможно применение дополнительной ТО деталей после их синтеза и ВТДУ.

Таблица 5.5 – Технологические рекомендации для повышения качества синтезированных из проволоки деталей ВТДУ

	Требования к $HV$ , $h_{упр}$			
	Низкие: 180...220 HV; до 5 мм	Умеренные: 220...260 HV; 5...7 мм	Повышенные: 260...300 HV; 8...10 мм	Высокие: 300...450 HV; 10 и более, мм
Количество проходов	1	1	1	верхний слой – 2 нижележащие – 1
Периодичность	верхний слой	верхний слой	$\frac{5 \text{ слоев}}{3 \text{ слоя}}$ не более 4 слоев не более 3 слоев	$\frac{\text{не более 3 слоев}}{\text{не более 2 слоев}}$
$t_{упр}$ , °C	200...400	400...600	200...400	верхний слой: 1 проход – 600...800 2 проход – 200...400 нижележащие слои: 200...400
$K$	$\frac{0,3}{0,4}$	$\frac{0,3 \dots 0,5}{0,4 \dots 0,6}$	$\frac{0,4 \dots 0,5}{0,6 \dots 0,8}$	$\frac{0,4 \dots 0,5}{0,6 \dots 0,8}$
$E$ , Дж	$\frac{60 \dots 70}{80 \dots 90}$	$\frac{100 \dots 120}{120 \dots 150}$	$\frac{90 \dots 120}{100 \dots 150}$	$\frac{90 \dots 120}{100 \dots 150}$

Примечание – в числителе технологические режимы ВТДУ для толщины наплавляемого слоя 1...2,5 мм; в знаменателе – 2,5...5 мм.

При выборе необходимой глубины упрочненного слоя необходимо учитывать припуск на фрезерование для удаления дефектного слоя со следами обработки ВТДУ, составляющий до 1 мм в зависимости от технологических режимов синтеза и упрочнения детали.

Проведенные исследования для выбора рациональных конструкций и моделей фрез [31, 70] для обработки наплавленных и упрочненных деталей из легированных сталей и сплавов Cr-Ni и Cr-Ni-Mo группы позволили выбрать: пятизубую сборную фрезу (модель 115021188 K5 BC, производство «Candvik coromant») с механическим креплением винтом 5-ти штук круглых пластин марки KENNAMETAL RDPX 1003MOSHР KC725M INSERT SFOR D&M Qty:5 2263057 CHINA 113598658 F4TJ); фрезу концевую монолитную твёрдосплавную M.A.Ford 135 00393 0017 135 10-030 180(60)-0.5г двухзубую с винтовой стружечной канавкой, производитель США; фрезу концевую монолитную твёрдосплавную MS4NXP 060 057 000 d1=6 d2=6 h6 11=57 12=13 Alcona Pro двухзубую и четырёхзубую сборную фрезу (модель 419-050Q22-14M с 4-мя пластинами 419N-140530E-SM1130) производства «Candvik coromant». Для выполнения операций фрезерования рекомендуется выбирать станочное оборудование с высоким уровнем жесткости (например, широкоуниверсальный фрезерный станок модели 6K81Ш).

### **Выводы к 5 главе**

1. Выполнены исследования микроструктуры, микротвердости и механических свойств (предела прочности, предела пластичности, твердости, ударной вязкости и пластичности) упрочненных ВТДУ и неупрочненных образцов.

2. Выявлены закономерности технологического наследования особенностей строения и свойств поверхностного слоя, зависящие от выбранной технологической стратегии упрочнения, степени и температуры деформации при ВТДУ.

3. Установлено, что в отличие от неупрочненных образцов с транскристаллитной грубой дендритной структурой, образцы после ВТДУ во всех слоях имеют мелкодисперсную микроструктуру раздробленных дендритов, с более

чем в 8...10 раз меньшим характерным размером фазовых частиц, зависящих от условий ВТДУ и меняющихся в диапазоне от 10-70 мкм (частицы) до 140-280 мкм (колонии частиц).

4. Установлено, что в зависимости от принятой стратегии и режимов ВТДУ степень упрочнения возрастает в 1,6...1,9 раз, по сравнению с синтезом без ВТДУ, а глубина упрочнения достигает 10 мм.

5. При последовательной стратегии ВТДУ нет необходимости в послойном упрочнении. В целях повышения производительности технологического процесса возможно применение периодической стратегии ВТДУ с упрочнением каждого 5-го слоя при температуре упрочняемой поверхности 200...600 °С.

6. Получена регрессионная зависимость, отражающая влияние входных технологических факторов процесса ВТДУ на микротвердость поверхностного слоя в общем и упрощенном виде.

7. Установлено, что в отличие от неупрочненных, синтезированных с применением ВТДУ образцы из сталей и сплавов Cr-Ni и Cr-Ni-Mo группы имеют более высокие механические свойства: твердость - в 2,5...2,6 раза, предел текучести - в 2...2,2 раза, предел прочности - в 1,5...1,7 раза, что существенно (в 1,4...2,5 раза) превышает аналогичные свойства проката из материала той же марки.

8. Установлен вид связи между температурой ВТДУ и характерным размером единичного отпечатка деформирующего инструмента на обрабатываемой поверхности, что позволяет задать значения интегрального технологического параметра – коэффициента перекрытия отпечатков, и назначить рациональные режимы упрочнения в каждом конкретном случае.

9. Разработаны технология ВТДУ и технологические рекомендации по стратегии реализации и назначению режимов ВТДУ, исходя из условия обеспечения заданных параметров качества синтезированных из проволоки деталей из сталей и сплавов Cr-Ni и Cr-Ni-Mo группы, а также формы и размеров синтезируемой детали.



## Основные результаты и выводы

Работа содержит комплекс технологических решений, направленных на повышение качества (твердости и прочности, улучшение микроструктуры) синтезированных из проволоки деталей из сталей и сплавов Cr-Ni и Cr-Ni-Mo группы, путем разработки новой технологии волнового термомодеформационного упрочнения (ВТДУ). Получены следующие основные выводы, научные и практические результаты:

1. Разработана феноменологическая модель и модель типа «черный ящик» технологического процесса, включающего 3DMP-синтез, упрочнение волной деформации и механическую обработку резанием, выявлены наиболее значимые технологические факторы, оказывающие определяющее влияние на параметры качества поверхностного слоя детали: удельная энергия удара при волновом деформирующем воздействии, коэффициент перекрытия пластических отпечатков, толщина наплавляемого слоя, температура упрочняемого металла.

2. На примере детали типа «оболочка» разработана конечно-элементная динамическая модель формирования температурных полей при синтезе детали из проволоки 3DMP-методом, выявлены закономерности нагрева и охлаждения отдельных синтезируемых слоев и детали в целом. Установлено, что температурный баланс наступает после наплавки 5...6 слоев синтезируемой детали.

3. Установлено, что для достижения наибольшей производительности комбинированного процесса при обеспечении высоких параметров качества поверхностного слоя необходимо и достаточно проводить ВТДУ каждого второго-пятого слоя синтезированного материала при температуре 200...600°C, а энергетическая интенсивность наплавки 3DMP-методом не должна превышать 1970 Дж или 24,15 Дж/(мм<sup>3</sup>·с).

4. Разработаны варианты технологической стратегии реализации ВТДУ при синтезе детали из проволоки 3DMP-методом: послойная – с послойным ВТДУ, и периодическая – с периодическим ВТДУ; параллельная - с одновременно-согласованной работой проволочного фидстока и деформирующего инструмента

(индентора) в одном технологическом переходе, и последовательная – с независимой работой проволочного фидстока и деформирующего инструмента в различных технологических переходах.

5. Установлено, что при параллельной работе фидстока и индентора расстояние между ними должно составлять 140...400 мм при упрочнении поверхностного слоя при 200...400 °С, а вспомогательное время, затрачиваемое на холостые ходы исполнительных органов станка и смену инструмента при последовательной работе фидстока и индентора не должно превышать 0,17...0,33 мин.

6. Адаптированы для ВТДУ и уточнены известные формулы для определения режимов волнового деформационного упрочнения в части установления вида связи между температурой ВТДУ и характерным размером отпечатка на обрабатываемой поверхности: ( $d = 6,56 * t^{0,06}$ ).

7. Установлена связь технологических факторов и стратегии реализации ВТДУ с микроструктурой, твердостью и прочностью упрочненного материала, рекомендованы рациональные диапазоны варьирования технологических факторов ВТДУ: при толщине наплавляемого слоя 1...2,5 мм –  $E = 60...120$  Дж,  $K=0,3...0,5$ ; при толщине наплавляемого слоя 2,5...5 мм –  $E = 80...150$  Дж,  $K=0,4...0,8$ .

8. Выявлены закономерности технологического наследования особенностей строения и свойств поверхностного слоя, зависящие от степени и температуры деформации при ВТДУ. В отличие от неупрочненных образцов с транскристаллитной грубой дендритной структурой, образцы после ВТДУ во всех слоях имеют мелкодисперсную микроструктуру раздробленных дендритов, с более чем в 8...10 раз меньшим характерным размером фазовых частиц, зависящих от условий ВТДУ и меняющихся в диапазоне от 10-70 мкм (частицы) до 140-280 мкм (колонии частиц).

9. Установлено, что в зависимости от принятой стратегии и режимов ВТДУ, формируется упрочненная структура, степень упрочнения возрастает в 1,6...1,9 раз, по сравнению с синтезированной без ВТДУ из проволоки марки 309LSi детали, а глубина упрочнения достигает 10 мм.

10. Установлено, что в отличие от неупрочненных, синтезированные с применением ВТДУ образцы из сталей и сплавов Cr-Ni и Cr-Ni-Mo группы (ESAB ОК Autrod 309LSi, ЭИ868 и др.) имеют более высокие механические свойства: твердость - в 2,5...2,6 раза, предел текучести - в 2...2,2 раза, предел прочности - в 1,5...1,7 раза, что существенно (в 1,4...2,5 раза) превышает аналогичные свойства проката из материала той же марки.

11. Разработаны технология ВТДУ и технологические рекомендации по стратегии реализации и назначению режимов ВТДУ, исходя из условия обеспечения заданных параметров качества синтезированных из проволоки деталей из сталей и сплавов Cr-Ni и Cr-Ni-Mo группы, а также формы и размеров синтезируемой детали.

12. Выполнена апробация разработанной технологии ВТДУ, работа принята к внедрению на ФГУП «НПО ТЕХНОМАШ им. С.А. Афанасьева» с ожидаемым экономическим эффектом более 1 000 000 рублей.

### Список используемых источников

1. Аскинази, Б.М. Упрочнение и восстановление деталей электромеханической обработкой. Л., «Машиностроение» (Ленингр. отд-ние), 1977. – 184 с.
2. Аддитивно-субтрактивно-упрочняющая технология 3D-печати крупногабаритных металлических изделий [Электронный ресурс] URL: <https://www.youtube.com/watch?v=PKXAmrPAg-M> (дата обращения 01.11.2020 г.)
3. Багрянский, К.В. Теория сварочных процессов / К.В. Багрянский, З.А. Добротина, К.К. Хренов. Издательское объединение «Вища школа», 1976. – 424 с.
4. Балтер, М.А. Упрочнение деталей машин. Изд. 2-е, перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1978. – 184 с.
5. Береснев, А.Г. Горячее изостатическое прессование для аддитивного производства / А.Г. Береснев, И.М. Разумовский // Аддитивные технологии. – №4(2017). – с. 50-54
6. Бернштейн, М.Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов. (в 2 томах). Том 1. Изд-во «Металлургия», 1968. – 1172 с.
7. Бондаревская, Н. А. Особенности образования мартенсита в условиях упругих деформаций / Н. А. Бондаревская, Я. Н. Вовк, С. П. Ошкадеров // Бернштейновские чтения посвященные 85-летию со дня рождения проф. Бернштейна М.Л., 2004. – с.12.
8. Болотов, С.В. Информационно-измерительный комплекс для исследования процессов плавления и переноса электродного металла при дуговой сварке // С.В. Болотов, А.В. Хомченко, А.В. Шульга, Е.Л. Болотова // Вестник Брянского государственного технического университета. – №6 (91). – 2020. – с. 4-11.
9. В России создали технологию 3D-печати сверхпрочных деталей из металла [Электронный ресурс] / РИА Новости. URL: <https://fpi.gov.ru/press/media/ria-novosti-v-rossii-sozdali-tekhnologiyu-3d-pechati-sverkhprochnykh-detaley-iz-metalla/>(дата обращения 18.12.2020 г.)
10. Гибсон Я., Розен Д., Стакер Б. Технологии аддитивного производства. Пер. с англ. Под ред. И. В. Шишковского — М.: Техносфера, 2016. — 656 с.

11. Гибридное аддитивное производство крупногабаритных заготовок и финишных деталей плазменной (дуговой) наплавкой проволочных материалов [Электронный ресурс] (презентация). URL:[https://aviatp.ru/files/lasertechdev/Pres\\_17-19/Prezentatsiya\\_DN\\_Trushnikov.pdf](https://aviatp.ru/files/lasertechdev/Pres_17-19/Prezentatsiya_DN_Trushnikov.pdf). (дата обращения 06.12.2019 г.)

12. Герасимов, С.А. Инженерия поверхности и эксплуатационные свойства азотированных конструкционных сталей: учебное пособие / С.А. Герасимов, Л.И. Куксенова, В.Г. Лаптева, О.Г. Оспенникова, М.С. Алексеева, В.И. Громов / под общ.ред. Е.Н. Кабанова. – М.: ВИАМ, 2019. – 600 с.

13. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. М.: Издательство стандартов, 1984. – 22 с.

14. ГОСТ 18296-72. Обработка поверхностным пластическим деформированием. Термины и определения. М.: Издательство стандартов, 1972. – 10 с.

15. ГОСТ 2999-75. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу. М.: Издательство стандартов, 1976. – 30 с.

16. ГОСТ Р 57558-2017 Аддитивные технологические процессы. Базовые принципы. Часть 1. Термины и определения. М.: Стандартинформ, 2018. – 16 с.

17. ГОСТ Р 57911-2017 Изделия, полученные методом аддитивных технологических процессов. Термины и определения. М.: Стандартинформ, 2018. – 8 с.

18. ГОСТ Р 57556-2017 Материалы для аддитивных технологических процессов. Методы контроля и испытаний. М.: Стандартинформ, 2017. – 11 с.

19. Давиденко, А.А. Аддитивное производство набирает обороты [Электронный ресурс] // Аддитивные технологии. №1-2017. – с. 24-28. URL: <https://additiv-tech.ru/publications/additivnoe-proizvodstvo-nabiraet-oboroty.html> (дата обращения 25.05.2019 г.)

20. Дальский, А.М. Технологическая наследственность в машиностроительном производстве / А.М. Дальский, Б.М. Базров, А.С. Васильев и др./ Под ред. А.М. Дальского. – М.: Изд-во МАИ, 2000. – 364 с.

21. Двигатели пойдут как под копирку. [Электронный ресурс] / Независимое военное обозрение. URL: <https://fpi.gov.ru/press/media/nvo-dvigateli-poydut-kak-pod-kopirku/> (дата обращения 08.12.2020 г.).

22. Дианов, Х.А. Моделирование температурных полей при наплавке с использованием линейного источника тепла / Х.А. Дианов, Д.А. Локтев, А.В. Людаговский, В.А. Полухин, В.С. Соколов // Интернет-журнал «Транспортные сооружения». – Том 4. – №4 (2017) URL: <https://t-s.today/PDF/02TS417.pdf> (доступ свободный) (дата обращения 28.04.2020 г)

23. Дрозд, М.С. Матлин М.М., Сидякин Ю.И. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации. – М.: Машиностроение, 1986. – 224 с.

24. Дрейпер Н, Смит Г. Прикладной регрессионный анализ: В 2-х кн. Кн. 2/Пер. с англ. – 2-е изд., перераб. и доп. Монография. – М.: Финансы и статистика. 1987. – 351 с.

25. Ерохин, А.А. Основы сварки плавлением. Физико-химические закономерности. «Машиностроение», 1973. – 448с.

26. Зленко, М.А. Аддитивные технологии в машиностроении // М.А. Зленко, М.В. Нагайцев, В.М. Довбыш / пособие для инженеров. – М. ГНЦ РФ ФГУН «НАМИ», 2015. – 220 с. ISBN 0135-3152

27. Карташев, М.Ф. Исследование влияния деформационного упрочнения на механические свойства образцов сплава АМг5, полученных способом многослойной наплавки // М.Ф. Карташев, Г.Л. Пермяков, Д.Н. Трушников, М.Р. Миндибаев. – Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. – 2019. – Т.17. – №3. – с.38-45.

