

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение  
высшего образования  
«Пермский национальный исследовательский политехнический университет»

*На правах рукописи*

**ДУШИНА АЛЕНА ЮРЬЕВНА**

**ПОСЛОЙНАЯ ПЛАЗМЕННАЯ НАПЛАВКА  
СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА ТИПА 308LSi  
ДЛЯ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА**

2.5.8. Сварка, родственные процессы и технологии

Диссертация на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Научный руководитель:  
доктор технических наук, доцент  
Ольшанская Татьяна Васильевна

Пермь, 2023

## Оглавление

Введение.....	5
<b>Глава 1. Состояние вопроса, цели и задачи исследования .....</b>	<b>10</b>
1.1 Состояние вопроса .....	10
1.1.1 Проволочная наплавка высококонцентрированными источниками энергии .....	12
1.1.2 Технологические приемы влияния на процессы кристаллизации.....	15
1.1.3 Особенности кристаллизации аустенитных сталей .....	18
1.1.4 Влияние скорости охлаждения на механизм кристаллизации .....	24
1.2 Цели и задачи.....	26
1.3 Материалы, оборудование и методика исследования.....	27
1.3.1 Материалы .....	27
1.3.2 Оборудование .....	27
1.3.3 Методика исследований .....	29
<b>Глава 2. Исследование влияния термического цикла наплавки на процесс кристаллизации.....</b>	<b>33</b>
2.1 Влияние термического цикла при однослойной наплавке .....	33
2.1.1 Результаты металлографического анализа.....	33
2.1.2 Расчетный анализ температурно-временных параметров при плазменной и плазма-МИГ наплавке .....	36
2.2 Влияние термического цикла при многослойной наплавке .....	46
2.2.1 Исследование макроструктуры наплавленных образцов .....	46
2.2.2 Исследование микроструктуры наплавленных образцов.....	47
2.2.3 Количественный анализ размерности микроструктуры наплавленных образцов.....	50
2.2.4 Анализ механизма кристаллизации и тонкой структуры междендритного пространства.....	50
2.2.5 Результаты растровой электронной микроскопии (РЭМ) .....	53
2.2.6 Результаты рентгенофазового анализа (РФА) .....	56

2.2.7 Результаты измерения микротвердости .....	61
2.3 Выводы по главе 2 .....	62
<b>Глава 3. Влияния модуляции частоты тока на формирование структуры и свойств при плазменной наплавке .....</b>	<b>64</b>
3.1 Исследования одноваликовых образцов при плазменной наплавке .....	64
3.2 Выбор оптимальной частоты модуляции тока дуги при плазменной наплавке с применением шкалы желательности.....	73
3.3 Исследования влияния модуляции частоты тока на формирование структуры и свойств при многослойной плазменной наплавке.....	77
3.2.1 Исследование макроструктуры образцов.....	77
3.2.2 Исследование микроструктуры наплавленных образцов.....	78
3.2.3 Количественный анализ размерности микроструктуры наплавленных образцов.....	82
3.2.4 Результаты растровой электронной микроскопии (РЭМ) .....	83
3.2.5 Результаты рентгенофазового анализа (РФА) наплавленных образцов ..	87
3.2.6 Результаты измерения твердости наплавленных образцов .....	89
3.3 Выводы по главе 3.....	92
<b>Глава 4. Влияние послойной холодной проковки на формирование структуры при плазменной наплавке плавящимся электродом .....</b>	<b>93</b>
4.1 Исследование макроструктуры образцов .....	93
4.2 Исследование микроструктуры наплавленных образцов .....	94
4.3 Количественный анализ размерности микроструктуры наплавленных образцов.....	100
4.4. Исследования на сканирующем электронном микроскопе .....	100
4.5. Результаты рентгенофазового анализа наплавленных образцов .....	106
4.6. Результаты измерения твердости наплавленных образцов .....	109
4.7 Выводы по главе 4.....	111

<b>Глава 5. Исследования эксплуатационных свойств наплавленных образцов при плазменной и плазма-МИГ наплавке</b> .....	112
5.1 Исследование механических свойств наплавленного металла .....	112
5.2 Исследование коррозионных свойств наплавленного металла.....	117
5.3 Выводы по главе 5.....	129
Основные результаты и выводы работы.....	130
Список литературы .....	132
Приложение А .....	148

## Введение

**Актуальность темы исследования.** В настоящее время активно развиваются технологии аддитивного формирования изделий методом послойной проволочной наплавки, что связано с возможностью получать детали разнообразной геометрической формы, в том числе крупных размеров, а так же уменьшить расход материала, что важно для мало- и мелкосерийного производства. При этом можно получать изделия с новым уровнем механических свойств, отличным от традиционных методов производства. Послойная проволочная наплавка может осуществляться различными методами. В качестве источников нагрева используют лазер, электронный луч, электрические и плазменные дуги.

Из литературных данных известно, что независимо от способа и вида наплавляемого материала, одной из важных особенностей аддитивного формирования изделий методом послойной наплавки является неоднородность и анизотропия механических характеристик. На основании накопленного опыта на кафедре СПМ и ТМ ПНИПУ установлено, что это обусловлено особенностями процесса кристаллизации металла при послойной наплавке, приводящих к неоднородной структуре в объеме наплавленного слоя и транскристаллитному характеру роста зерен.

Широкие возможности для решения этих проблем предоставляют технологии наплавки с использованием концентрированных источников энергии, таких как плазменная наплавка, а также применение технологических приемов, влияющих на процессы кристаллизации. Технологические приемы могут быть направлены на жидкую ванну наплавляемого металла или на закристаллизовавшиеся слои металла. При воздействии на сварочную ванну применяют тепловые колебания или механические возмущения, а в качестве воздействия на материал подложки обычно используют метод холодного деформирования.

С целью получения наиболее полной информации о закономерностях и особенностях процессов кристаллизации при послойном выращивании изделий,

для исследований лучше всего применять проволоку из сплавов, не испытывающих фазовой перекристаллизации при охлаждении и не меняющих своей структуры. В качестве такого материала может быть использована проволока из высоколегированной стали аустенитного класса с пороговым ферритным числом FN8 (содержание ферритной фазы в наплавленном металле составляет в пределах 3-8 %). Особенностью этих сталей является то, что кристаллизация в них протекает по разным механизмам в зависимости от соотношения легирующих элементов, которые могут зависеть от способа наплавки и технологических параметров. Кроме того, эти стали широко применяются в промышленности и обладают хорошими эксплуатационными свойствами.

Таким образом, исследование процесса кристаллизации при послойной проволочной наплавке сталей аустенитного класса высококонцентрированными источниками тепла является актуальным.

**Степень разработанности темы исследования.** Большой вклад в развитие послойной проволочной наплавки внесли такие ученые, как Ding D., Xiong J., Щицын Ю.Д., Попович А.А. и др. Способы управления формированием сварного шва изучены в работах Крампита А.Г. Влияние технологических приемов на структуру наплавленного металла при сварке рассматривается в работах Морозова В.П., Сараева Ю.Н., Панина В.Е. и др. Исследованиями структуры и свойств, а также процессов кристаллизации коррозионностойких сталей занимались Липпльольд Д., Котеги Д., Ding D. и др. Схемы кристаллизации и фазовый состав аустенитных сталей при аддитивном производстве рассмотрены в работах Астафуровой Е.Г. и др. Однако, влияние технологических приемов на процесс кристаллизации и формирование фазового состава при послойной проволочной наплавке изучены недостаточно.

**Целью диссертационной работы** является повышение механических и эксплуатационных характеристик аддитивно полученных изделий методом послойной плазменной наплавки из сталей аустенитного класса.

В соответствии с поставленной целью были определены **основные задачи работы:**

1. Определить влияние термического цикла послойной плазменной наплавки на процесс кристаллизации, формирования структуры и свойств сталей аустенитного класса.
2. Исследовать влияние модуляции тока дуги при послойной плазменной наплавке на формирование структуры и свойств стали аустенитного класса.
3. Исследовать влияние послойной холодной деформации на формирование структуры и свойств аустенитной стали при плазменной наплавке плавящимся электродом.

**Методология и методы исследования.** В работе использовались теоретические, расчетные и экспериментальные исследования. При проведении расчетов использовался программный комплекс MathCAD. Исследование структуры экспериментальных образцов проводилось методом оптической микроскопии с применением программных комплексов ВидеоТест Размер и ВидеоТест Металл, методом растровой электронной микроскопии на сканирующем микроскопе с энергодисперсионным спектрометром для определения химического состава. Рентгенофазовый анализ проводился на дифрактометре XRD-7000, обработка рентгенограмм проводилась с использованием программного обеспечения Match!3 Crystal Impact и базы данных «Crystallography Open Database» («COD»). Измерения твердости проводились по методу Виккерса на автоматическом микро- макро-твердомере Emco-Test Durascan 50. Подготовка и испытания образцов на растяжение осуществлялось в соответствии с ГОСТ 1497-84.

#### **Научная новизна работы:**

1. Установлено пороговое значение градиента температур по фронту кристаллизации (более  $550^{\circ}\text{C}/\text{мм}$ ) для послойной плазменной наплавки сталей аустенитного класса, при котором наплавляемый металл кристаллизуется по феррито-аустенитному механизму. При уменьшении градиента кристаллизация идет по 2 механизмам: феррито-аустенитному и аустенито-ферритному. При

кристаллизации по аустенито-ферритному механизму с объемной долей более 10% возможно выделение мелкодисперсных карбидов в междендритном пространстве (эффект самостарения).