28. Карташев, М.Ф. Исследование влияния поверхностного деформационного воздействия и термообработки при многослойной наплавке на механические свойства и пористость алюминиевого сплава 1580/ М.Ф. Карташев, Д.О. Панов, М.Р. Миндибаев, Г.Л. Пермяков, Д.Н. Трушников // Вестник Брянского государственного технического университета. – №6 (91). – 2020. – с.22-30.

29. Киричек, А.В. Технология и оборудование статико-импульсной обработки поверхностным пластическим деформированием // А.В. Киричек, Д.Л. Соловьев, А.Г. Лазуткин. – Москва, машиностроение, 2004. – 288 с.

30. Киричек, А.В. Информационно-аналитическое обеспечение упрочнения статико-импульсной обработкой. / Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Афонин А.Н., Волобуев А.В. Под ред. А.В. Киричека – М.: Машиностроение-1, 2009. – 172 с.

31. Киричек, А.В. Выбор концевых фрез для обработки наплавленно-нагартованных материалов / А.В. Киричек, Б.Я. Мокрицкий, А.В. Морозова, Е.Б. Мокрицкая, С.О. Федонина // Материалы международной научно-технической конференции «Обеспечение и повышение качества изделий машиностроения и авиакосмической техники», 19-20 февраля 2020г. – Брянск: БГТУ, 2020. – с. 147-154.
32. Коваленко, В.С. Металлографические реактивы. Изд-во «Металлургия», 1970. – 133 с.
33. Короткая, О.В. Разработка методики расчета камеры перспективного ЖРД на основе метода подконструкций: дис. ...канд. техн. наук: 01.02.06 / Короткая Ольга Владимировна. - Москва, 2017. - 210 с.
34. Кудряшов, Н. Аддитивные установки печати металлами: преимущества и примеры внедрения [Электронный ресурс]. URL: <http://blog.iqb-tech.ru/3d-metal-fabrication> (дата обращения 24.05.2019 г).
35. Кудрявцев, И.В. Основы выбора режима упрочняющего поверхностного наклепа ударным способом. Кн.108. М.: ЦНИИТМАШ. 1965.
36. Марочник сталей и сплавов. 4-е изд., перераб. и доп. / Ю.Г. Драгунов, А.С. Зубченко, Ю.В. Каширский и др. Под общ. ред. Ю.Г. Драгунова и А.С. Зубченко – М.:2015. –1216 с.
37. Материаловедение: учеб. Для студентов вузов / В.С. Кушнер, А.С. Верещака, А.Г. Схиртладзе, Д.А. негров, О.Ю. Бургонова.; под ред. В.С. Кушнера. Омск: Изд-во ОмГТУ, 2008. – 232 с.
38. Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений// Б.Н. Арзамасов, И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапов и др.// Под общ.ред. Б.Н. Арзамасова. –2-е изд., ипр. и доп. – Том 1. – М.: Машиностроение, 1986. – 384 с.
39. Материаловедение: Учебник для вузов / Б.Н. Арзамасов, В.И. Макарова, Г.Г. Мухин и др.// Под общ.ред. Б.Н. Арзамасова, Г.Г. Мухина. – 7-е изд., стереотип. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. – 648 с.
40. Методология планирования эксперимента: методические указания к лабораторным работам / Т. П. Абомелик. – Ульяновск: УлГТУ, 2011 – 38 с.

41. Моргунов, Ю.А. Аддитивные технологии для авиакосмической техники [Электронный ресурс] / Ю.А. Моргунов, Б.П. Саушкин // Аддитивные технологии. № 1-2016. URL: <https://www.3dpulse.ru/news/zhurnal-additivnye-tehnologii/additivnye-tehnologii-dlya-aviakosmicheskoi-tehniki/> (дата обращения 10.12.2020 г.)
42. Овсеенко, Е.С. Поверхностный слой маложестких деталей, упрочненных методами поверхностного пластического деформирования [Текст]. Известия вузов. Северо-Кавказский регион. Технические науки. –2011. – №2. – с. 52-55.
43. Оглезнева, С. А. Структура и свойства стали ПК100Х2Н (аналога ШХ15) [Электронный ресурс] / Бернштейновские чтения посвященные 85-летию со дня рождения проф. Бернштейна М.Л., 2004. – с.64. URL: <http://tmo.misis.ru/docs/thesis2004.pdf> (дата обращения 07.04.2020 г.)
44. Одинцов, Л.Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием: Справочник. – М.: Машиностроение, 1987. – 328 с.
45. Огнем и волной [Электронный ресурс] / Популярная механика. URL: <https://fpi.gov.ru/press/media/popmekh-ognem-i-volnoy/> (Дата обращения 08.12.2020 г.)
46. Осколков, А.А. Передовые технологии аддитивного производства металлических изделий / А.А. Осколков, Е.В. Матвеев, И.И. Безукладников, Д.Н. Трушников, Е.Л. Кротова// Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2018. – Т. 20, № 3. – С. 90–105. DOI: 10.15593/22249877/2018.3.11
47. Папшев, Д.Д. Упрочнение деталей обкаткой шариками. М: Машиностроение, 1968. – с. 132.
48. Патент № 2098259 РФ. Способ статико-импульсной обработки поверхностным пластическим деформированием / А.Г. Лазуткин, А.В. Киричек, Д.Л. Соловьев. Бюлл. № 34, 1997.
49. Патент RU 2483120 С1. Способ упрочнения наплавленной быстрорежущей стали / Д.А. Барчуков, Н.С. Зубков, А.Ю. Лаврентьев, В.П. Водопьянова. 2015.
50. Патент RU 2588936 С1. Способ термомеханической обработки стальных изделий / А. И. Попелюх, А.А. Никулина, П.А. Попелюх, М.Р. Юркевич, 2015.



51. Патент SU 722 962 A1. Способ низкотемпературной термомеханической обработки изделий из быстрорежущих сталей / Н.П. Барыкин, В.С. Святкин, Е.И. Шлемов. Бюлл. №11, 1980.

52. Петров, Г.Л., Тумарев, А.С. Теория сварочных процессов (с основами физ. химии). Учебник для вузов. Изд. 2-е, перераб. М., «Высш. школа», 1977. – 392 с.

53. Постобработка и контроль качества аддитивного производства. [Электронный Ресурс]. URL: <https://extxe.com/3893/postobrabotka-i-kontrol-kachestva-additivnogo-proizvodstva/> (Дата обращения 16.11.2019 г.)

54. Проволока для аддитивных технологий: инновации и традиции в одном продукте [Электронный ресурс] URL: <https://3dtoday.ru/blogs/news3dtoday/provoloka-dlya-additivnykh-tekhnologiy-innovatsii-i-traditsii-v-odnom-produkte/> (дата обращения 10.11.2019 г.)

55. Проект "Таймень" – 3D-печать сверхпрочных металлических изделий. Интервью с создателями технологии [Электронный ресурс] URL: <https://www.youtube.com/watch?v=4wA6NezbnFw> (дата обращения 01.11.2020 г.)

56. Разработана технология 3D-печати крупногабаритных металлических изделий из проволоки. [Электронный ресурс] URL: <https://fpi.gov.ru/press/news/razrobotana-tekhnologiya-3d-pechaty-krupnogabaritnykh-metallicheskih-izdeliy-iz-provoloki/> (дата обращения 18.12.2020 г.)

57. Резников, А.Н. Теплофизика процессов механической обработки материалов. Москва, Машиностроение, 1981. – с.279.

58. Самохоцкий, А.И. Технологии термической обработки металлов // А.И. Самохоцкий, Н.Г. Парфеновская / Изд. 2-е перераб. и доп. М., «Машиностроение», 1976. – 311 с.

59. Сапожников, С.Б. Релаксация сварочных напряжений при помощи глубокого пластического деформирования // С.Б. Сапожников, С.С. Загребельный, А.А. Шакиров. – Вестник ЮУрГУ. Серия «Машиностроение». – 2013. – Том 13. – № 2. – с. 81-86

60. Серафинович, Л.П. Планирование эксперимента: Учебное пособие. – Томск: Томский межвузовский центр дистанционного образования, 2006. – 128 с.
61. Сметанников, О.Ю. Моделирование в ANSYS термомеханического поведения изделия в процессе 3D-наплавки проволочных материалов / О.Ю. Сметанников, Д.Н. Трушников, П.В. Максимов, М.Л. Бартоломей, А.В. Ковязин Вестник ПНИПУ. Механика. – № 4.– 2017. – с. 154-172.
62. Стали и сплавы. Марочник: Справ. Изд. / В.Г. Сорокин и др. – М: «Интернет Инжиниринг». 2001. – 608 с.
63. Суслов, А.Г. Технология и инструменты отделочно-упрочняющей обработки поверхностным пластическим деформированием. В 2-х томах. Т. 2. / А.Г. Суслов, А.П. Бабичев, А.В. Киричек, С.К. Абросимов, А.И. Афонин, Р.В. Гуров, А.Н. Прокофьев, Д.А. Соловьев, А.В. Хандожко, А.Н. Щербаков. Под общ. Ред. Сулова А.Г. – М.: Машиностроение, 2014. – 444 с.
64. Справочник технолога / под общей ред. А.Г. Сулова. М: Инновационное машиностроение, 2019. – 800 с.
65. Справочник металлиста. В 5-и т. Т.2. Под ред. А.Г. Рахштадта и В.А. Брострема. М., «Машиностроение», 1976. – 720 с.
66. Торбило, В.М. Алмазное выглаживание. М.: Машиностроение, 1972. – 105 с.
67. Трубашевский, Д. С. Переход к проволочным аддитивным технологиям – тренд или необходимость? [Электронный ресурс]. URL: <https://www.3dpulse.ru/authors/trubashevskii-dmitrii-svyatoslavovich/perehod-k-provolochnym-additivnym-tehnologiyam--trend-ili-neobhodimost/> (дата обращения 22.04.2020 г.)
68. Ученые РФ с помощью сварки первыми в мире увеличили прочность металлоизделий в 2,5 раза. [Электронный ресурс] /ТАСС. URL: <https://fpi.gov.ru/press/media/tass-uchenye-rf-s-pomoshchyu-svarki-pervymi-v-mire-uvlechili-prochnost-metalloizdeliy-v-2-5-raza/> (дата обращения 18.12.2020 г.)
69. Федотов, А.В. Аддитивные технологии для производства ракетного двигателя [Электронный ресурс] // Аддитивные технологии. № 1-2020. URL:

<https://additiv-tech.ru/publications/additivnyye-tehnologii-dlya-proizvodstva-raketnogo-dvigatelya.html>

70. Федонина, С.О. Механическая обработка резанием деформационно упрочненных наплавленных высоколегированных сплавов / С.О. Федонина, А.В. Киричек, Б.Я. Мокрицкий, А.И. Еруков // Упрочняющие технологии и покрытия. – №10 (178). – 2019. – с. 448-450

71. Фетисов, Г.П. Материаловедение и технология металлов: Учеб. для студентов машиностроит. спец. вузов. /Г.П. Фетисов, М.Г. Карпман, В.М. Матюнин и др.; Под ред. Г.П. Фетисова. – М.: Высш. Шк., 2001. – 638 с.

72. Фролов, В.В. Теоретические основы сварки. Учебное пособие для студентов вузов, обучающихся по специальности «Оборудование и технология сварочного производства» / В.В. Фролов, В.А. Винокуров, В.Н. Волченко, В.А. Парахин, И.А. Арутюнова. – М., «Высш. школа», 1970. – 592 с.

73. Фролов, В.В. Теория сварочных процессов: Учеб. Для вузов по спец. «Оборуд. и технология сварочн. пр-ва» / В.Н. Волченко, В.М. Ямпольский, В.А. Винокуров и др.; Под ред. В.В. Фролова. – М: Высш. шк., 1988. – 559с.

74. ФПИ и Минобрнауки России открыли в Брянске лабораторию по развитию технологий упрочнения металлов. [Электронный ресурс] URL: <https://fpi.gov.ru/press/news/fpi-i-minobrnauki-rossii-otkryli-v-bryanske-laboratoriyu-po-razvitiyu-tekhnologiy-uprochneniya-metal/> (дата обращения 18.12.2020 г.)

75. Щицын, Ю.Д. Влияние ультразвукового воздействия в процессе цикла наплавки на свойства и структуру наплавленного металла из стали 12Х18Н10Т // Ю.Д. Щицын, С.Д. Неулыбин, Д.С. Белинин, Р.Г. Никулин, К.П. Карунакаран. – Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – № 2. – 2019. – с. 23-30

76. Эфрос, Б.М. Особенности термомеханической обработки нержавеющей сталей с метастабильной структурой [Электронный ресурс] / Б. М. Эфрос, С. В. Гладковский, Л. В. Лоладзе, В.Р. Бараз, О.В. Прокофьева // Бернштейновские чтения посвященные 85-летию со дня рождения проф. Бернштейна М.Л., 2004. – с. 27. Дата обращения 07.04.2020 г. URL: <http://tmo.misis.ru/docs/thesis2004.pdf>

77. Юрасев, Н.И. О возможностях развития аддитивных технологий в России / Современная экономика: проблемы и решения. – №9(69). – 2015. – С. 72-79.

78. Яковлев, С.А. Влияние электрических параметров ЭМО на ее технологические особенности / С.А. Яковлев, Н.П. Каняев // Вестник Ульяновской государственной сельскохозяйственной академии. –2012. –№ 3 (19). – С. 130-134

79. Ящерицын, П.И. Технологическая наследственность в машиностроении / П.И. Ящерицын, Э.В. Рыжов, В.И. Аверченков // Мн., «Наука и техника». – 1977. – 256 с.

80. DMG MORI [Электронный ресурс] Дата обращения 24.05.2019г URL: <https://ru.dmgmori.com/products/machines/additive-manufacturing/powder-bed/lasertec-30-slm>

81. Jie Fu, Kun Qiu, Lin Gong, Changmeng Liu, Qianru Wu, Jiping Lu, Hongli Fan. Effect of Tool-Path on Morphology and Mechanical Properties of Ti-6Al-4V Fabricated by Wire and Arc Additive Manufacturing. MATEC Web of Conferences 128, 05009, 2017, EITCE 2017

82. J. Ding, P. Colegrove, J. Mehnen, S. Ganguly, P.M. Sequeira Almeida, F. Wang, and S. Williams. Thermo-mechanical analysis of Wire and Arc Additive Layer Manufacturing process on large multi-layer parts. / Computational Materials Science (December 2011), 50 (12), pg. 3315-3322

83. Kohei Oyamaa, Spyros Diplasb, Mohammed M'hamdib, Anette E. Gunnæsc, Amin S. Azarb, Heat source management in wire-arc additive manufacturing process for Al-Mg and Al-Si alloys / Additive Manufacturing, (2019) 180 - 192

84. Malcolm Dinovitzer, Xiaohu Chen, Jeremy Laliberte, Xiao Huang, Hanspeter Frei, Effect of wire and arc additive manufacturing (WAAM) process parameters on bead geometry and microstructure/ Additive Manufacturing 26 (2019) 138–146

85. Nikola Knezović, Angela Topić. Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM) – A New Advance in Manufacturing. 4th International Conference 4th International Conference „NEW TECHNOLOGIES NT-2018“ Development and Application June 14-16. 2018 – Sarajevo, Bosnia and Herzegovina. [https://www.researchgate.net/publication/325092297\\_Wire\\_and\\_Arc\\_Additive\\_Manufacturing\\_WAAM\\_-\\_A\\_New\\_Advance\\_in\\_Manufacturing](https://www.researchgate.net/publication/325092297_Wire_and_Arc_Additive_Manufacturing_WAAM_-_A_New_Advance_in_Manufacturing)

86. US 20070122560 (A1). Solid-free-form fabrication process including in-process component deformation. Robbie J. Adams, Phoenix, AZ. 2007
87. Vasiliev K. V., Vill V. I., Volchenko V. N., and others: Welding in mechanical engineering: Handbook in 4 volumes. Mechanical Engineering, Moscow (1978-1979).
88. Xiangfang Xu, Supriyo Ganguly, Jialuo Ding, Philip Dirisu, Filomeno Martina, Xianwei Liu, Stewart W. Williams, Improving mechanical properties of wire plus arc additively manufactured maraging steel through plastic deformation enhanced aging response. *Materials Science & Engineering A* 747 (2019) 111–118
89. X Zhang, F Martina, J Ding, X Wang and SW Williams, Fracture toughness and fatigue crack growth rate properties in wire+arc additive manufactured Ti-6Al-4V. *Fract Engng Mater Struct*, 2017, 40, 790–803
90. Wohlers Associates Inc 2019

# ПРИЛОЖЕНИЯ

## Обоснование времени выдержки между наплавкой и упрочнением по последовательной стратегии

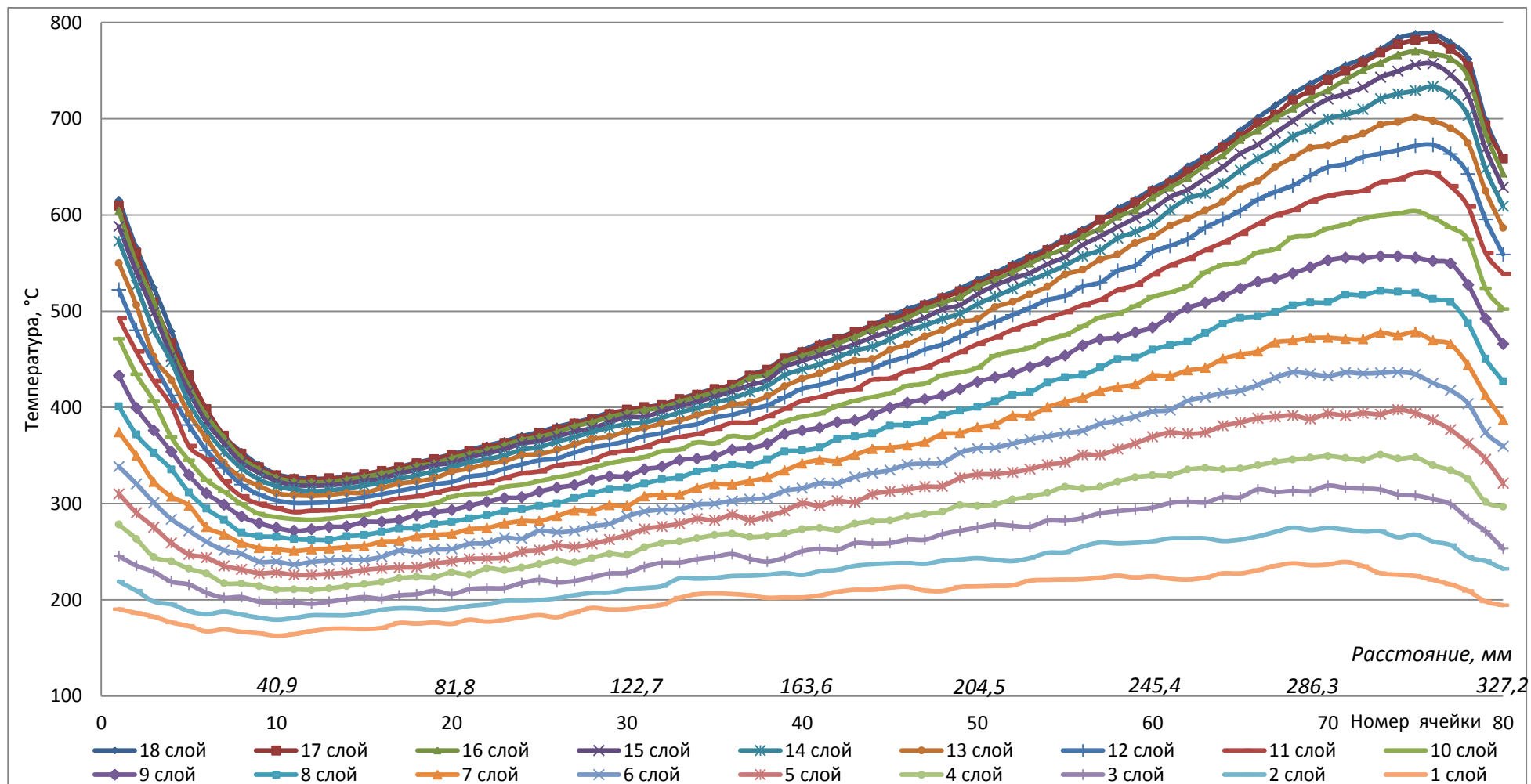


Рисунок А.1 – Обоснование времени выдержки между наплавкой и упрочнением по последовательной стратегии после нанесения последнего 18 слоя, охлаждение 10 секунд

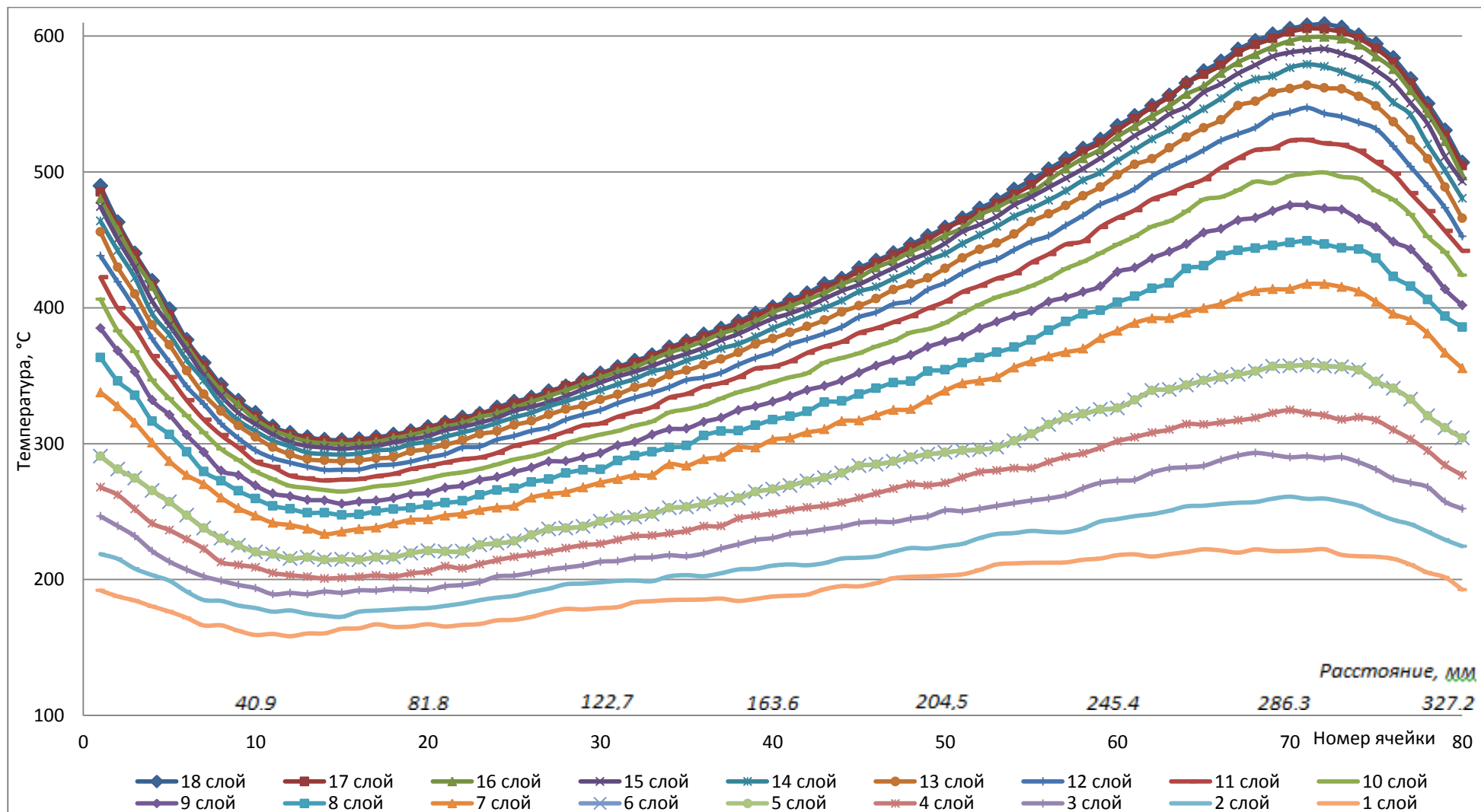


Рисунок А.2 – Обоснование времени выдержки между наплавкой и упрочнением по последовательной стратегии после нанесения последнего 18 слоя, охлаждение 20 секунд



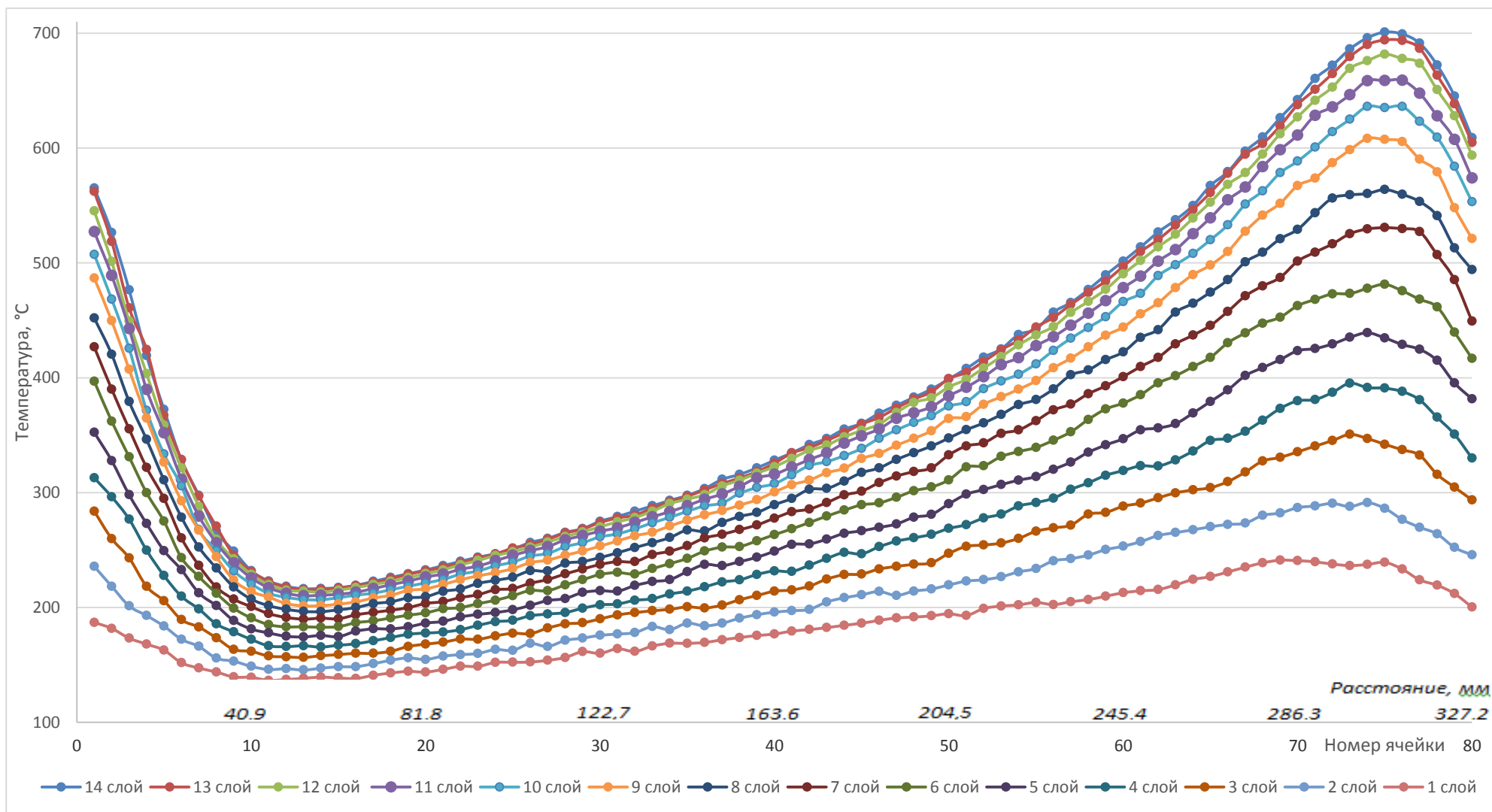


Рисунок А.3 – Обоснование времени выдержки между наплавкой и упрочнением по последовательной стратегии после нанесения 14 слоя, охлаждение 10 секунд

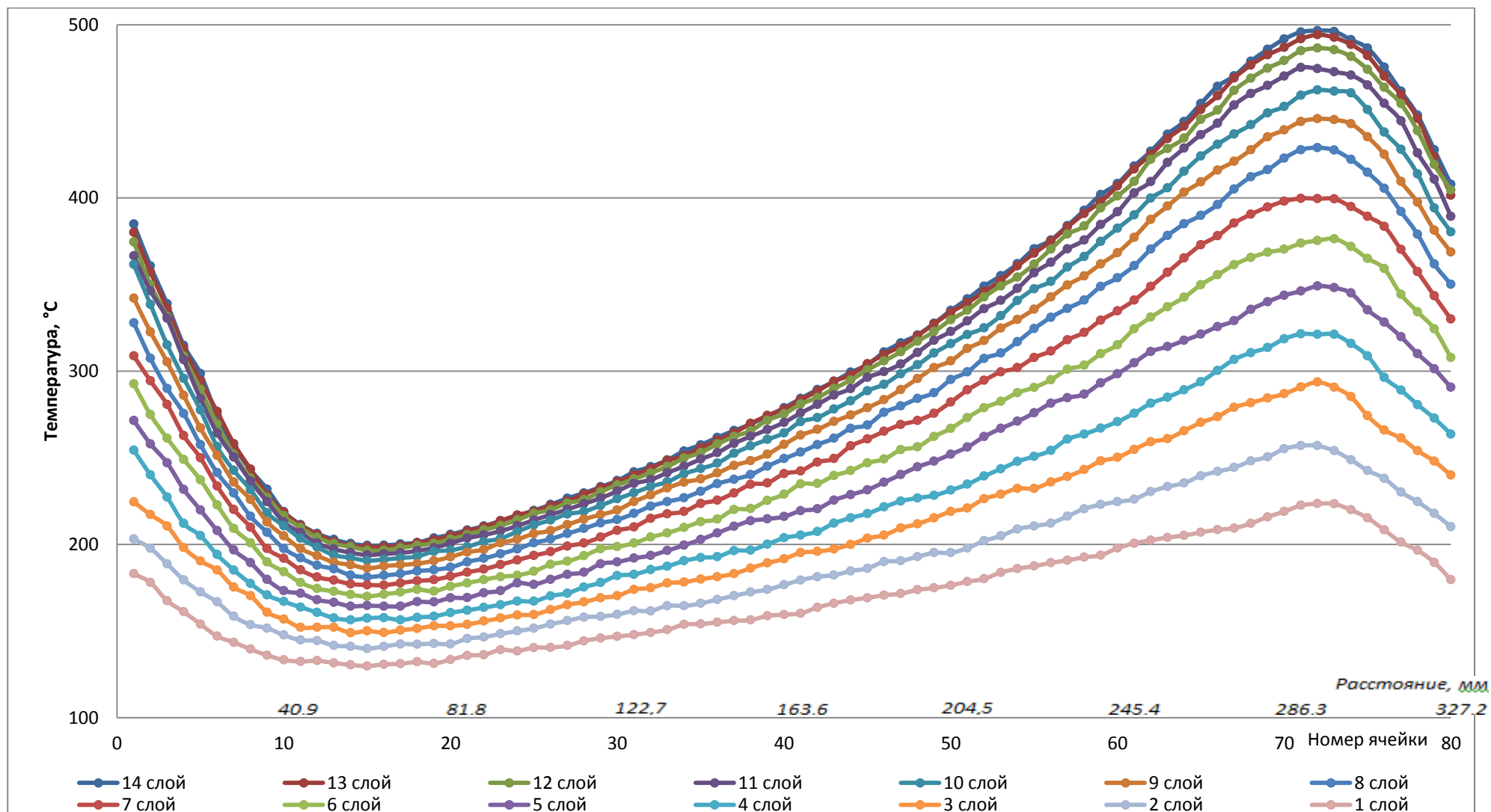


Рисунок А.4 – Обоснование времени выдержки между наплавкой и упрочнением по последовательной стратегии после нанесения 14 слоя, охлаждение 20 секунд

Микроструктуры синтезированного из проволоки образца из стали 309LSi с послойным ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности  $t_{\text{упр}}=200^{\circ}\text{C}$