2. Установлено, что к уменьшению степени транскристаллитного роста зерен и снижению анизотропии механических свойств при послойной плазменной наплавке сталей аустенитного класса приводят особенности термического цикла плазменного нагрева, применение модуляции тока дуги и послойной холодной пластической деформации.

3. Выявлено повышение коррозионной стойкости сталей аустенитного класса, получаемых методами послойной плазменной наплавки. Установлено, что коррозионная стойкость напрямую зависит от механизма кристаллизации и объемной доли металла, кристаллизующегося по аустенито-ферритному механизму: чем меньше объемная доля, тем выше коррозионная стойкость.

#### **Теоретическая и практическая значимость работы:**

1. Расширены представления о процессах кристаллизации сталей аустенитного класса с пороговым ферритным числом FN 8 при послойной плазменной наплавке и плазменной наплавке плавящимся электродом.

2. Показано повышение механических свойств сталей аустенитного класса при послойной плазменной наплавке посредством модуляции тока, а также за счет холодной пластической деформации при плазменной наплавке плавящимся электродом.

3. Результаты диссертационного исследования применены на АО «Пермский завод «Машиностроитель» при наплавке опытных заготовок из хромоникелевой стали детали проточной части перспективного авиационного двигателя.

**Поддержка работы.** Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ по государственному заданию FSNM-2021-0028.

**Достоверность и обоснованность** полученных в диссертации результатов подтверждается использованием современного высокоточного оборудования и программного обеспечения с широкими возможностями анализа данных;

применением современных методов исследования, большим объемом экспериментальных исследований, а также непротиворечивостью полученных результатов имеющимся данным других исследователей и известным теоретическим представлениям.

**Положения, выносимые на защиту:**

1. Влияние термического цикла послойной наплавки, в частности скорости охлаждения и градиента температур, на механизм кристаллизации и образование фазового состава аустенитной стали.

2. Закономерности влияния модуляции тока дуги при послойной плазменной наплавке на процессы кристаллизации и формирование структуры сталей аустенитного класса.

3. Влияния холодной пластической деформации на устранение транскристаллизации на примере послойной плазменной наплавки плавящимся электродом аустенитной стали.

**Апробация работы.** Основные результаты проведенных исследований докладывались, обсуждались на 6 региональных, всероссийских и международных научно-технических конференциях, форумах и семинарах. Среди них: IX-я Международная конференция «Кристаллизация: компьютерные модели, эксперимент, технологии», г. Ижевск, апрель 2022 г.; IV-я Международная конференция «Электронно-лучевая сварка и смежные технологии», г. Москва, ноябрь 2021 г.; V-я Международная научно-практическая конференция молодых ученых, аспирантов и студентов «Электрофизические методы обработки в современной промышленности», г. Пермь, декабрь 2021 г.; Всероссийская научно-практическая конференция с международным участием «Химия. Экология. Урбанистика», г. Пермь, апрель 2020 г.

**Личный вклад автора** заключается в проведении экспериментальных исследований, обработке, анализе и трактовке полученных результатов.

**Публикации.** По теме диссертационного исследования было опубликовано 15 печатных работ, в том числе 4 в журналах, входящих в международные базы цитирования Scopus или Web of Science, 3 в изданиях, рекомендованных ВАК.

## **Глава 1. Состояние вопроса, цели и задачи исследования**

### **1.1 Состояние вопроса**

Аддитивное производство – это создание изделий, основанное на поэтапном добавлении материала на основу в виде плоской платформы или осевой заготовки. В самом термине «аддитивность» (от лат. *additivus* – прибавляемый) заложен основной принцип этого процесса. Такой способ изготовления также называют «выращиванием» из-за послойного создания изделия [1,2].

Аддитивное производство является многообещающей альтернативой традиционному производству при создании сложных и крупногабаритных деталей, при единичном и мелкосерийном производстве. Оно позволяет снизить затраты материала для изготовления детали, используя ровно столько материала, сколько требуется для производства конкретной детали, что особенно важно при производстве компонентов из дорогостоящих металлов [3-7].

В течение последних 30 лет было разработано более 20 способов аддитивного производства. Их классифицируют по видам применяемых материалов и по типам используемых источников подвода энергии. В машиностроении, медицине, аэрокосмической промышленности при аддитивном производстве, как правило, применяются металлические материалы в виде порошков и цельнометаллических проволок [8-11]. Присадочные проволоки широко применяются для сварки и наплавки, имеют обширную номенклатуру, как по химическому составу, так и по типоразмерам. Проволока имеет значительно меньшую удельную площадь поверхности, чем порошковые материалы, и менее склонна к окислению и поглощению влаги или загрязняющих веществ. Система подачи присадочной проволоки в зону наплавки значительно проще и компактнее порошкового питателя [12-14].

При изготовлении заготовок с расплавлением присадочного материала чаще всего применяются лучевые (электронный луч и лазер) и дуговые (электрическая и плазменная дуга) источники нагрева. Лучевые источники нагрева целесообразно применять для создания тонкостенных малогабаритных изделий со сложной геометрической формой. Способы аддитивного производства на основе дуговой

наплавки, в совокупности с использованием проволочных присадочных материалов, эффективны для создания габаритных изделий простой формы. Одним из таких способов является проволочно-дуговое аддитивное производство WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing) [13,15-18].

Для создания металлических изделий по технологии WAAM применяются разные принципиальные схемы дуговой сварки: сварка металлическим электродом в газовой среде (GMAW), газозлектрическая сварка вольфрамовым электродом (GTAW) и сварка плазменной дугой (PAW), а также комбинации нескольких способов наплавки или гибридных технологий [19,20]. GMAW – это тип сварки, иначе называемый MIG/MAG-сваркой (дуговая сварка плавящимся электродом в среде инертного газа), который предполагает автоматическую подачу непрерывного твердого плавящегося электрода в защитной внешней газовой атмосфере. Технология GTAW является, по сути, дуговой сваркой вольфрамовым электродом в инертном газе. В качестве инертного газа для создания защитной атмосферы часто используют гелий или аргон. Сплавление слоев подаваемого материала происходит благодаря нагреву материала электрической дугой между электродом и обрабатываемой деталью. Технология предполагает возможность сварки под давлением и использования сварочных металлов. Защитный газ подается через сварочный аппарат [21-29].

Сварка плазменной дугой (PAW) является модификацией газозлектрической сварки вольфрамовым электродом (GTAW). В данной технологии используется специальная фокусирующая насадка, благодаря которой получается более точная, тонкая и длинная электрическая дуга, чем в процессе GTAW-сварки. Благодаря сужающей насадке значительно возрастает напряжение дуги и, следовательно, степень ионизации газа. Помимо повышения температуры самой дуги насадка фокусирует участок плазменной дуги с наибольшей температурой на узкой поверхности сварного шва, уменьшая ее рассеивание. В результате получается источник более концентрированного и мощного нагрева, существенно повышающий эффективность теплопередачи и позволяющий увеличивать скорость прохода [3].

Наплавку с использованием плазменной дуги можно отнести к способам наплавки высококонцентрированными источниками энергии.

### **1.1.1 Проволочная наплавка высококонцентрированными источниками энергии**

Сущность плазменной наплавки состоит в расплавлении присадочного металла струей плазмы и перенесении его на основной металл. Вместе с присадочным материалом расплавляется и поверхностный слой основного металла, образуя наплавленный слой. В процессе плазменной наплавки создается дуга между неплавящимся вольфрамовым электродом (катодом) и медным анодом в горелке. Инертный газ (обычно аргон) пропускается через сопло, которое к тому же фокусирует электрическую дугу. Это приводит к более высокой плотности энергии и формированию более стабильной дуги [3, 30-32].

Наплавляемое изделие может быть включено в электрическую цепь (наплавка плазменной дугой) или быть нейтральным (наплавка плазменной струей). В последнем случае дуга горит между неплавящимся электродом плазмотрона и присадочным материалом (рисунок 1.1). Поверхность основного металла нагревается струей плазмы и каплями присадочного металла [33-36].

Наплавка может выполняться в один или несколько слоев на токе прямой или обратной полярности. Выбор способа наплавки зависит от материалов и конструкции изделия. Для активных материалов (алюминиевые сплавы) целесообразно применять плазменную дугу обратной полярности и предусматривать более качественную защиту зоны наплавки, при наплавке конструкционных сталей более оправдано применение прямой полярности дуги. Универсальность процессов плазменной наплавки обеспечивается большим количеством регулируемых параметров. К основным параметрам режима относятся полярность дуги, величина тока, диаметр плазмообразующего сопла, скорость перемещения (в том числе скорость и вид поперечных колебаний), расход плазмообразующего газа, расстояние от среза сопла до изделия [37-39]. Широкий диапазон регулирования энергетических параметров плазменной дуги

является особенностью плазменной наплавки, отличающей ее от других методов и обуславливающих ее эффективность.