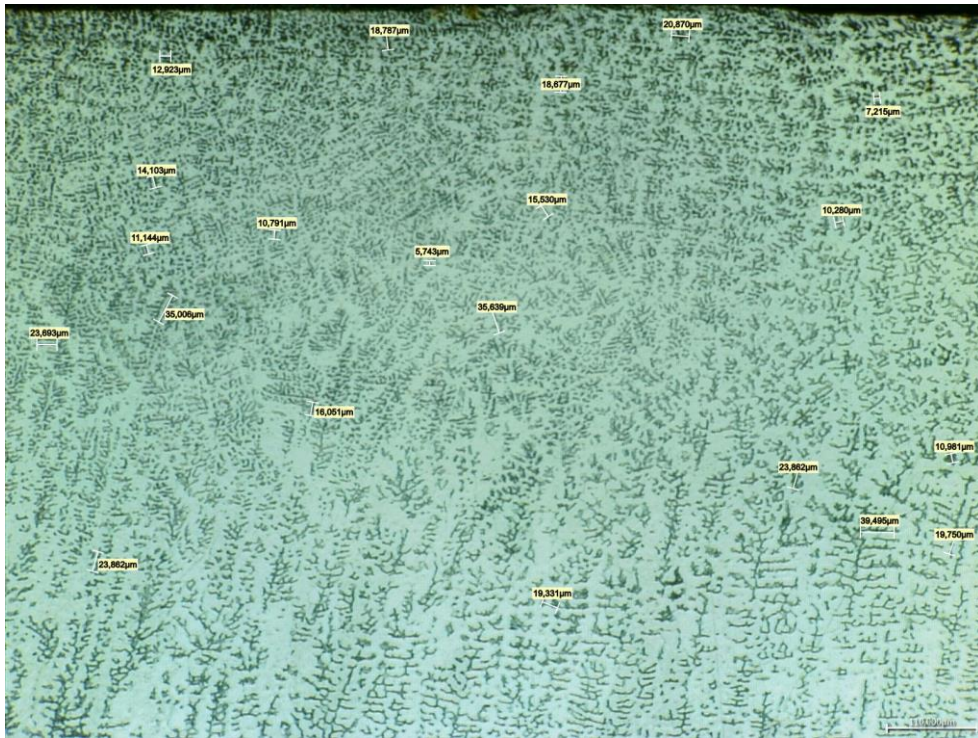
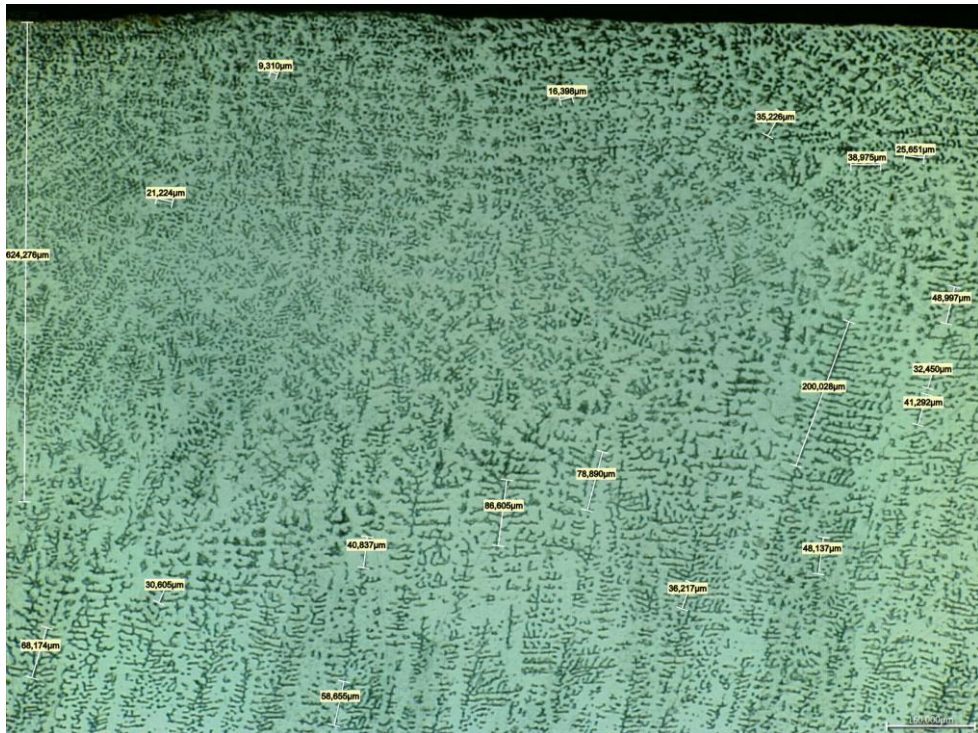
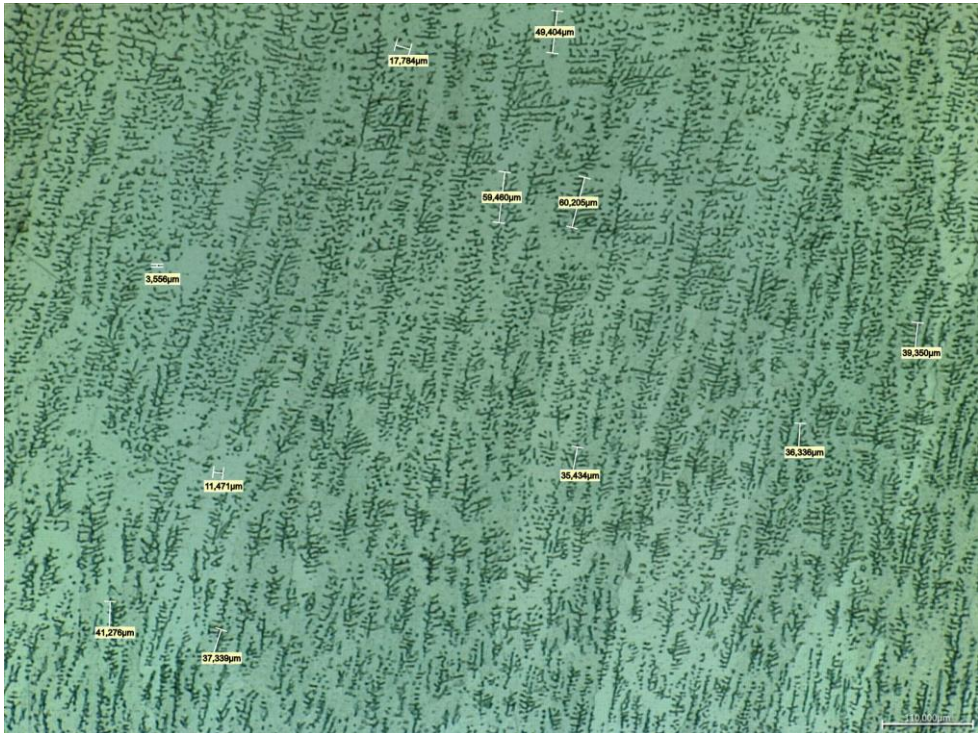


Рисунок Б.1 – Верхний край образца из стали 309LSi, послойно упрочненного при  $200^{\circ}\text{C}$ ,  $\times 400$



а) верхняя часть 10 слоя,  $\times 400$





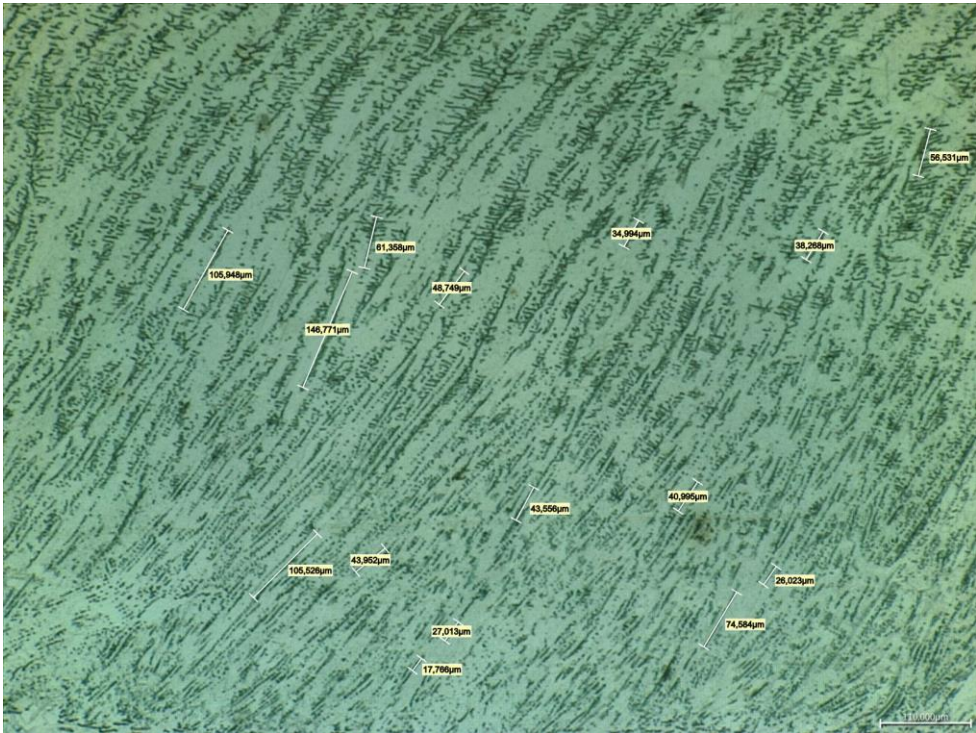
б) нижняя часть 10 слоя, x400

Рисунок Б.2 – Микроструктура верхнего слоя образца из стали 309LSi, послойно упрочненного при 200 °С



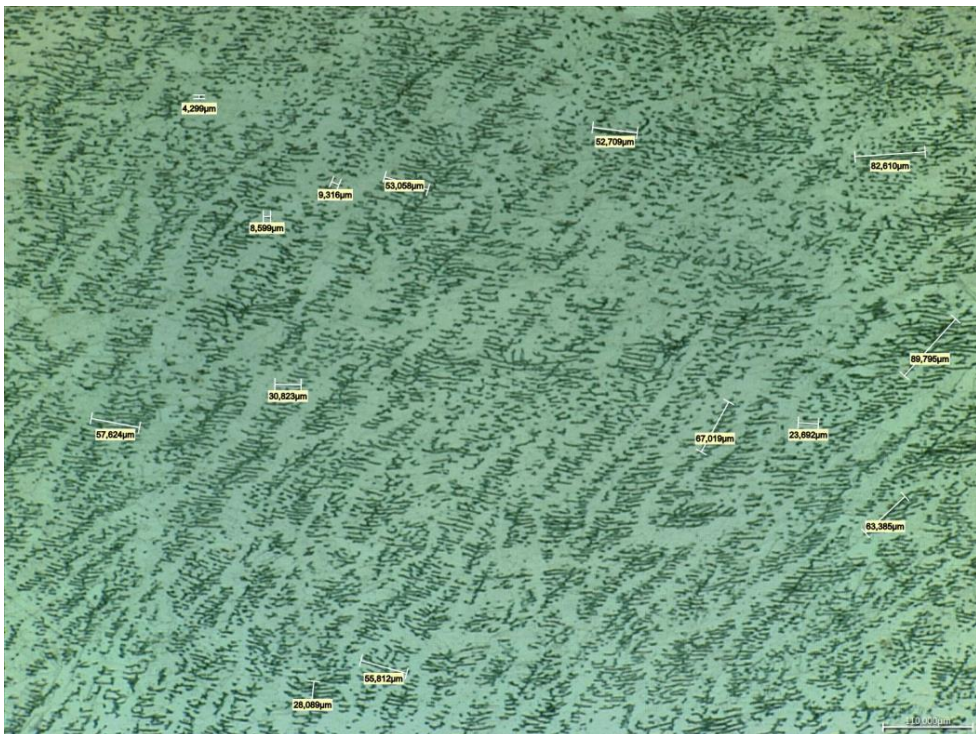
а) верхняя часть слоя





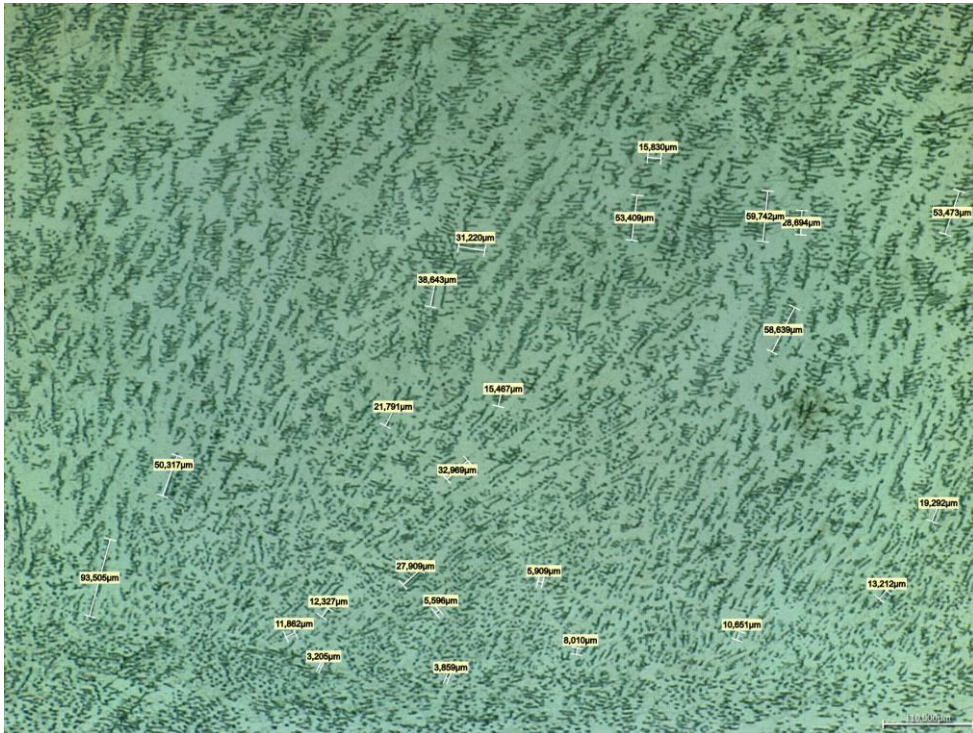
а) нижняя часть слоя

Рисунок Б.3 – Комбинированная структура 8 слоя образца, x400



а) верхняя часть слоя





б) нижняя часть слоя

Рисунок Б.4 – Комбинированная структура 6 слоя образца, х400

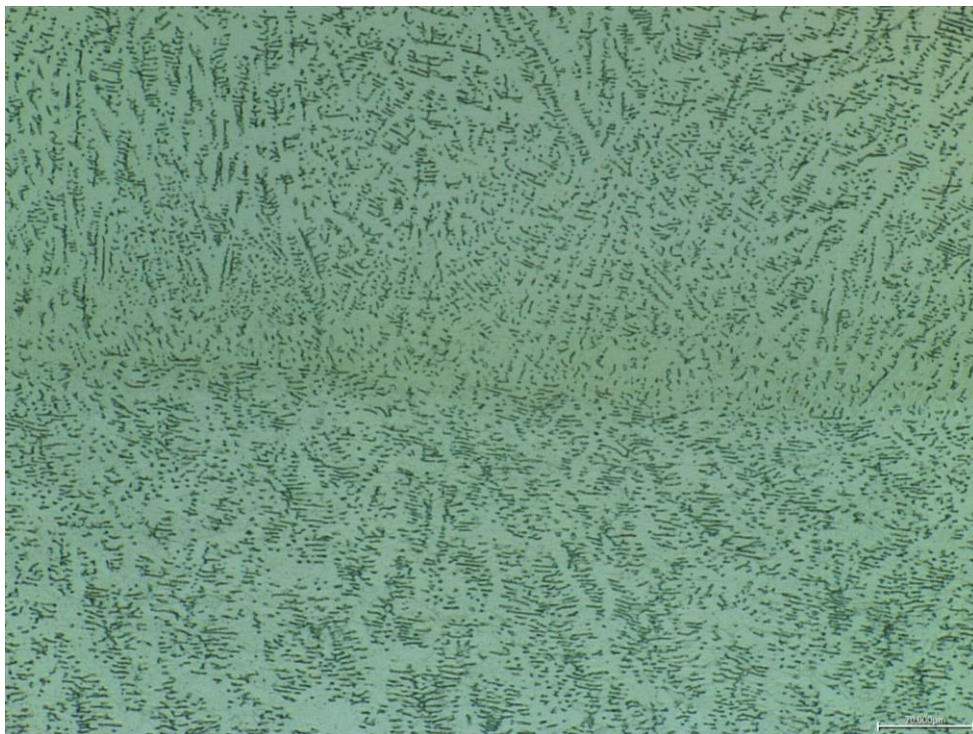


Рисунок Б.5 – Граница 7 и 6 слоев образца из стали 309LSi, послойно упрочненного при 200 °С, светлое поле, х600

Результат анализа микроструктуры слоев синтезированного из проволоки образца из стали 309LSi с послойным ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности  $t_{упр}=200^{\circ}\text{C}$  в программном комплексе SIAMS

№ слоя	Часть слоя	Площадь частиц и колоний, $\text{мкм}^2$		Длина частиц и колоний, $\text{мкм}$		Доля частиц и колоний, %	Доля матрицы, %
		min	преобладающие (доля, %)	min	преобладающие (доля, %)		
10	Верх.	0,29	0,29...662,8 (99,4%)	0,62	0,62...80,2 (98,2%) 80,2...159,9 (1,28%) 159,9...209,5 (0,31%)	31,7	68,2
	Ниж.	0,30	0,30...147,2 (94,1%) 147,2...294,2 (3,74%) 194,2...441,1 (0,95%)	0,63	0,63...42,1 (94,1%) 42,1...83,6 (3,74%) 83,6...125 (1,21%)	21,3	78,6
9	Верх.	0,68	0,68...1393 (98,7%) 1393...2786 (0,57%)	0,95	0,95...165,3 (98,2%)	28,6	71,4
	Ниж.	0,17	0,17...115,1 (94,5%) 115,1...229,2 (3,71%)	0,67	0,67...33,8 (93,8%) 33,8...66,6 (4,68%)	21,8	77,9
8	Верх.	0,68	0,68...1818 (97,2%) 1818...3636 (1,4%)	0,95	0,95...190,8 (96,9%)	39,5	60,5
	Ниж.	0,22	0,22...1903 (98,7%) 1903...3806 (0,71%)	0,71	0,71...179,3 (98,1%) 179,3...357,9 (1,05%)	35,0	65,0

7	Верх.	0,24	0,048...2968 (98,9%) 2968...5935 (0,66%)	0,95	0,95...168,5 (98,3%)	36,6	63,3
	Ниж.	0,25	0,25...1099 (98,1%) 1099...2197 (1,21%)	-	-	33,0	67,0
6	Верх.	0,26	0,26...1217 (97,6%) 1217...2435 (1,25%)	0,80	0,80...100,3 (96,4%)	33,3	66,8
	Ниж.	0,68	0,68...658,1 (96,6%) 658,1...1315 (1,9%)	0,95	0,95...85,3 (96,1%) 85,3...169,7 (2,42%)	32,8	67,2
5	Верх.	0,33	0,33...1361 (97,4%) 1361...2721 (0,94%)	0,95	0,95...90 (97,1%)	36,7	63,3
	Ниж.	0,62	0,62...493,9 (94,8%) 493,9...987,1 (2,95%)	0,91	0,91...76,7 (94,5%) 76,7...152,5 (3,23%)	25,8	74,2



Микроструктуры синтезированного из проволоки образца из стали 309LSi с послойным ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности  $t_{упр} = 400^{\circ}\text{C}$

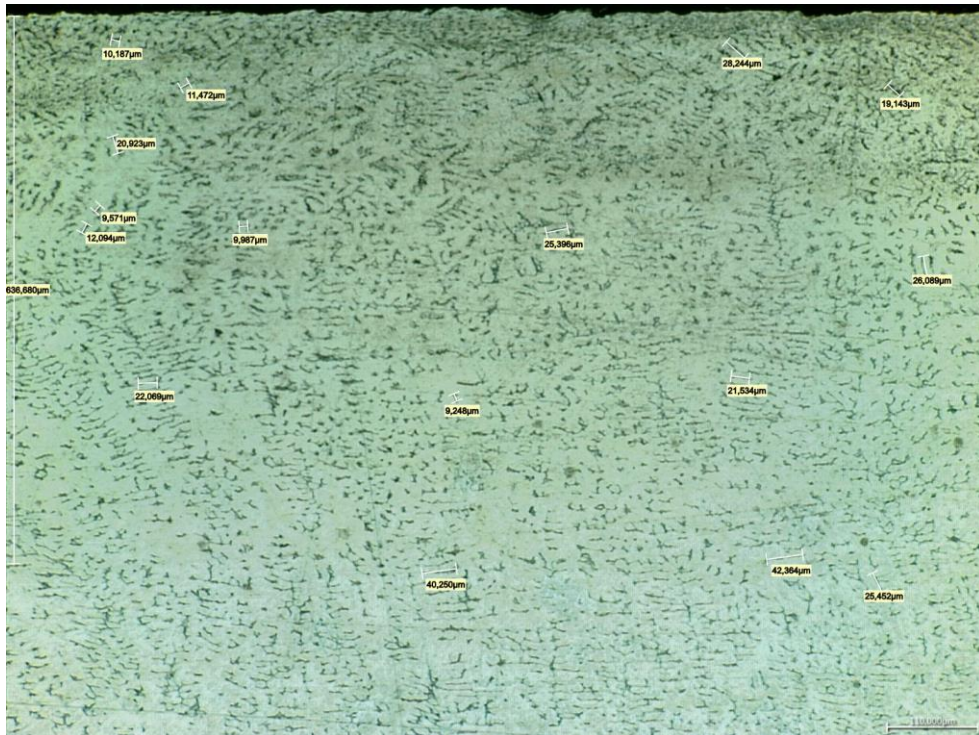


Рисунок Г.1 – Верхний край образца из стали 309LSi, послойно упрочненного при  $400^{\circ}\text{C}$ ,  $\times 400$



Рисунок Г.2 – Комбинированная микроструктура 6 слоя образца, упрочненного при  $400^{\circ}\text{C}$  слоя из стали 309LSi,  $\times 157$



Рисунок Г.3 – Микроструктура верхней части 6 слоя образца, упрочненного при 400 °С слоя из стали 309LSi, x400



Приложение Д  
Микроструктуры синтезированного из проволоки образца из стали 309LSi с  
последним ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности  $t_{упр}=600^{\circ}\text{C}$

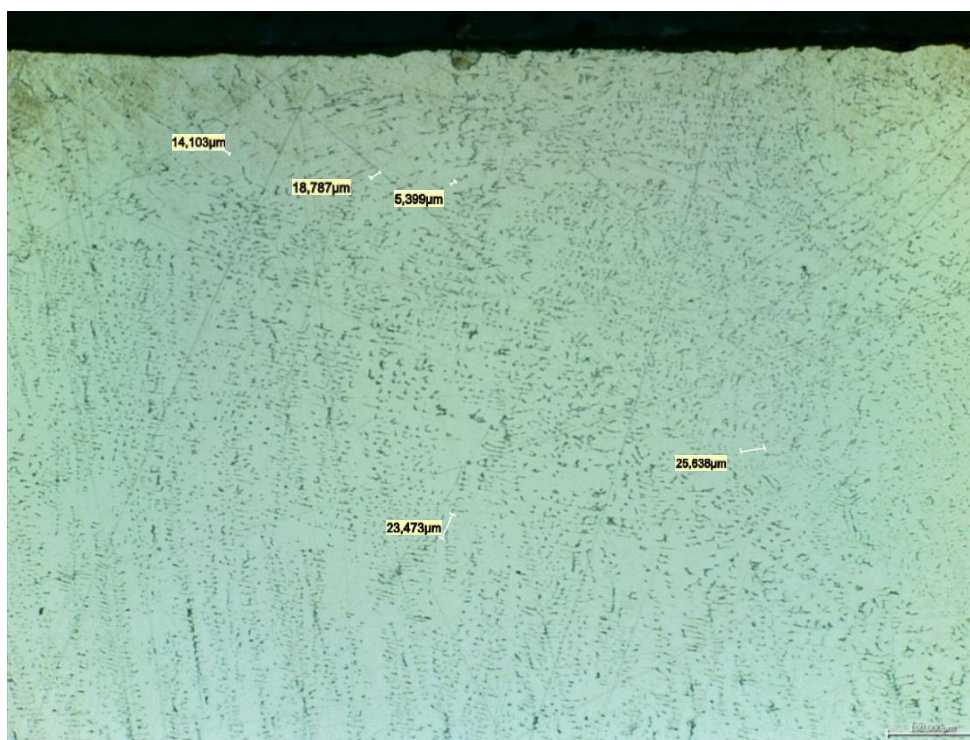


Рисунок Д.1 – Микроструктура верхнего упрочненного при  $600^{\circ}\text{C}$  слоя образца из стали 309LSi, x400

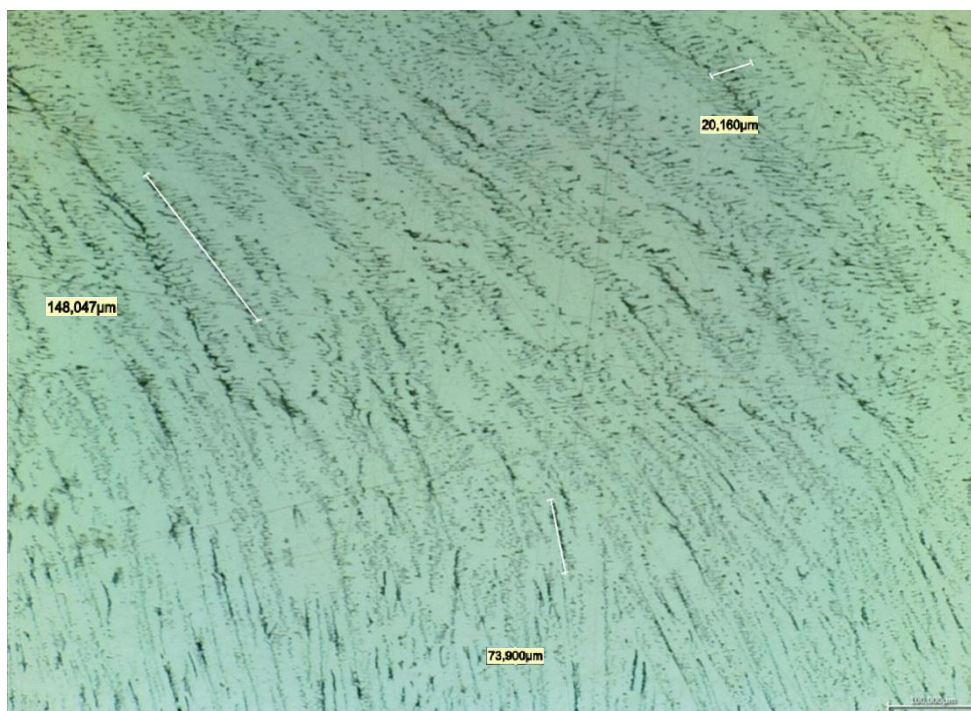


Рисунок Д.2 – Микроструктура 9 слоя образца из стали 309LSi, упрочненного при  $600^{\circ}\text{C}$ , x400



Микроструктуры синтезированного из проволоки образца из стали 309LSi с периодическим ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности  $t_{\text{упр}}=600^{\circ}\text{C}$  с упрочнением каждого 5 слоя

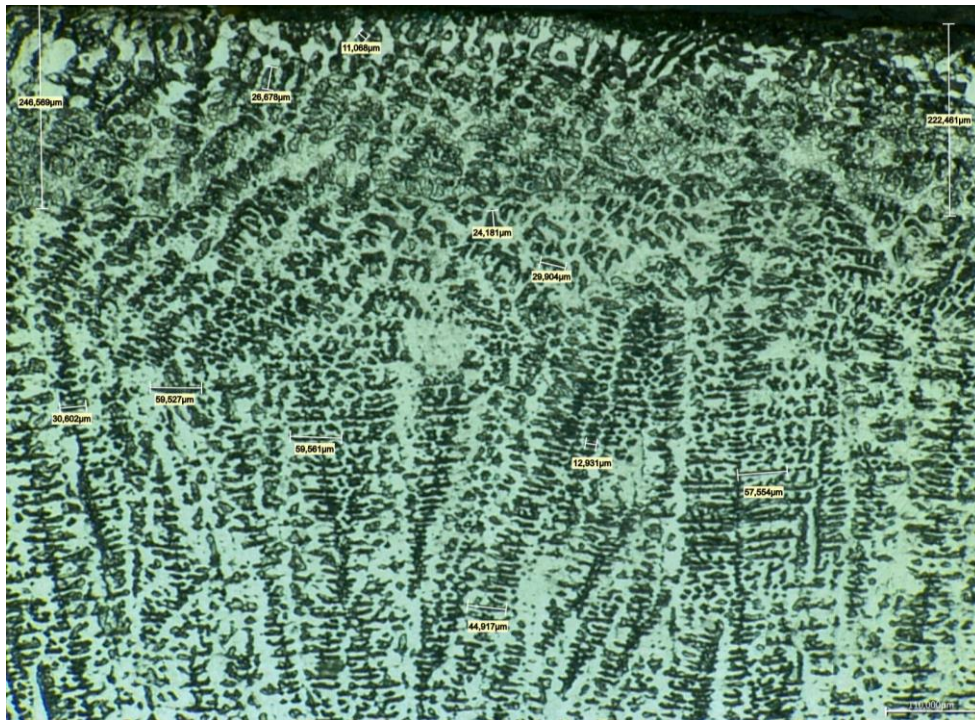


Рисунок Е.1 – Верхний край образца из стали 309LSi, с упрочнением каждого 5 слоя при  $600^{\circ}\text{C}$ ,  $\times 400$



Рисунок Е.2 – Структура верхнего 10 слоя образца из стали 309LSi, с упрочнением каждого 5 слоя при  $600^{\circ}\text{C}$ ,  $\times 400$



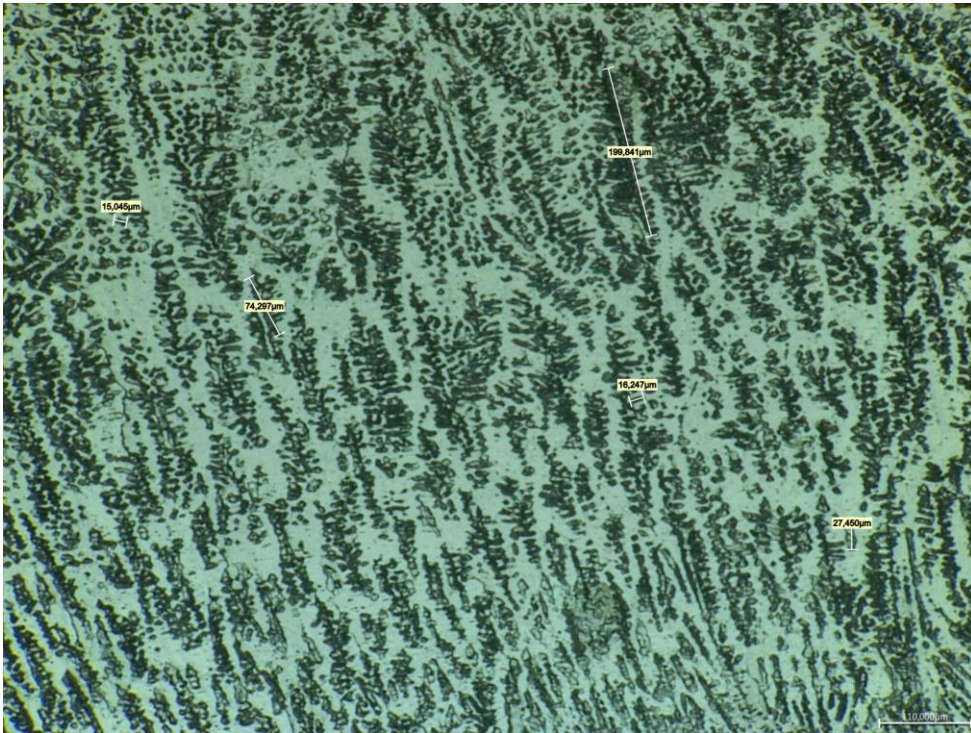


Рисунок Е.3 – Структура 9 слоя образца из стали 309LSi, с упрочнением каждого 5 слоя при 600 °С, х400