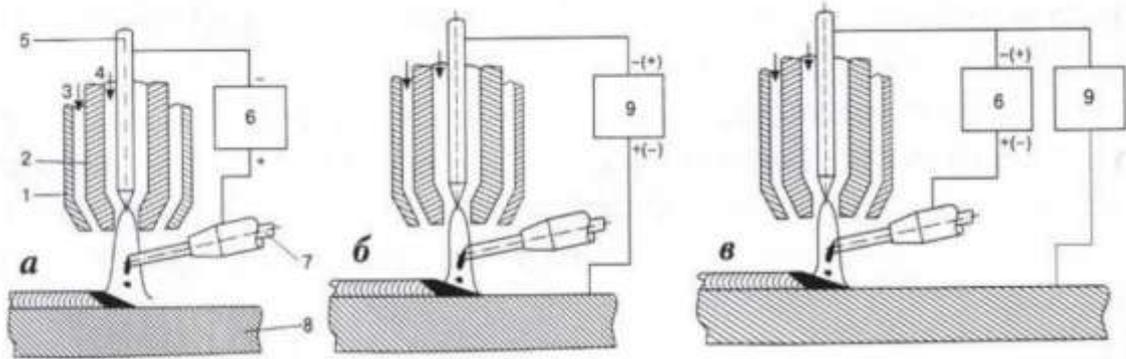


Рисунок 1.1 – Схемы плазменной наплавки с присадкой одной проволоки: а – плазменной струей с токоведущей присадочной проволокой; б – плазменной дугой с нейтральной присадочной проволокой; в – двойной дугой (1 – защитное сопло; 2 – плазмообразующее сопло; 3 – защитный газ; 4 – плазмообразующий газ; 5 – электрод; 6 – источник питания косвенной дуги; 7 – проволока; 8 – изделие; 9 – источник питания дуги прямого действия) [36].

*Плазменная наплавка плавящимся электродом* (плазма-МИГ) является гибридным процессом, сочетающим плазменную наплавку и наплавку плавящимся электродом. Наплавляемая проволока подается по оси плазменной дуги и дуговой разряд между проволокой и изделием происходит в окружении плазмы (рисунок 1.2).

Особенностью плазма-МИГ является одновременное соосное горение двух дуг: плазменной дуги и дуги с плавящегося электрода (МИГ дуги). При этом каждая дуга питается от собственного сварочного источника [40-43]. Питание плавящегося электрода от отдельного источника обеспечивает сочетание свойств дуговой наплавки плавящимся электродом и свойств плазменной наплавки [44].

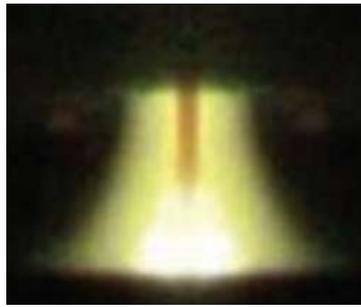


Рисунок 1.2 – Внешний вид дуги плазменной наплавки плавящимся электродом [39]

Существует несколько схем плазма-МИГ наплавки в зависимости от способа генерирования плазмы [41]. Основными являются схемы плазма-МИГ наплавки с неплавящимся вольфрамовым электродом (рисунок 1.3 а) и с водоохлаждаемым кольцевым медным анодом-соплом (рисунок 1.3 б).

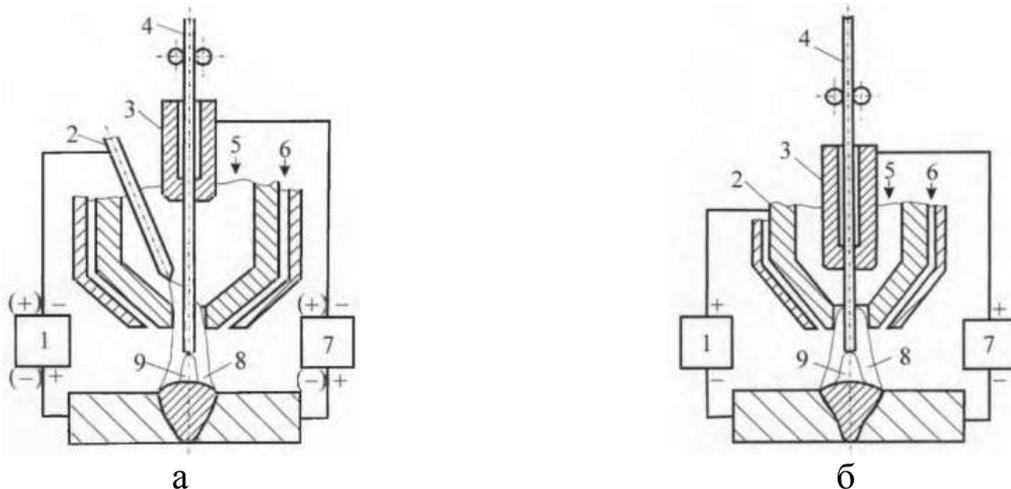


Рисунок 1.3 – Схема плазменно-дуговой наплавки плавящимся электродом:

а – неплавящимся вольфрамовым электродом; б – с кольцевым анодом;

1 – источник питания плазменной дуги; 2 – неплавящийся электрод;

3 – токоподводящий наконечник; 4 – плавящийся электрод;

5 – плазмообразующий газ; 6 – защитный газ; 7 – источник питания дугового разряда

разряда плавящегося электрода; 8 – плазменная дуга; 9 – дуговой разряд

плавящегося электрода [41, 45]

Плавление присадочной проволоки осуществляется теплотой собственной дуги и теплотой плазменной дуги. Использование двух источников нагрева повышает стабильность дуги, увеличивает пятно нагрева и скорость плавления проволоки, а независимое регулирование тока дугового разряда и плазменной

дуги позволяет управлять технологическими характеристиками в широких пределах [20].

Технологии наплавки с использованием высоконцентрированных источников энергии позволяют получать качественные изделия при аддитивном производстве [46-48], однако остаются проблемы, связанные с остаточными напряжениями, анизотропией и образованием пор [49]. Использование проволочного присадочного материала полностью не устраняет эти недостатки, что сказывается на прочностных и усталостных характеристиках, а также на коррозионной стойкости металла. Поэтому послойное выращивание изделий при аддитивном производстве требует изучения влияния технологических приемов на закономерности формирования наплавленного валика, структуру и свойства получаемого материала.

### **1.1.2 Технологические приемы влияния на процессы кристаллизации**

При аддитивном производстве используется широкий диапазон металлов и сплавов. При послойном выращивании применяются углеродистые и легированных стали [50], цветные металлы и алюминиевые, титановые, никелевые сплавы [51-53], а также разнородные материалы [54-56]. Технологические приемы влияния на процессы кристаллизации могут применяться для всех вышеперечисленных материалов и направлены на жидкий металл сварочной ванны или на основной материал.

Анализ литературных источников показывает, что существуют различные классификации способов воздействия на сварочную ванну и получения мелкозернистой структуры (рисунок 1.4) [57-60]. Одной из них является деление способов ввода возмущений в ванну на контактные и бесконтактные. К контактными относятся ультразвуковые высокочастотные колебания сварочной ванны, электрода или изделия и механические низкочастотные колебания электрода или изделия. К способам бесконтактной передачи колебаний относятся использование модулированного тока, наложение электромагнитного поля, применение лазерного и электронного луча [61-64]. Устройства для реализации

способов бесконтактной передачи колебаний универсальны и не требуют больших изменений в технологическом процессе [58, 59].