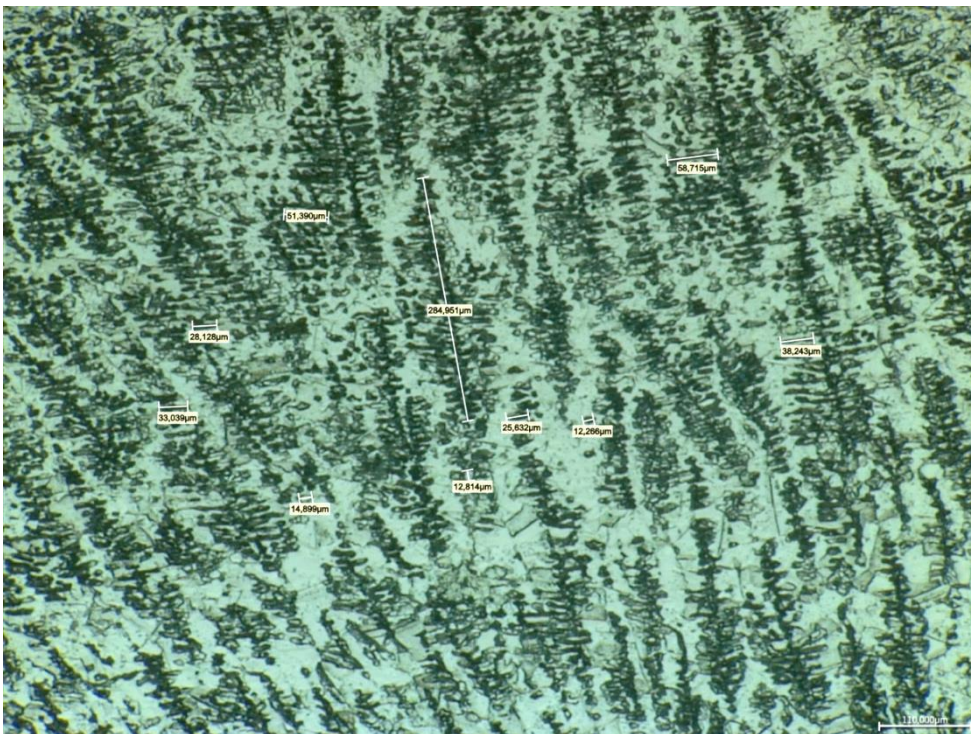


Рисунок Е.4 – Структура 8 слоя образца из стали 309LSi, с упрочнением каждого 5 слоя при 600 °С, х400



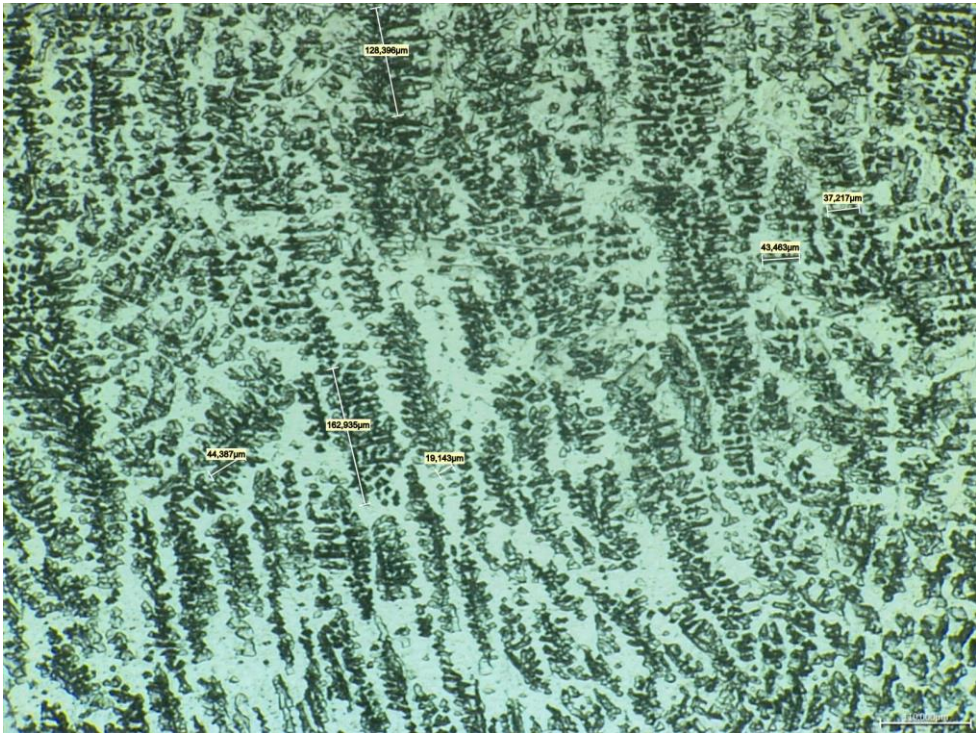


Рисунок Е.5 – Структура 7 слоя образца из стали 309LSi, с упрочнением каждого 5 слоя при 600 °С, х400

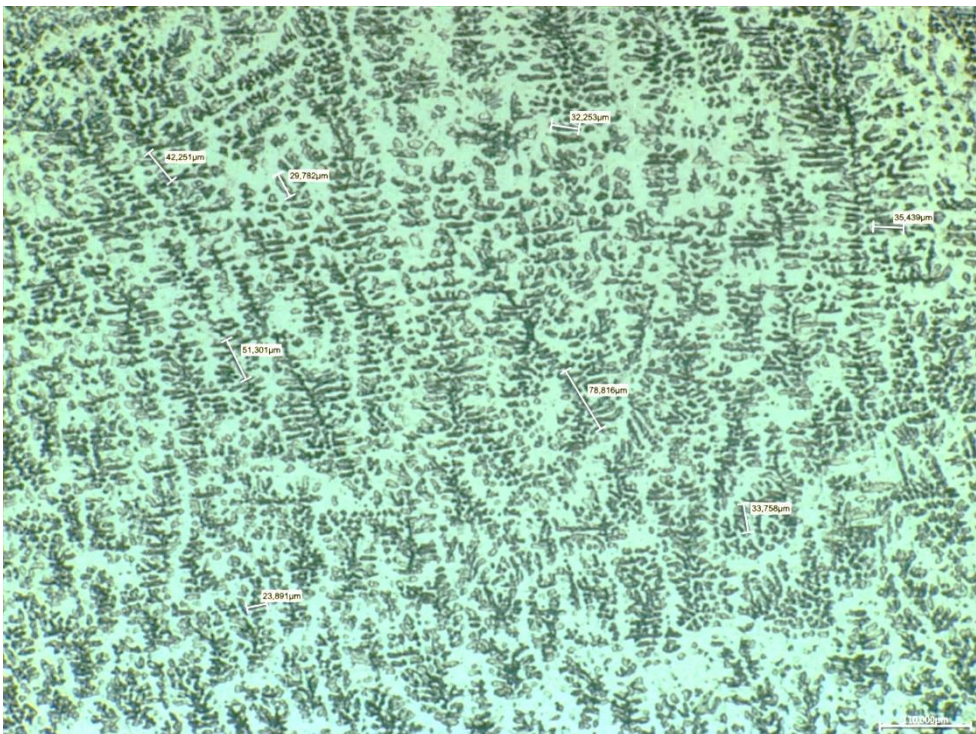


Рисунок Е.6 – Структура 6 слоя образца из стали 309LSi, с упрочнением каждого 5 слоя при 600 °С, х400



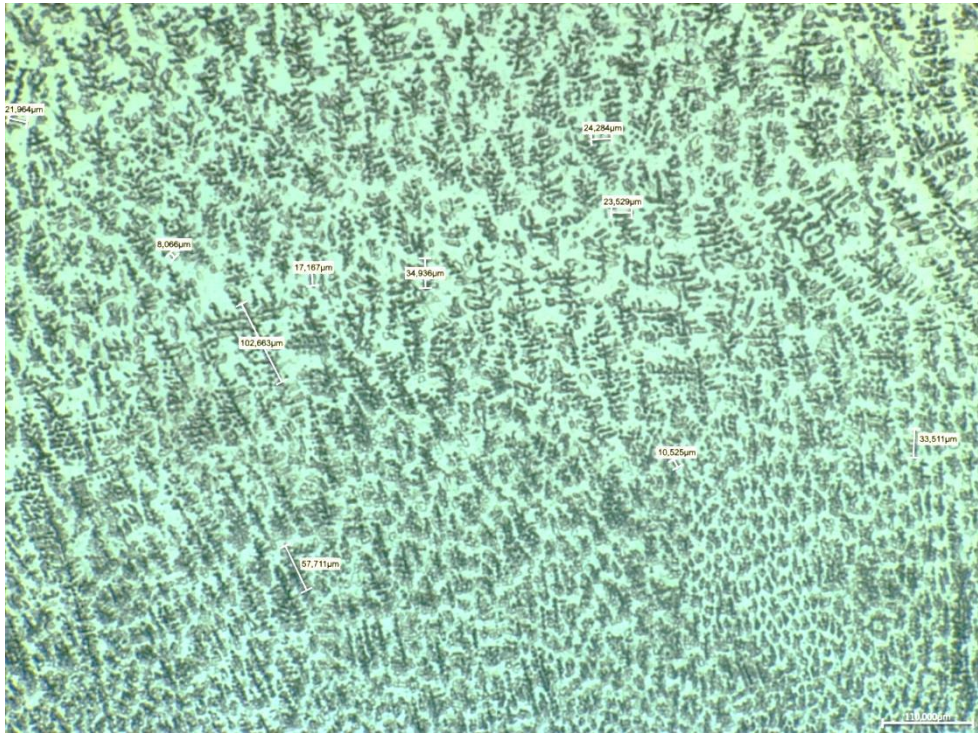


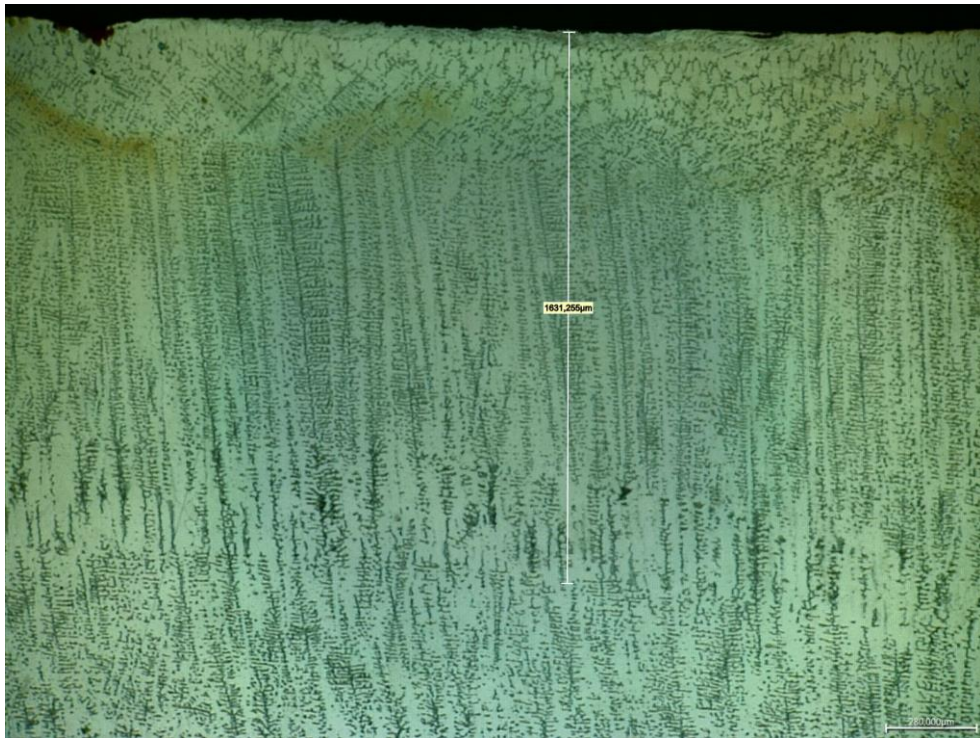
Рисунок Е.7 – Структура 5 слоя образца из стали 309LSi, с упрочнением каждого 5 слоя при 600 °С, х400



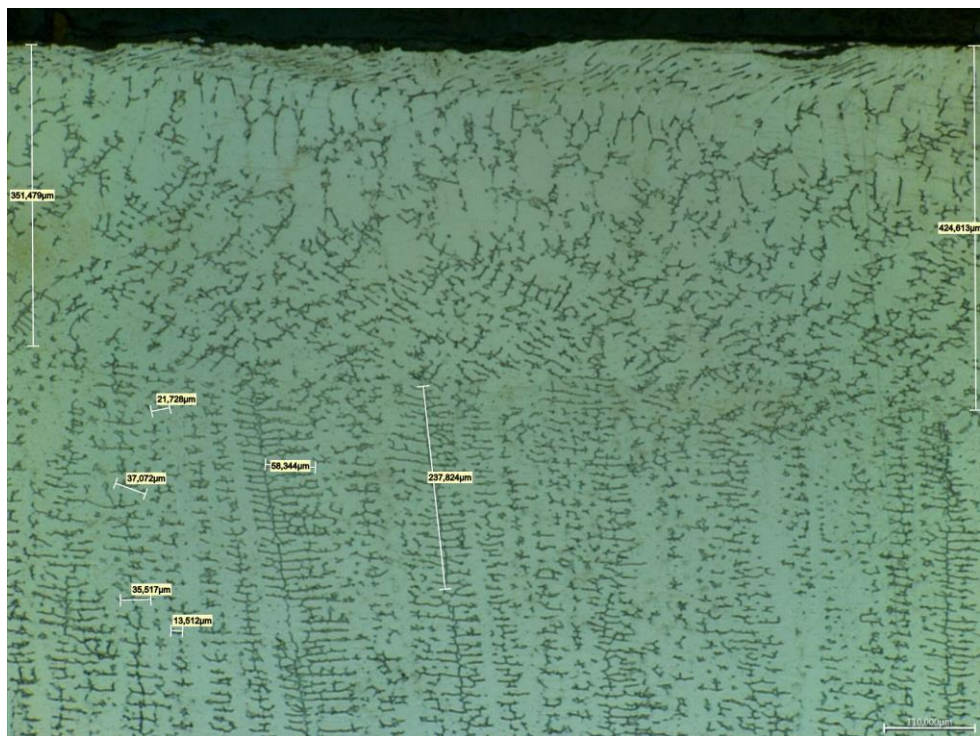
Результат анализа микроструктуры синтезированного из проволоки образца из стали 309LSi с периодическим ВТДУ при температуре упрочняемой поверхности  $t_{упр}=600^{\circ}\text{C}$  с упрочнением каждого 5 слоя в программном комплексе SIAMS

№ слоя	Площадь частиц и колоний, мкм <sup>2</sup>		Длина частиц и колоний, мкм		Доля частиц и колоний, %	Доля матрицы, %
	min	преобладающие (доля, %)	min	преобладающие (доля, %)		
10	0,18	0,18...1359 (97%)	0,63	0,63...216,4 (97%)	41,6	58,0
9	0,30	0,30...707,9(91,7%) 707,9...1416 (4,96%)	0,63	0,63...94,5 (90,1%) 94,5...288,4 (5,44%)	37,7	62,3
8	1,14	1,14...1517 (96,1%) 1517...3035 (1,69%)	0,63	0,64...207,6 (96%) 207,6...274,7 (2,02%)	40,4	59,4
7	0,31	0,31...736,8 (92,3%) 736,8...1473 (4%)	0,64	0,64...93,8 (90,5%) 93,8...247,3 (5,04%)	69,9	29,6
6	0,31	0,30...515,9 (94,8%) 519,9...1031 (2,95%)	0,64	0,64...84,6 (94,1%) 84,6...138,6 (3,78%)	35,3	64,6
5	0,31	0,31 ...405,3 (90%) 405,3...810,3 (5,17%)	0,64	0,64...72,8 (90,6%) 72,8...104,9 (4,96%)	41,0	59,0

Микроструктуры синтезированного из проволоки образца из стали 309LSi с ВТДУ только верхнего слоя при температуре упрочняемой поверхности  $t_{\text{упр}}=600^{\circ}\text{C}$



а) x157



б) x400

Рисунок И.1 – Верхний край образца из стали 309LSi, с упрочнением только верхнего слоя при  $600^{\circ}\text{C}$



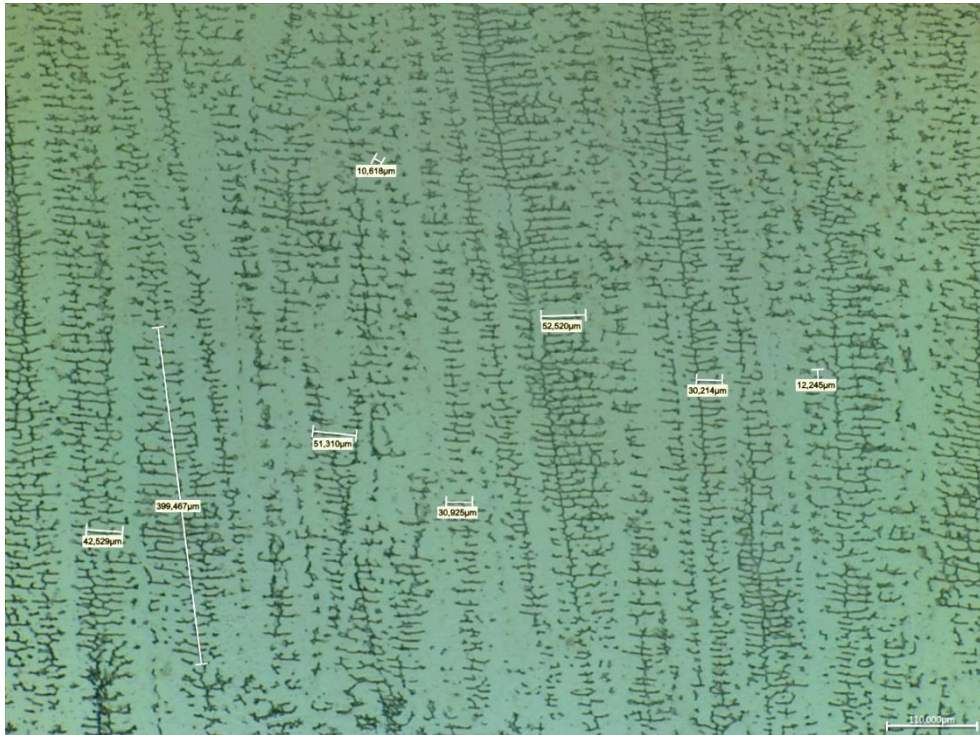


Рисунок И.2 – Структура верхнего 10 слоя образца из стали 309LSi, с упрочнением только верхнего слоя при 600 °С, х400