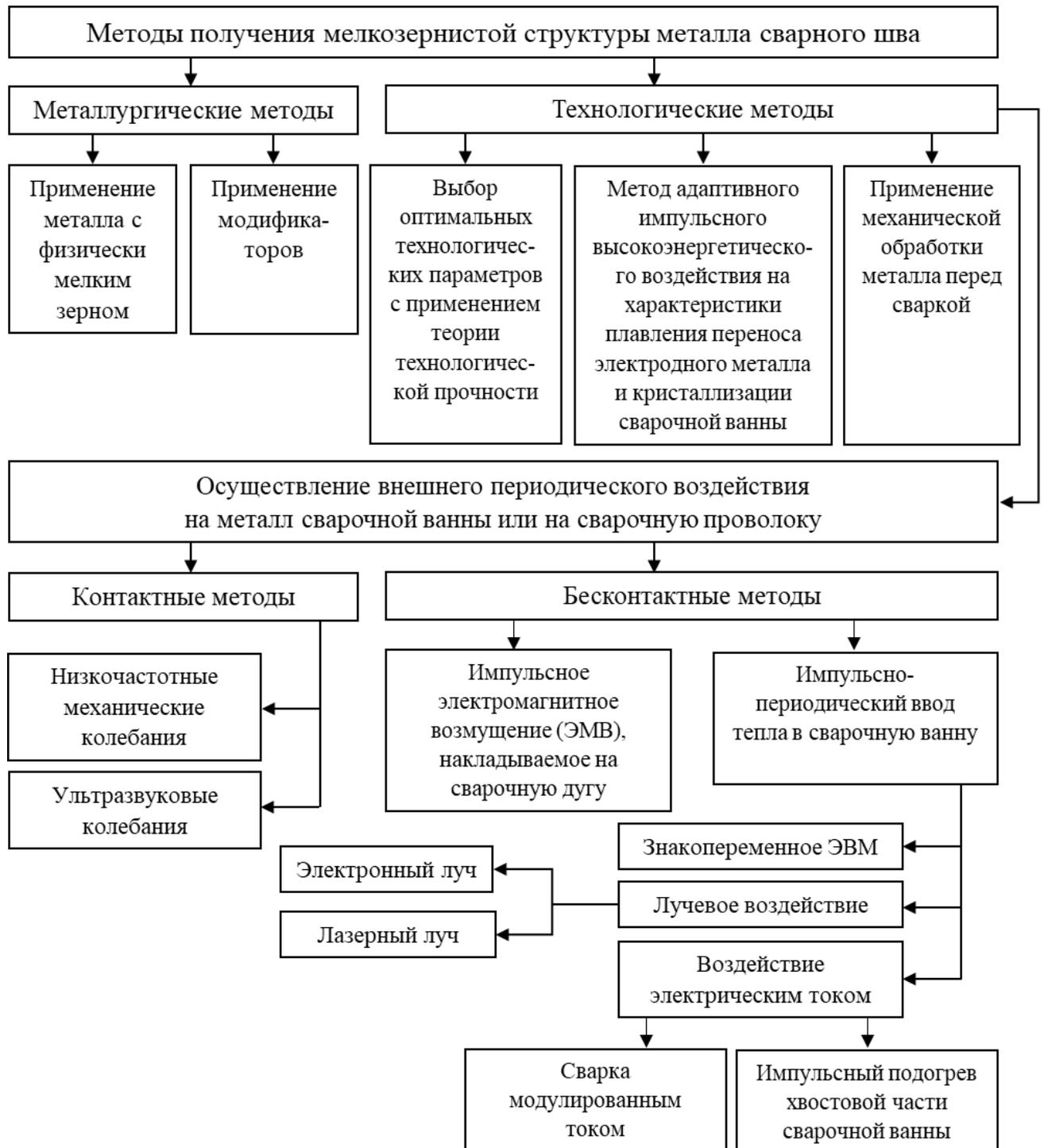


Рисунок 1.4 – Способы получения мелкозернистой структуры [57]

Применение электромагнитного поля дает возможность влиять на расплав сварочной ванны, как низкой частотой, так и ультразвуковой [57, 65, 66]. Управлять сварочной ванной можно при электромагнитном перемешивании, при

наложении поперечного магнитного поля и при воздействии на дугу [67, 68]. Применение модуляции тока влияет на структуру и свойства металла [69-71], однако вопрос влияния частоты модуляции тока на формирование структуры еще недостаточно изучен.

В качестве воздействия на материал подложки обычно используют метод холодного деформирования. Подобная обработка пластическими деформациями известна и применяется для сварных изделий с целью увеличения ресурса эксплуатации [72-76]. В работах [77-81] на примере ряда сплавов показано, что применение послойной проковки при аддитивном выращивании заготовки приводит к снижению технологических напряжений, уменьшению размеров зерна и, как следствие, повышению механических характеристик до уровня основного металла, снижению пористости и анизотропии металла.

Исследование структуры и свойств алюминиевых и алюминиево-магниевых сплавов, показали, что материал с мелким рекристаллизованным зерном обладает повышенными характеристиками прочности и пластичности по сравнению с материалом, нанесенным без послойной проковки, имеющим дендритную структуру [82-86]. Для титановых сплавов установлено, что наилучшие механические свойства и наиболее благоприятная микроструктура наплавленного металла достижимы при многослойной наплавке с применением послойной проковки и последующей термообработки наплавленного изделия [87, 88]. Механические свойства наплавленных образцов в этом случае соответствуют механическим свойствам изделий, полученных с помощью штамповки [89].

Для сталей применяются как контактные, так и бесконтактные методы воздействия. Благоприятное воздействие на структурообразование высоколегированных сталей оказывают ультразвуковые колебания, накладываемые в процессе наплавки. Установлено, что достигается уменьшение размера зерна и увеличение твердости наплавленного слоя до 10% по отношению к режимам обработки без дополнительного воздействия [90, 91].

Для рассмотрения и исследования способов измельчения структуры при кристаллизации лучше использовать однофазные сплавы, не претерпевающие полиморфных превращений при охлаждении. К таким сплавам относятся нержавеющие стали, широко применяемые в промышленности и обладающие хорошими эксплуатационными свойствами.

### **1.1.3 Особенности кристаллизации аустенитных сталей**

Широкий диапазон и большое разнообразие марок нержавеющих сталей позволяет применять эти стали для самых разных целей во многих отраслях промышленности. Самой большой группой нержавеющих сталей являются аустенитные нержавеющие стали, которые обладают относительно скромными механическими свойствами, но они в значительной степени перевешиваются их превосходной коррозионной стойкостью во многих средах [92-96].

Сложность сварки и наплавки сталей аустенитного класса связана с их склонностью к образованию горячих трещин в процессе кристаллизации [97- 102]. Под горячим растрескиванием понимается растрескивание, возникающее при сварке, литье или горячей обработке при температурах, близких к температуре плавления материала [103]. Трещины в процессе затвердевания в металле сварного шва считаются наиболее вредными и наблюдаются более широко, чем другие виды растрескивания [104]. Для объяснения явления растрескивания при затвердевании было выдвинуто несколько теорий [105-107]. Первоначальные теории учитывали, что горячее растрескивание связано с сегрегацией [105, 106]. Позже Шерер и др. заявили, что устойчивые к растрескиванию наплавки могут быть получены, если содержание феррита в законченном сварном шве 5–35 % [108]. Режим затвердевания был признан основным определяющим фактором, гарантируя, что феррито-аустенитный или ферритный режим обеспечивает наилучшую стойкость к горячему растрескиванию. Окончательная структура металла сварного шва должна содержать несколько процентов дельта-феррита, что является признаком качественного сварного шва [109].

Из литературных данных [95, 110-114] известно, что формирующаяся структура сталей аустенитного класса напрямую зависит от химического состава

и теплофизических условий кристаллизации, которые определяются методом обработки. Параметром, характеризующим влияние различных условий обработки, является скорость охлаждения. Химический состав и скорость охлаждения влияют на схему кристаллизации, на перераспределение растворенных веществ и образование второй фазы во время кристаллизации и на ферритно-аустенитные фазовые превращения [115, 116].

Химический состав можно оценить по псевдобинарным диаграммам состояния системы Fe–Cr–Ni при постоянном содержании железа (рисунок 1.5) [117]. В зависимости от соотношения аустенитостабилизирующих ( $Ni_{\text{экв}}$ ) и ферритостабилизирующих элементов ( $Cr_{\text{экв}}$ ) кристаллизация в данных сталях может протекать через первичный аустенит или феррит с последующим образованием аустенита по разным механизмам затвердевания [118-123].

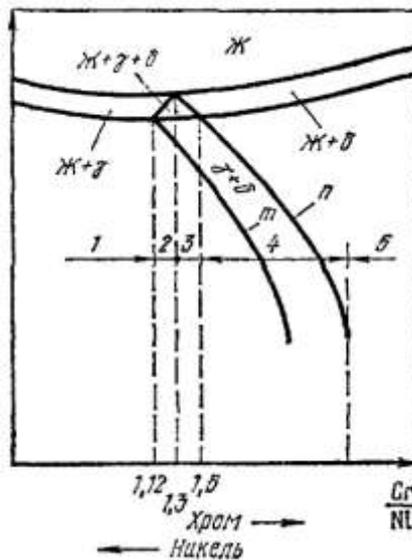


Рисунок 1.5 – Псевдобинарная фазовая диаграмма [117]

Существует несколько мнений о механизмах кристаллизации сталей аустенитного класса. Авторы [117, 124, 125] выделяют три типа кристаллизации: при соотношении  $Cr_{\text{экв}}/Ni_{\text{экв}} < 1,12$  кристаллизация протекает путем выделения из жидкости  $\gamma$ -твердого раствора до полного исчезновения жидкой фазы; при соотношении  $Cr_{\text{экв}}/Ni_{\text{экв}} < 1,3$  в интервале температур между ликвидусом и солидусом происходит последовательное выделение из жидкости двух твердых фаз (аустенита и междендритного эвтектического феррита); при соотношении

$Cr_{\text{экв}}/Ni_{\text{экв}} > 1,3$  ведущей фазой является феррит, из которого формируется осевая часть дендритных ячеек.

Авторы работ [92, 97, 104, 126] описывают, что в металле сварных швов аустенитных нержавеющей сталей возможны четыре основных механизма кристаллизации и превращения в твердой фазе. Типы кристаллизации, реакции и конечные микроструктуры, выделяемые данными авторами, приведены в таблице 1.1, а схемы кристаллизации на рисунке 1.6. На рисунке приведены следующие условные обозначения: L – жидкость, A – аустенитный механизм кристаллизации, AF – аустенитно-ферритный механизм кристаллизации, FA – феррито-аустенитный механизм кристаллизации, F – ферритный механизм кристаллизации.

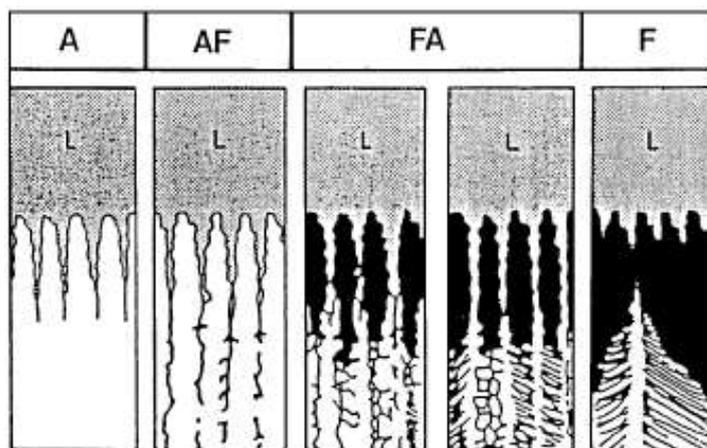


Рисунок 1.6 – Схематическое представление режимов затвердевания в сварных швах из аустенитной нержавеющей стали с фазовыми морфологиями [104]

Авторы работы [115] выделяют пятый (эвтектический) механизм кристаллизации. Он образуется в результате одновременного затвердевания аустенита и феррита из эвтектической жидкости. Обычно к эвтектическому механизму кристаллизации (E) относят те микроструктуры, по которым сложно определить аустенит или феррит являлись первой фазой.

Таблица 1.1 – Типы кристаллизации, реакции и конечные микроструктуры

Механизм кристаллизации	Реакция	Микроструктура
Аустенитный	$L \rightarrow L + A \rightarrow A$	Полностью аустенитная с четкой структурой кристаллизации
Аустенито-ферритный	$L \rightarrow L + A \rightarrow L + A + (A + F)_{\text{эвт}} \rightarrow A + F_{\text{эвт}}$	Феррит по границам ячеек и дендритов
Феррито-аустенитный	$L \rightarrow L + F \rightarrow L + F + (F + A)_{\text{пер/эвт}} \rightarrow F + A$	Скелетная и/или пластинчатая структура феррита, образовавшегося при превращении из феррита в аустенит
Ферритный	$L \rightarrow L + F \rightarrow F \rightarrow F + A$	Игольчатый феррит или ферритная матрица с аустенитом по границам зерен и пластинками структуры Видманштетта

L – жидкость, A – аустенит, F – феррит,  $F_{\text{эвт}}$  – феррит в результате эвтектической реакции,  $(F + A)_{\text{пер/эвт}}$  – перетектическое превращение

Рассмотрим подробнее механизмы кристаллизации сталей аустенитного класса и влияние на них скорости охлаждения.

*Аустенитный механизм кристаллизации (А).* При аустенитном механизме кристаллизации (рисунок 1.7) в металле шва образуется первичный аустенит. Полностью аустенитная микроструктура сохраняется при охлаждении вплоть до комнатной температуры. При металлографических исследованиях ячейки и дендриты в такой структуре четко видны благодаря сегрегации легирующих элементов и примесей (рисунок 1.8). [126, 127]



Рисунок 1.7 – Аустенитный механизм кристаллизации [129]

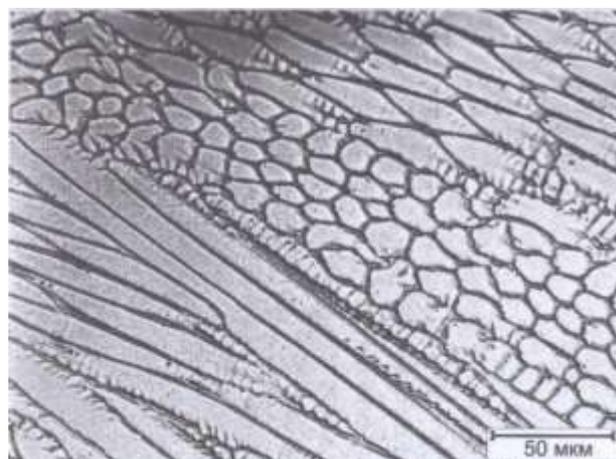


Рисунок 1.8 – Микроструктура при кристаллизации по типу А [126]

*Аустенито-ферритный или первичный аустенитный (AF) механизм кристаллизации.* В процессе кристаллизации при данном механизме первой фазой образуется аустенит, а в конце процесса кристаллизации наряду с первичным аустенитом образуется некоторое количество феррита посредством эвтектической реакции (рисунок 1.9,1.10). Это происходит в результате ликвации и сегрегации ферритостабилизирующих элементов и обогащению ими междендритных пространств [126-129].



Рисунок 1.9 – Аустенито-ферритный механизм кристаллизации [129]

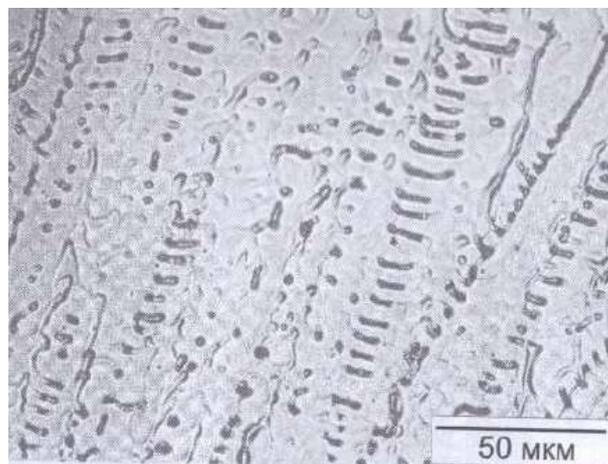


Рисунок 1.10 – Микроструктура при кристаллизации по типу AF [126]

*Ферритно-аустенитный или первичный ферритный (FA) механизм кристаллизации.* При ферритно-аустенитном механизме кристаллизации первой фазой образуется феррит, но, вследствие нестабильности феррита при более низких температурах, в процессе охлаждения происходит повторное фазовое перетектическое превращение, после которых сплавы будут содержать в своей структуре не только феррит, но и аустенит (рисунок 1.11). По завершении кристаллизации микроструктура металла состоит из дендритов первичного феррита с междендритными прослойками аустенита, морфология феррита может быть скелетной (червеобразной) или пластинчатой (кружевной) (рисунок 1.12). При этом количество аустенита и морфология феррита зависит от значения  $C_{г\text{эКВ}}/Ni_{г\text{эКВ}}$  и условий кристаллизации [126-129].

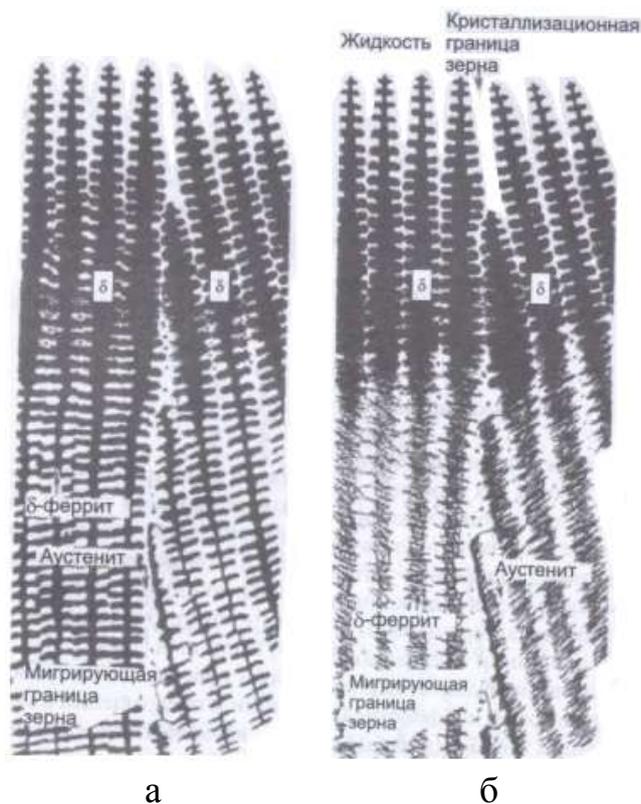
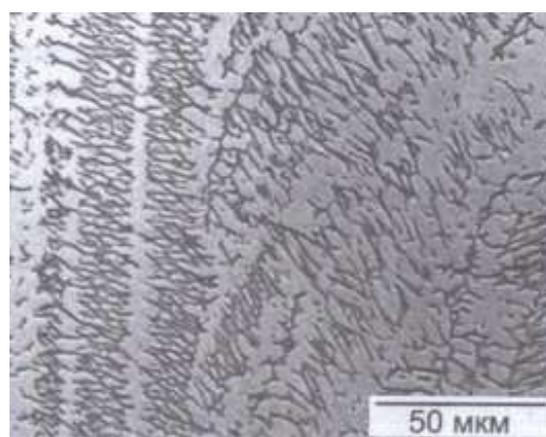


Рисунок 1.11 – Феррито-аустенитный механизм кристаллизации:

а – скелетная морфология феррита,  
б – пластинчатая морфология [126]



а



б

Рисунок 1.12 – Микроструктура при кристаллизации по типу FA:

а – скелетная морфология феррита,  
б – пластинчатая морфология [126]

*Ферритный механизм кристаллизации (F).* При ферритном механизме кристаллизации первой фазой образуется феррит, затем в процессе охлаждения по границам ферритных зерен образуется аустенит. Кристаллизация по типу F не характерна для аустенитных нержавеющей сталей [126].