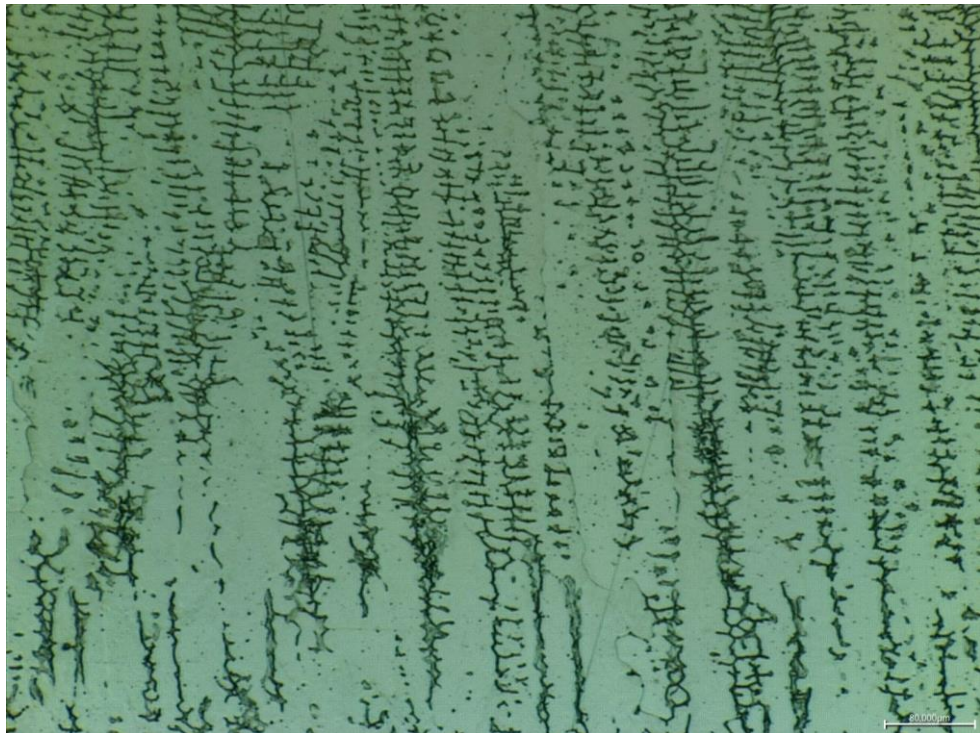


Рисунок И.3 – Нижняя часть верхнего 10 слоя образца из стали 309LSi, с упрочнением только верхнего слоя при 600 °С, х500



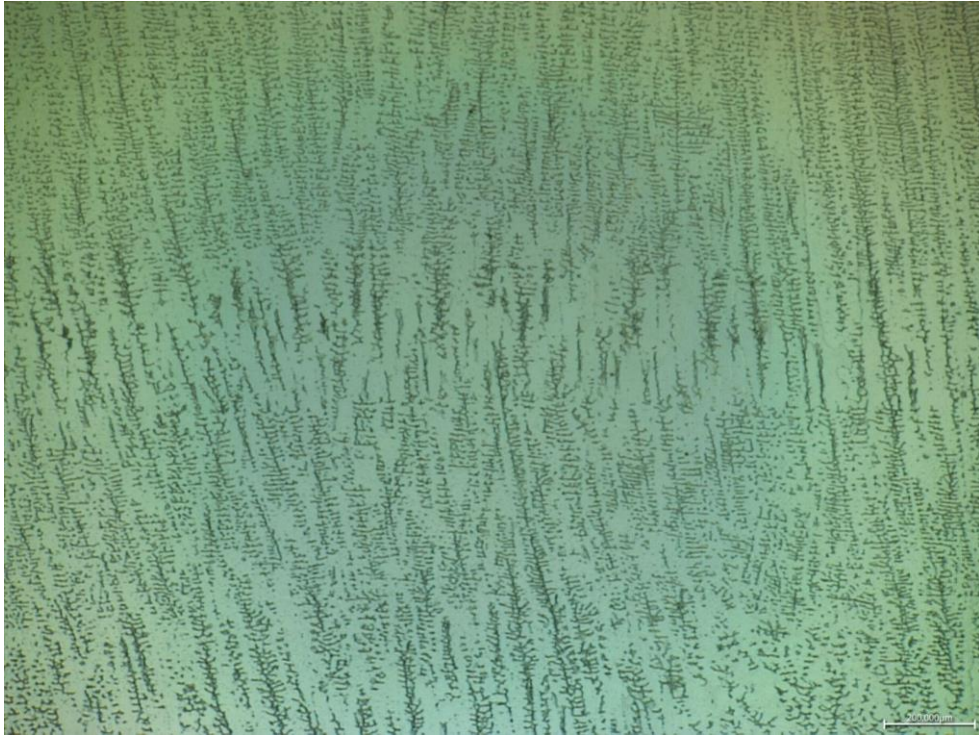
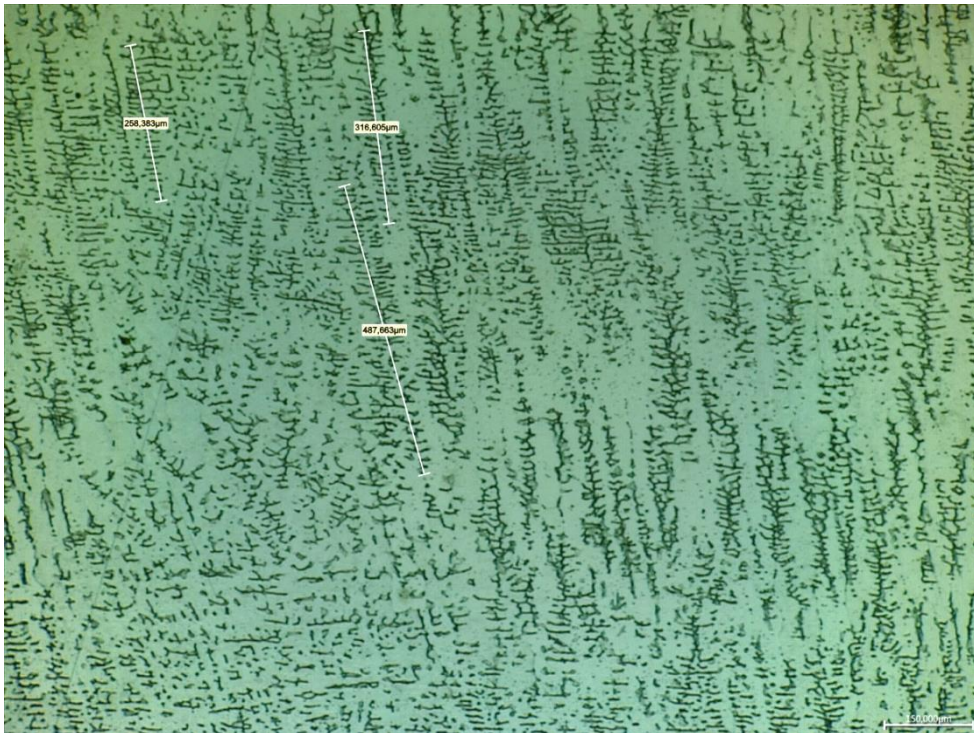
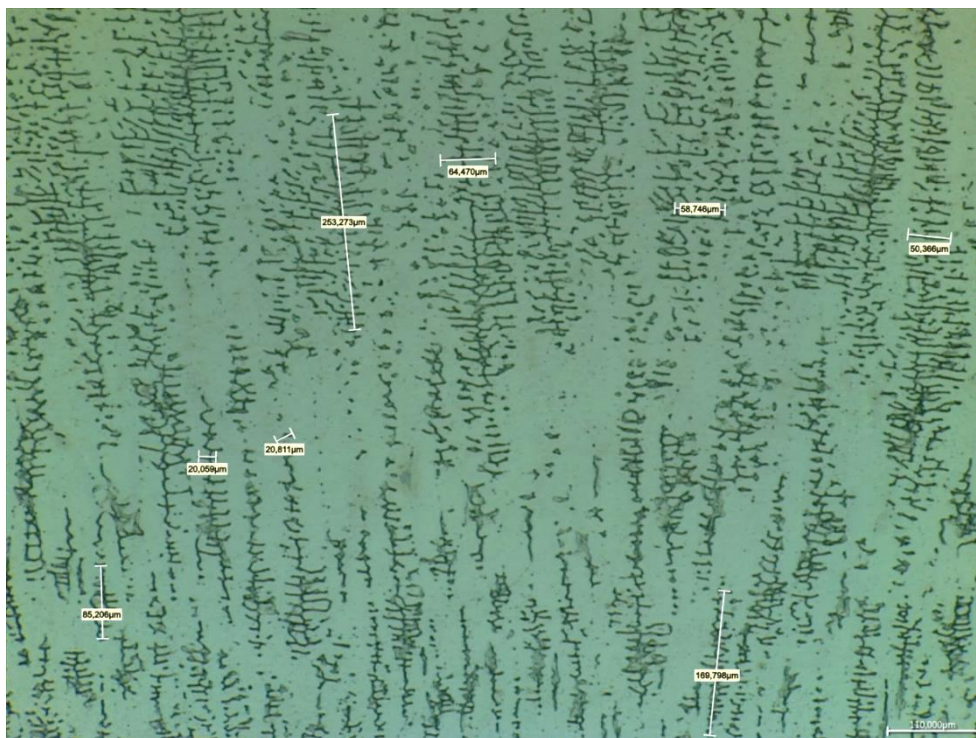


Рисунок И.4 – Зона сплавления 10 и 9 слоев образца из стали 309LSi, с упрочнением только верхнего слоя при 600 °С, x200



а) светлое поле, x400





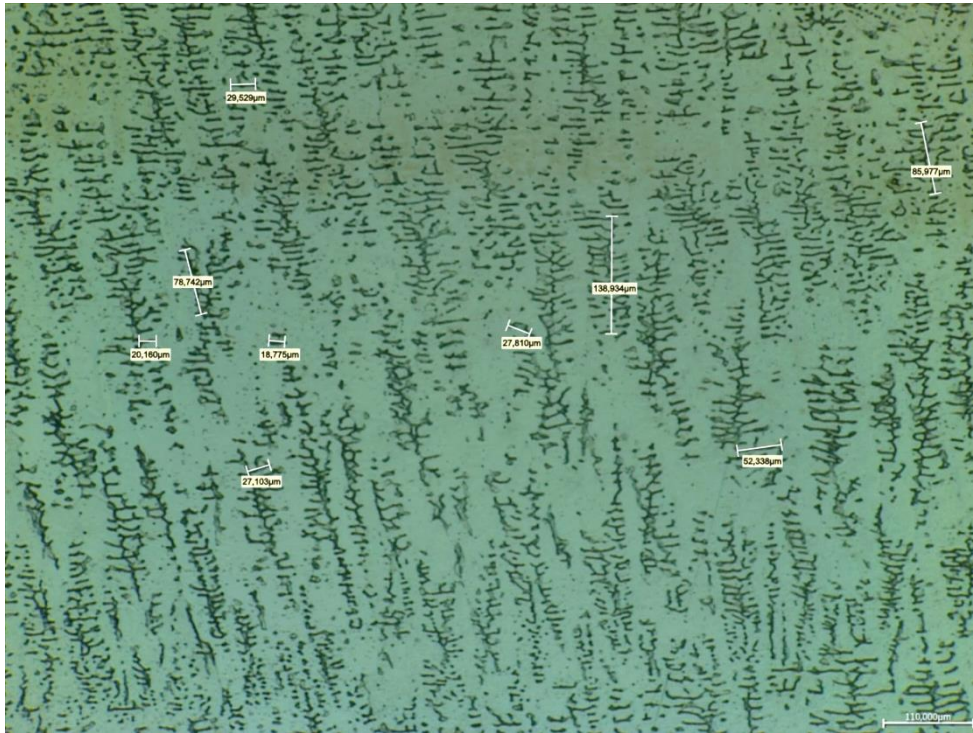
б) светлое поле, x500

Рисунок И.5 – Структура 9 слоя образца из стали 309LSi, с упрочнением только верхнего слоя при 600 °С



а) x157





б) x400

Рисунок И.6 – Структура 8 слоя образца из стали 309LSi, с упрочнением только верхнего слоя при 600 °С

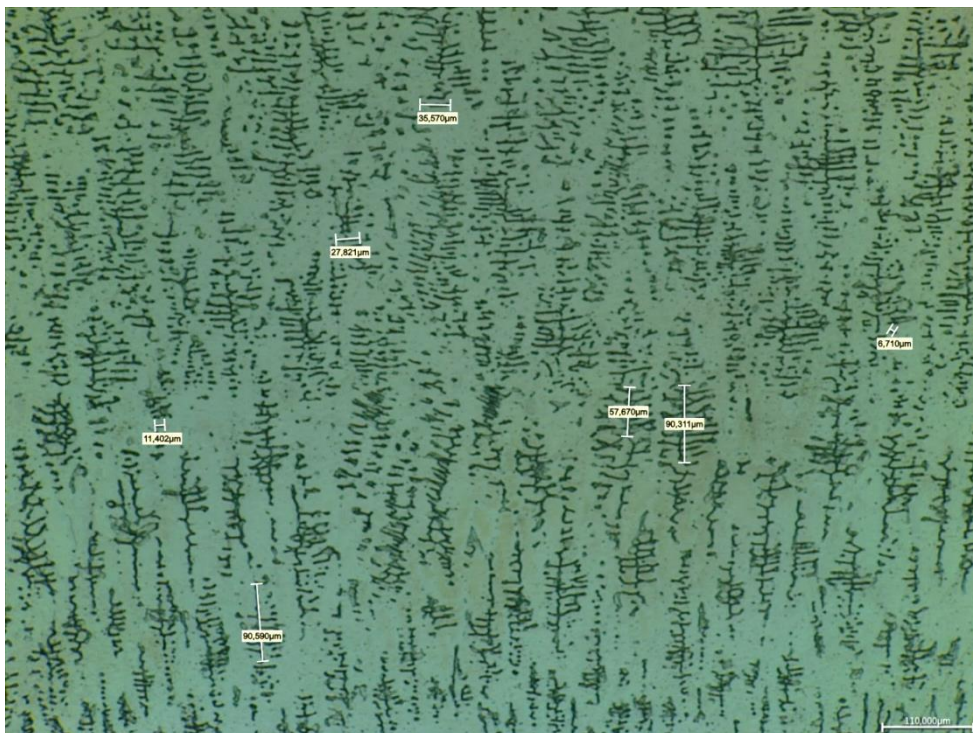


Рисунок И.7 – Структура 7 слоя образца из стали 309LSi, с упрочнением только верхнего слоя при 600 °С