#### 1.1.4 Влияние скорости охлаждения на механизм кристаллизации

При аустенитном механизме кристаллизации скорость охлаждения влияет на тип кристаллизации. При низких скоростях охлаждения тип кристаллизации является дендритным, при высоких – ячеистым. Общий вид микроструктуры представляет собой массив ячеек, представляющих собой гексагональную сетку.

При аустенитно-ферритном механизме кристаллизации при низкой скорости охлаждения образуются дендриты с ферритом на стенках, при высокой скорости – ячейки, частицы феррита присутствуют в границах и стенках ячейки. Феррит, образующийся вдоль границ зерен, относительно стабилен и сопротивляется превращению в аустенит в условиях охлаждения при наплавке, так как он уже достаточно обогащен элементами-ферритизаторами [126].

При феррито-аустенитном механизме кристаллизации скорость охлаждения влияет на морфологию феррита, при низкой или умеренной скорости охлаждения морфология феррита скелетная или червеобразная, при высокой скорости охлаждения и/или при увеличении значения  $St_{\text{эк}}/Ni_{\text{эк}}$  имеет место пластинчатая морфология или кружевная феррита. Она формируется на месте скелетной вследствие ограничения скорости диффузии при феррито-аустенитном превращении. При весьма высоких скоростях охлаждения и кристаллизации возможно полное превращение феррита в аустенит вследствие бездиффузионного механизма превращения. Также возможно изменение в первичном характере кристаллизации при переходе с ферритного типа кристаллизации на аустенитный при высоких скоростях кристаллизации. Следовательно, при изменении скорости охлаждения феррито-аустенитный механизм кристаллизации может смениться на аустенито-ферритный или эвтектический.

## 1.2 Цели и задачи

Анализ литературных данных показал, что исследования в области влияния скорости охлаждения и технологических приемов на микроструктуру сталей аустенитного класса являются актуальными.

**Целью диссертационной работы** является повышение механических и эксплуатационных характеристик аддитивно полученных изделий методом послойной плазменной наплавки из сталей аустенитного класса.

В соответствии с поставленной целью были определены **основные задачи работы**:

1. Определить влияние термического цикла послойной плазменной наплавки на процесс кристаллизации, формирования структуры и свойств сталей аустенитного класса.

2. Исследовать влияние модуляции тока дуги при послойной плазменной наплавке на формирование структуры и свойств стали аустенитного класса.

3. Исследовать влияние послойной холодной деформации на формирование структуры и свойств аустенитной стали при плазменной наплавке плавящимся электродом.

## 1.3 Материалы, оборудование и методика исследования

### 1.3.1 Материалы

Для получения опытных образцов применялась сварочная проволока ОК Autrod 308LSi ESAB, химический состав и механические характеристики проволоки по стандарту EISO 14343-2017 приведены в таблице 1.2. Материал данного химического состава относится к нержавеющей стали аустенитного класса. Ферритное число проволоки – FN 8 и означает, что содержание ферритной фазы в наплавленном металле составляет в пределах 3-8 % (~4,5%).

Таблица 1.2 – Характеристики проволоки 308LSi согласно EN ISO 14343-2017

Химический состав, %						
C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S
≥ 0.03	1.50-2.10	0.65-1.00	19,5-21,0	9.0-11.0	≥ 0.030	≥ 0.020
Механические свойства наплавленного металла						
Предел текучести, $\sigma_T$		Предел прочности, $\sigma_B$		Относительное удлинение, $\delta$		
400 МПа		570 МПа		36%		

### 1.3.2 Оборудование

*Оборудование для плазменной наплавки.* Плазменная наплавка производилась в камере с защитной атмосферой сварочным аппаратом EWM Tetrix 400 Plasma по следующему режиму наплавки: средний ток наплавки  $I = 195$  А, напряжение дуги  $U = 22$  В; скорость подачи проволоки  $V_{\text{пров}} = 3,5$  м/мин; скорость наплавки  $V_{\text{нап}} = 20$  м/час; объем аргона, подаваемого в плазмообразующее сопло  $Q_{\text{пл}} = 3$  л/мин; расстояние от образца до сечения сопла сварочной горелки  $h = 10$  мм, диаметр плазмообразующего сопла 6 мм.

Плазменная наплавка с модуляцией тока проводилась по заранее выбранному режиму наплавки, представленному в таблице 1.3. Импульсное воздействие осуществляется непосредственно в дуговом промежутке. Наплавка производилась без пауз на охлаждение.

Таблица 1.3 – Режим плазменной наплавки с импульсным воздействием

№ слоев	Средний ток, А	Среднее напряжение, В	Расход аргона л/мин	Подача проволоки, м/мин	Частота воздействия, Гц	Диаметр плазмообразующего сопла, мм
1-15	210	26	2	2,5	0, 5000,15000	6
16-25	186	25	2	2,5	0, 5000,15000	6
26-46	157	22	2	2,5	0, 5000,15000	6

*Оборудование для плазменной наплавки плавящимся электродом.*

Плазменная наплавка плавящимся электродом производилась плазмотроном для Плазма-МИГ сварки, разработанном на кафедре СПМ и ТМ ПНИПУ, для питания дуги плавящегося электрода использовался источник питания КЕДР-400, для плазменной дуги использовался источник питания для TIG сварки Кедр Arc-319. Все это оборудование было установлено в обрабатывающем центре AT-300 Hybrid Additive Manufacturing Group of Companies (Пермь, Российская Федерация) для внедрения технологии гибридного аддитивного производства (Рисунок 1.13). Наплавка осуществлялась по выбранному режиму наплавки: ток плазменной дуги  $I_d = 120$  А, ток дуги плавящегося электрода  $I_z = 210$  А; напряжение дуги  $U = 23-24$  В; скорость подачи проволоки  $V_{\text{пров}} = 6,6$  м/мин; скорость перемещения горелки  $V_{\text{нап}} = 90$  см/мин; объем подаваемого в сварочную горелку аргона  $Q_{\text{защ}} = 7,5$  л/мин; объем аргона, подаваемого в плазмообразующее сопло  $Q_{\text{пл}} = 2,5$  л/мин.



Рисунок 1.13 – Обрабатывающий центр AT-300

*Оборудование для проковки.* Послойная ковка осуществлялась после наплавки каждого отдельного валика с использованием пневматического молотка SA7401H AIRPRO. Ковка производилась по заранее выбранному режиму: скорость движения молота  $V = 100$  мм/мин (линейное число ударов  $N/L = 28,2$  ударов/мм при стандартной частоте ударов молота  $N = 2820$  ударов/мин); острие долота - полусфера радиусом  $R = 20$  мм; энергия удара  $E = 19,74$  Дж. Усилие прижатия пневмомолота составляло  $300$  Н, создаваемое пневматическим цилиндром. Температура ковки наплавленных слоев составляла  $T = 250 - 300$  °С.

### **1.3.3 Методика исследований**

#### *Металлографический анализ многослойной наплавки*

Для изучения макро- и микроструктуры и механических характеристик наплавленного металла были получены заготовки в виде плоской стенки. Исследования структуры проводился на шлифах, вырезанных в поперечном и продольном направлении наплавки образцов. Для выявления макро- и микроструктуры на шлифах применялся реактив Васильева (соляная кислота 500 мл, серная кислота 250 мл, медный купорос 100 г, вода 500 мл). Исследования макроструктуры проводились на оптическом стереомикроскопе Altami CM0745-T, микроструктуры – на инвертированном световом микроскопе Altami MET1T при увеличении до 1000 раз с использованием программного обеспечения Altami Studio 3.5.

#### *Количественный анализ междендритного расстояния наплавленных образцов*

Количественный анализ междендритного расстояния наплавленных образцов проводился в программе ВидеоТест Размер, предназначенной для работы с изображениями, а также сериями изображений в составе одного документа. Программа обеспечивает широкие возможности для проведения измерений, редактирования и преобразования изображений, а также для проведения анализа структуры металлов под микроскопом для контроля качества и оценки соответствия требованиям стандартов.

Для измерения междендритного расстояния использовались сшитые фотографии поперечного сечения наплавленных образцов. Было использовано 3 фотографии, на двух фотографиях по 2 слоя, на одной – один наплавленный слой. Каждый наплавленный слой был разделен на 5 равных по высоте участков от основания до верхней части слоя. На каждом участке было проведено 10 измерений. Таким образом, получено 250 измерений междендритного расстояния на образце. Графики построены по средним значениям участков.

#### *Растровая электронная микроскопия*

Для исследования тонкой микроструктуры и определения химического состава фаз применялся сканирующий электронный микроскоп высокого разрешения (3-10 нм) модель «S-3400N» японской фирмы «НИТАСНИ» оснащенный энергодисперсионным (ЭД) спектрометром XFlashDetektor 4010 фирмы «Брукер» и два вида реактивов травления образцов: реактив Васильева для выявления неизвестных фаз, реактив Verahas для выявления  $\delta$ -феррита.

#### *Рентгенофазовый анализ*

Исследование фазового состава образцов проводились с использованием рентгеновского дифрактометра XRD-7000 японской фирмы «Shimadzu». Для отделения  $K\beta$  составляющей рентгеновского излучения при проведении анализа использовался монохроматор. Условия проведения анализа представлены в таблице 1.4.

Таблица 1.4 – Условия проведения анализа

Диапазон угла сканирования $2\theta$ , град	Рентгеновская трубка	Напряжение трубки, кВ	Ток трубки, мА	Скорость сканирования, град/мин	Шаг сканирования, град	Щели		
						DS, град	SS, град	RS, мм
от 40 до 120	Cu	30	30	1	0,01	1	1	0,15

Обработка рентгенограмм производилась с использованием программного обеспечения Match!3 - Phase Analysis using Powder Diffraction, Crystal Impact. Исследования качественного фазового состава наплавленных образцов проводились методом идентификации рефлексов на полученных

дифрактограммах по основным характерным пиков известным веществ в базе данных «Crystallography Open Database» («COD»).

#### *Измерение микротвердости*

Измерения твердости проводились по методу Виккерса на автоматическом микро- макро-твердомере Emco-Test Durascan 50, сер. № 119 при нагрузке 100 грамм. При плазменной наплавке измерения наплавленных образцов проводились в виде трех дорожек, расположенных параллельно на расстоянии 0,2 мм с шагом 0,15 мм. При плазма-МИГ наплавке было произведено 100 измерений в виде сетки 5×20: 5 измерений по ширине с шагом 0,1 мм и 20 измерений по глубине с шагом 0,05 мм.

#### *Механические испытания*

Исследования механических свойств (предел временного сопротивления, предел текучести, относительное удлинение, относительное сужение, ударная вязкость) экспериментальных образцов из аустенитной стали, полученных плазменной и плазма-МИГ наплавкой проводились в соответствии с ГОСТ 1497-84. Из заготовки вдоль направления наплавки (X), поперек направления наплавки в вертикальном направлении (Z), а также под углом 45 градусов относительно вертикали, были вырезаны образцы. Подготовка и испытания образцов на растяжение выполнялась при комнатной температуре со скоростью деформации  $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  с использованием сервогидравлической системы Instron 8801 (США) на стандартных образцах диаметром 5 мм и длиной рабочей части 25 мм. Схема вырезки образцов показана на рисунке 1.14.

#### *Коррозионные испытания*

Методика испытаний включала в себя подготовку образцов, заключающиеся в шлифовке и полировке поверхности (для уменьшения влияния фактора шероховатости), их взвешивание на аналитических весах HR-250AG с точностью до 0,0001 гр., и измерение размеров гладким микрометром МК-25 с ценой деления 0,01 мм. Испытания проводились в концентрированной соляной кислоте при температуре 65°C в течении 4 часов. После испытаний образцы промывались, сушились и вновь взвешивались на аналитических весах.

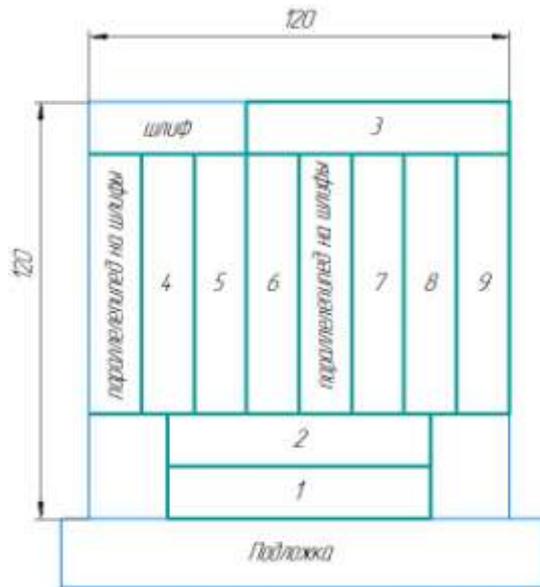


Схема вырезки образцов из наплавленной стенки



Вид сверху (вырезать из центра стенки)

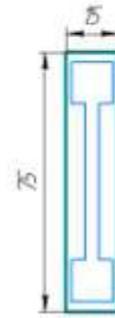


Схема единичного образца, чертеж конечного образца, вычитаваемого из вырезанного параллелепипеда, приложен отдельно

Рисунок 1.14 – Схема вырезки образцов

## **Глава 2. Исследование влияния термического цикла наплавки на процесс кристаллизации**

Управлять термическими циклами при аддитивной послойной наплавке возможно изменяя параметры режима процесса, но это повлечет за собой изменения формы и размеров наплавляемых слоев. При условии заданной толщине стенки с минимальным припуском на механическую обработку для стабильного формирования слоев варьировать параметрами в пределах одного метода наплавки практически не удастся. В большей степени параметры термических циклов зависят от вводимой тепловой мощности, её удельной плотности и характера распределения теплоты, которые определяются способом наплавки. Поэтому с целью исследования влияния термического цикла наплавки на процесс кристаллизации и формирование структуры сталей аустенитного класса были рассмотрены два вида плазменной наплавки: плазменная и плазма-МИГ, имеющих разный уровень и характер тепловложения.

### **2.1 Влияние термического цикла при однослойной наплавке**

#### **2.1.1 Результаты металлографического анализа**

Методами плазменной и плазма-МИГ наплавки были получены одиночные валики на пластине толщиной 10 мм из стали 12X18H10T. В качестве присадочного материала использовалась проволока ОК Autrod 308LSi ESAB. Параметры режима наплавки выбирались из условий стабильного формирования валика одинаковой формы при одинаковой скорости.

На полученных образцах были проведены: анализ химического состава наплавленного металла рентгенофлуоресцентным методом и металлографические исследования. Результаты определения химического состава наплавленного металла представлены в таблице 2.1. Согласно ГОСТу 5632-14 «Легированные нержавеющие стали и сплавы коррозионностойкие, жаростойкие и жаропрочные» наплавленный металл соответствует коррозионностойкой стали аустенитного класса 04X10H10.

Таблица 2.1 – Химический состав наплавленных образцов

Вид наплавки	Концентрация элементов, атом. %							
	C	Cr	Ni	Si	Mn	P	S	Fe
Плазменная	0.016 ± 0.0011	20.15 ± 0.202	10.04 ± 0.127	0.780 ± 0.004	1.889 ± 0.020	0.022 ± 0.00082	0.015 ± 0.00087	основа
Плазма-МИГ	0.012 ± 0.00082	19.62 ± 0.122	9.511 ± 0.061	0.653 ± 0.024	1.873 ± 0.019	0.024 ± 0.00071	0.017 ± 0.00082	основа
ГОСТ 5632-14	≤ 0.04	17-19	9-11	≤ 0.80	≤ 2.0	≤ 0.03	≤ 0.02	основа

Проведенный макро- и микроструктурный металлографический анализ образцов, вырезанных из поперечного сечения наплавленных одиночных валиков, показал, что практически по всей высоте валика формируются столбчатые кристаллиты ячеисто-дендритного строения и их размер постепенно уменьшается от корневой части к верхней. В верхней части образуются мелкие равноосные кристаллиты ячеистого строения (рисунок 2.1, 2.2). Такое изменение структуры по высоте валика свидетельствует о разной скорости роста кристаллитов при ярко выраженной направленной кристаллизации. Кроме того, выявлено проявление феррито-аустенитного (FA) и аустенито-ферритного (AF) механизма кристаллизации в разных долях [130].

Исследования одноваликовых образцов, полученных плазменной наплавкой, показали, что кристаллизация металла проходит по FA механизму с разным видом морфологии феррита. В нижней части валика имеет место пластинчатая (кружевная) морфология феррита, в средней и верхней частях присутствуют и пластинчатая, и скелетная морфологии (рисунок 2.1).