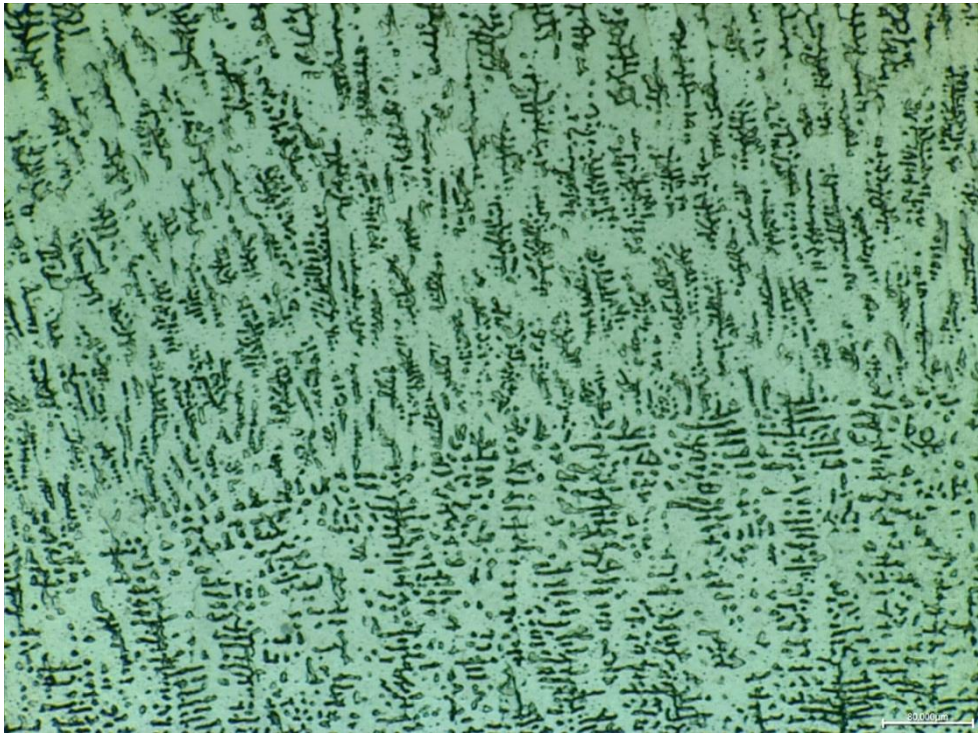
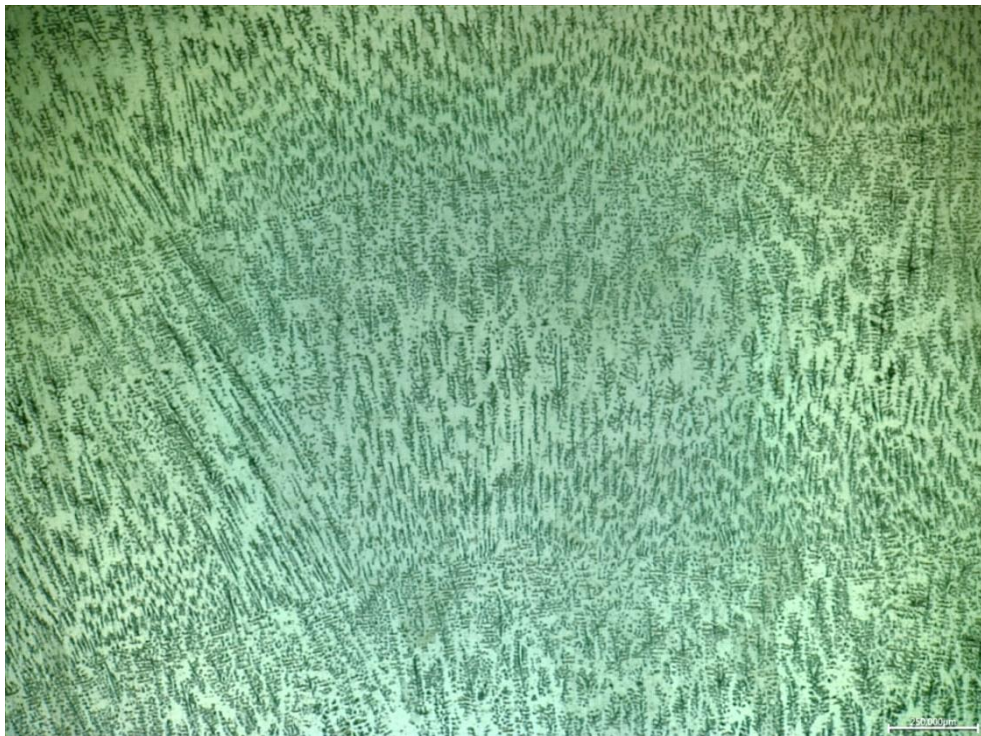
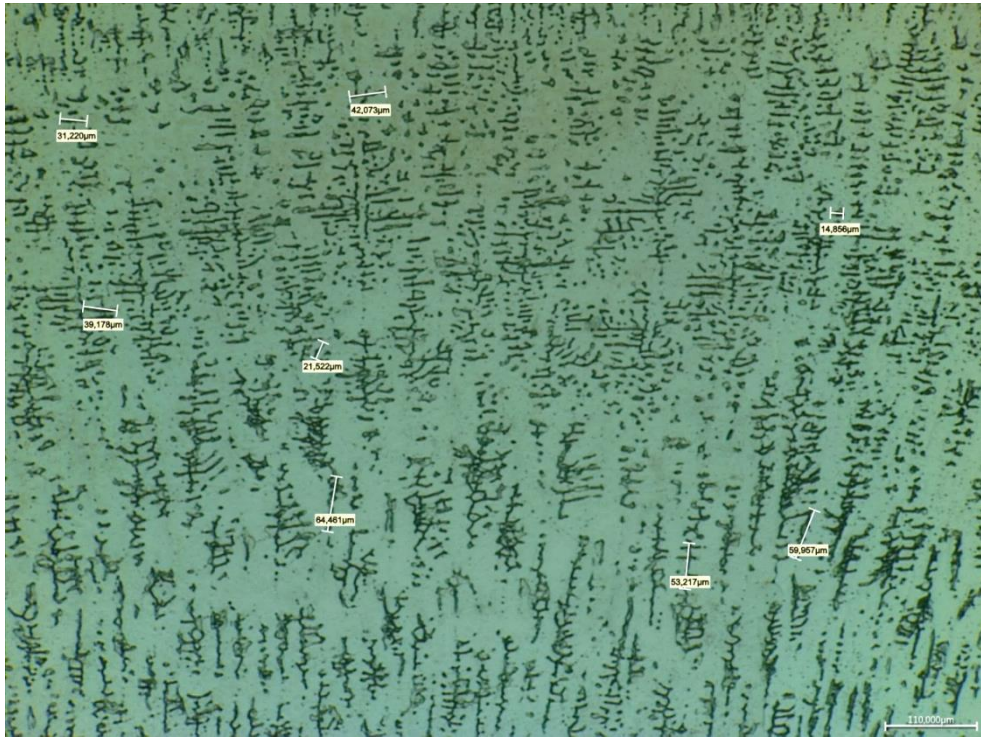


Рисунок И.8 – Структура на границе 7 и 6 слоев образца из стали 309LSi, с упрочнением только верхнего слоя при 600 °С, x500



а) x157





б) x400

Рисунок И.9 – Структура 6 слоя образца из стали 309LSi, с упрочнением только верхнего слоя при 600 °С



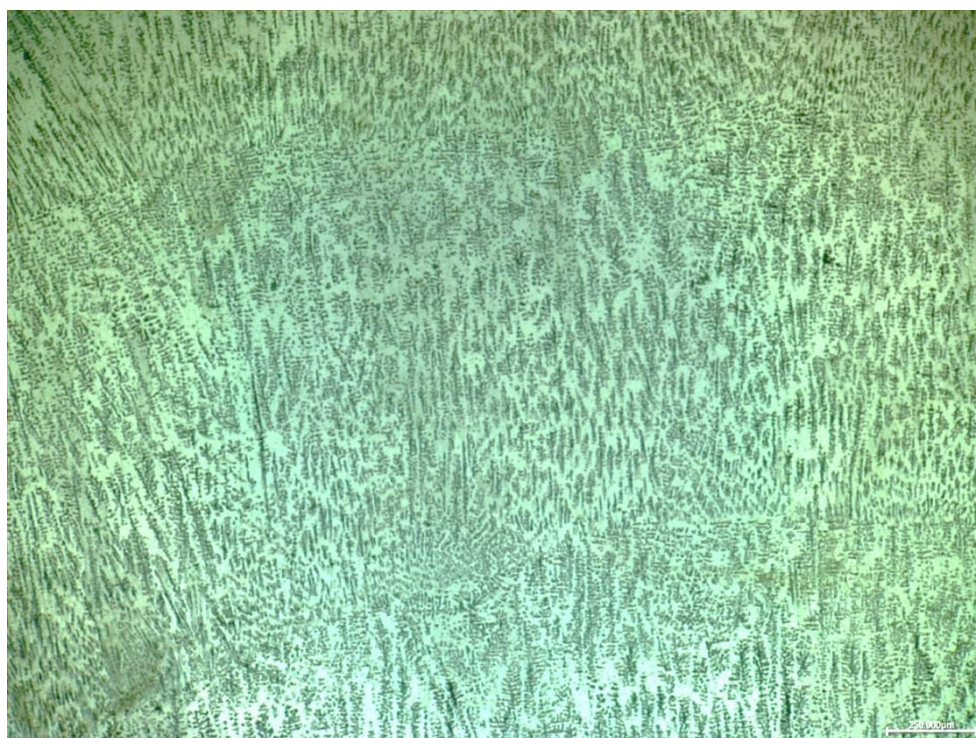
а) x157





б) x400

Рисунок И.10 – Структура 5 слоя образца из стали 309LSi, с упрочнением только верхнего слоя при 600 °С



а) x157



б) x400

Рисунок И.11 – Структура 4 слоя образца из стали 309LSi, с упрочнением только верхнего слоя при 600 °С



Результат анализа микроструктуры синтезированного из проволоки образца из стали 309LSi с ВТДУ только верхнего слоя при температуре упрочняемой поверхности  $t_{\text{упр}}=600^{\circ}\text{C}$  в программном комплексе SIAMS

№ слоя	Площадь частиц и колоний, $\mu\text{м}^2$		Длина частиц и колоний, $\mu\text{м}$		Доля частиц и колоний, %	Доля матрицы, %
	min	преобладающие (доля, %)	min	преобладающие (доля, %)		
10	0,68	0,68...787,7 (98%)	0,95	0,95...143,1 (98%)	24,8	75,2
9	0,68	0,68...736,7 (96,1%) 736,7...1472 (2,5%)	0,95	1,35...152,2 (96,8%) 152,2...303 (2%)	21,6	74,8
8	0,68	0,68...278,3 (91,2%) 278,3...556 (4,7%)	0,95	0,95...46,8 (90%) 46,8...92,7 (5,81%) 92,7...138,5 (2,1%)	23,8	74,2
7	0,68	0,68...217,4 (90,4%) 217,4...434,1 (4,65%)	0,95	0,95...41,1 (90,3%) 41,1...81,3 (4,82%)	22,8	72,9
6	0,68	0,68...170,2 (87,4%) 170,2...339,7 (6,99%)	0,95	0,95...39,1 (84,5%) 39,1...57,2 (9,2%)	19,4	79,8
5	0,68	0,68...187,2 (92,2%) 187,2...373,6 (4,96%)	0,95	0,95...35,3 (91,2%) 35,3...59,7 (5,5%)	20,5	74,5
4	0,68	0,68...137,5 (86,3%) 137,5...274,2 (6,56%)	0,95	0,95...25,9 (84,2%) 25,9...50,9 (7,86%)	21,1	71,9

Расчет регрессионной математической модели, описывающей закономерность изменения микротвердости поверхностного слоя в зависимости от выбранных входных параметров упрочнения

№ точки фактор. простран.	Номер опыта			x <sub>0</sub>	x <sub>1</sub>	x <sub>2</sub>	x <sub>3</sub>	x <sub>4</sub> = x <sub>2</sub> x <sub>3</sub>	x <sub>1</sub> x <sub>2</sub>	x <sub>1</sub> x <sub>3</sub>	x <sub>1</sub> x <sub>2</sub> x <sub>3</sub>	y <sub>i1</sub>	y <sub>i2</sub>	y <sub>i3</sub>	$\bar{y}_i$	S <sup>2</sup> <sub>yi</sub>
	Серия один	Серия два	Серия три													
1	6	5	1	+	+	+	+	+	+	+	+	291	290	295	292	7
2	1	6	6	+	-	+	+	-	-	+	-	301	299	315	305	76
3	8	2	4	+	+	-	+	-	+	-	-	303	302	306	303.67	4.33
4	2	3	5	+	-	-	+	+	-	-	+	297	291	298	295.33	14.33
5	3	8	8	+	+	+	-	+	-	-	-	285	273	286	281.33	52.33
6	7	4	2	+	-	+	-	-	+	-	+	276	270	279	275.00	21
7	5	7	7	+	+	-	-	-	-	+	+	275	276	279	276.67	4.33
8	4	1	3	+	-	-	-	+	+	+	-	260	272	256	262.67	69.33
$\sum_{i=1}^N x_i y_i$				2291.67	15.67	15	100.33	-29	-25	-19	-13.67	Критерий Кохрена G <sub>p</sub> =0,31 G <sub>кр</sub> = 0,52 (f <sub>1</sub> =2, f <sub>2</sub> =8, q=0.05) Вывод: дисперсии однородны				
Критерий Стьюдента f=16, q=0.1, t <sub>кр</sub> =2.12				b <sub>0</sub>	b <sub>1</sub>	b <sub>2</sub>	b <sub>3</sub>	b <sub>4</sub>	b <sub>12</sub>	b <sub>13</sub>	b <sub>123</sub>	Критерий Фишера q=0.05 f <sub>1</sub> =9 f <sub>2</sub> =9 F <sub>кр</sub> =2,54 F <sub>расч</sub> =1,678 Вывод: ММ адекватна				
ВЫВОД				286.46	1.96	1.88	12.54	-3.63	-3.13	-2.38	-1.71					
				ЗН	НЗ	НЗ	ЗН	ЗН	ЗН	ЗН	НЗ					
Линейная ММ:				y= 286,4+12,54*x <sub>3</sub> -3,63*x <sub>4</sub> -3,13*x <sub>1</sub> x <sub>2</sub> -2,38*x <sub>1</sub> x <sub>3</sub>												



Эксперимент установления вида связи между температурой ВТДУ и характерным размером отпечатка на обрабатываемой поверхности



Упрочнение при 20 °С



Упрочнение при 200 °С



Упрочнение при 300 °С



Упрочнение при 400 °С



Упрочнение при 500 °С



Упрочнение при 600 °С

«УТВЕРЖДАЮ»  
 первый заместитель генерального  
 директора ФГУП «НПО  
 «ТЕХНОМАШ» им. С.А. Афанасьева»  
 А.И. Кузин  
 «23» ноября 2020 г.  
 АКТ



на внедрение научно-исследовательской работы

Мы, нижеподписавшиеся, представители исполнителя: сотрудники НИЛ «Волнового деформационного и комбинированного упрочнения в аддитивных и субтрактивных технологиях» Брянского государственного технического университета: научный руководитель - проректор по перспективному развитию Киричек А.В., д.т.н., профессор; нач. отдела Жирков А.А., к.т.н., доцент; научный сотрудник Баринов С.В., к.т.н., доцент; ведущий инженер Федонина С.О. с одной стороны,

и представители потребителя поисковой НИР: и.о. заместителя генерального директора Григорьев М.В., к.т.н.; директор центра аддитивных технологий и цифрового производства к.х.н. Егоров А.В.; начальник отделения аддитивных технологий и цифрового производства Мазуркевич А.Н. с другой стороны,

составили настоящий акт о внедрении результатов поисковой НИР «Повышение качества синтезированных из проволоки деталей волновым термомодеформационным упрочнением (ВТДУ)».

В результате выполнения вышеуказанной НИР получены следующие результаты: проведена разработка конечно-элементной модели аддитивного синтеза деталей из проволоки и определения температурных условий; предложены стратегии и рациональные технологические режимы волнового деформационного упрочнения (ВДУ); разработки технологических рекомендаций по реализации термомодеформационного упрочнения в процессе синтеза деталей из проволоки.

Достигнуто: повышение механических свойств материала, параметров качества поверхностного слоя и эксплуатационных свойств ответственных изделий ракетно-космической техники, изготавливаемых из сталей и сплавов хром-никель-молибденовой группы, изготовленных и упрочненных по предлагаемой аддитивно-

упрочняющей (ВТДУ) технологии в 1,5...2,5 раза по сравнению с базовой технологией изготовления деталей из проката.

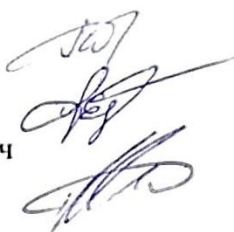
Работа принята к внедрению в рамках предусмотренных работ по созданию перспективных изделий ракетно-космической техники, в частности в рамках перспективной ОКР «Прогресс-2025», включенной в Федеральную космическую программу России, ожидаемый годовой экономическим эффектом более 1 млн.руб.

Представители заказчика

М.В. Григорьев

А.В. Егоров

А.Н. Мазуркевич



Представители исполнителя

А.В. Киричек

А.А. Жирков

С.В. Баринов

С.О. Федонина