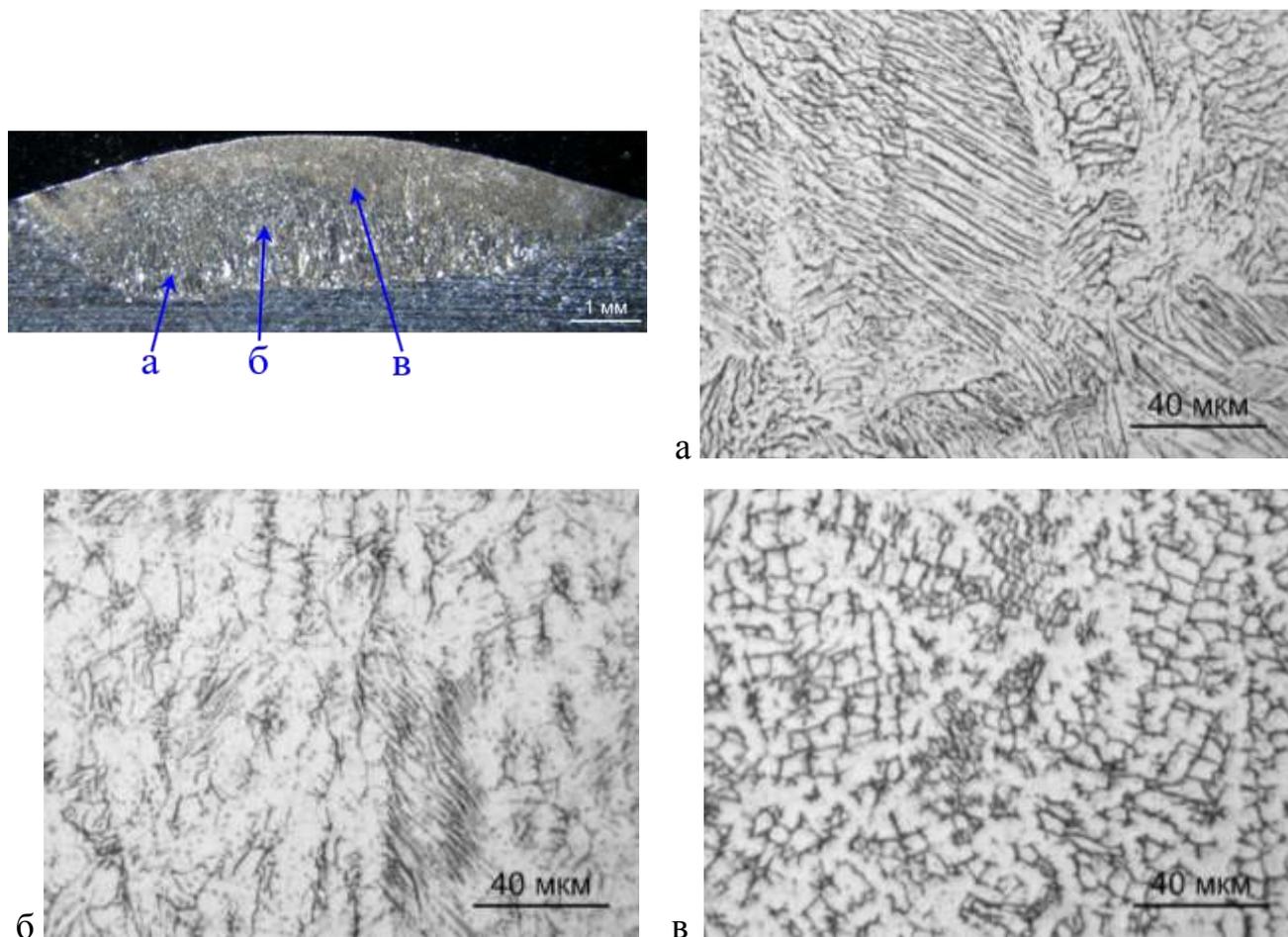


Рисунок 2.1 – Макро- и микроструктура одноваликового образца, полученного плазменной наплавкой

При плазма-МИГ наплавке в верхней части валика механизм кристаллизации FA с различными морфологиями феррита, а нижняя и средняя части валика кристаллизуются как по FA механизму, морфология феррита в основном скелетная, так и по AF механизму. Участки с AF механизмом кристаллизации появляются примерно на 1/3 от глубины проплавления, но не более чем на 10% полей зрения (рисунок 2.2).

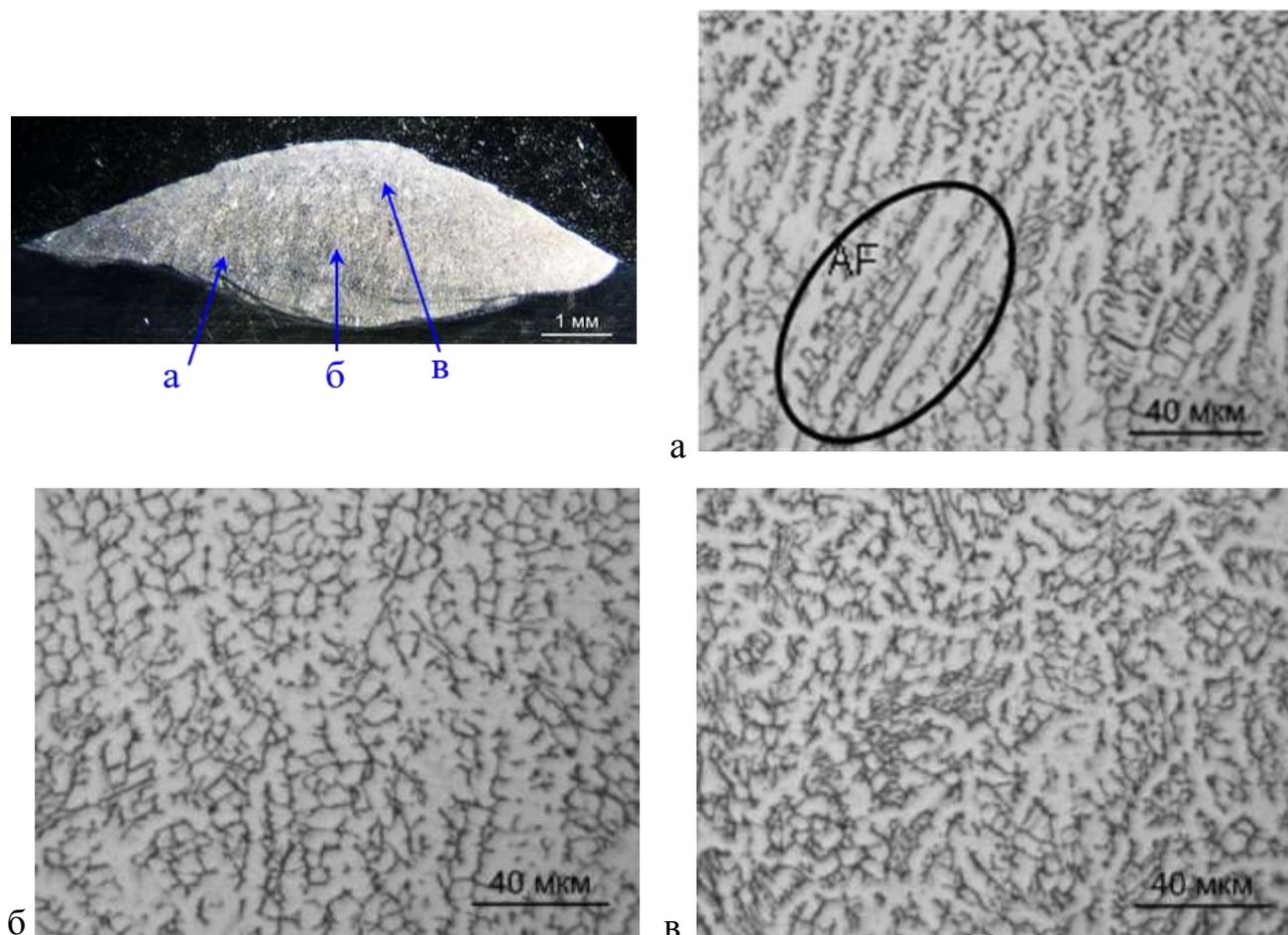


Рисунок 2.2 – Макро- и микроструктура одноваликового образца, полученного плазменной наплавкой плавящимся электродом

### 2.1.2 Расчетный анализ температурно-временных параметров при плазменной и плазма-МИГ наплавке

Для сравнительного анализа температурно-временных параметров при однослойной плазменной и плазма-МИГ наплавке были проведены расчетные исследования с помощью тепловых моделей, полученных на основе дифференциального уравнения теплопроводности в подвижной системе координат с неподвижным источником тепла:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \cdot \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + V \frac{\partial T}{\partial x} + \frac{1}{c\rho} \cdot F(x', y', z', t), \quad (2.1)$$

где  $F(x', y', z', \tau)$  – функция источника тепла,  $x', y', z'$  – координаты источника тепла.

Одним из методов решения задач теплопроводности является метод источников (метод функций Грина), позволяющий получать аналитические решения в зависимости от различных краевых задач и характера сварочного источника энергии. Интегральное решение задачи теплопроводности данным методом имеет вид:

$$T(x, y, z, \tau) = \int_{\tau} \int_z \int_y \int_x G(x, x', y, y', z, z', \tau) \cdot F(x', y', z', \tau) \partial x' \partial y' \partial z' \partial \tau, \quad (2.2)$$

где  $G(x, x', y, y', z, z', \tau)$  – стандартизованная функция Грина,  $F(x', y', z', \tau)$  – функция источника тепла,  $x', y', z'$  – координаты источника тепла.

Функция Грина допускает неполное разделение переменных (она разделяется по пространственным переменным  $x, y, z$ , но не разделяется по времени  $\tau$ ), т.е. может быть представлена в виде произведения одномерных функций Грина, подбираемых исходя из краевых условий:

$$G(x, x', y, y', z, z', \tau) = G_x(x, x', \tau) G_y(y, y', \tau) G_z(z, z', \tau), \quad (2.3)$$

При этом для определения функции Грина чаще всего применяют мгновенный точечный источник, который описывается с помощью функции Дирака  $\delta(x)$ .

Для оценки характера распределения температурных полей при плазменной и плазма-МИГ наплавке выберем следующие краевые условия:

1) расчётную схему – бесконечная пластина толщиной  $\delta$ :

$$-\infty < x < \infty; \quad -\infty < y < \infty; \quad 0 < z < \delta \quad (2.4)$$

2) граничные условия смешанного типа:

- на поверхностях  $z=0$  и  $z=\delta$  граничные условия второго рода равны 0:

$$\left. \frac{\partial T}{\partial z} \right|_{z=0} = \left. \frac{\partial T}{\partial z} \right|_{z=\delta} = 0 \quad (2.5)$$

- по  $x$  и  $y$  граничные условия первого рода равны 0;

3) Температура в начальный момент времени равна 0.

При выборе видов источников тепла учитывались особенности передачи тепловложения в изделия при плазменной и плазма-МИГ наплавке (рисунок 2.3)

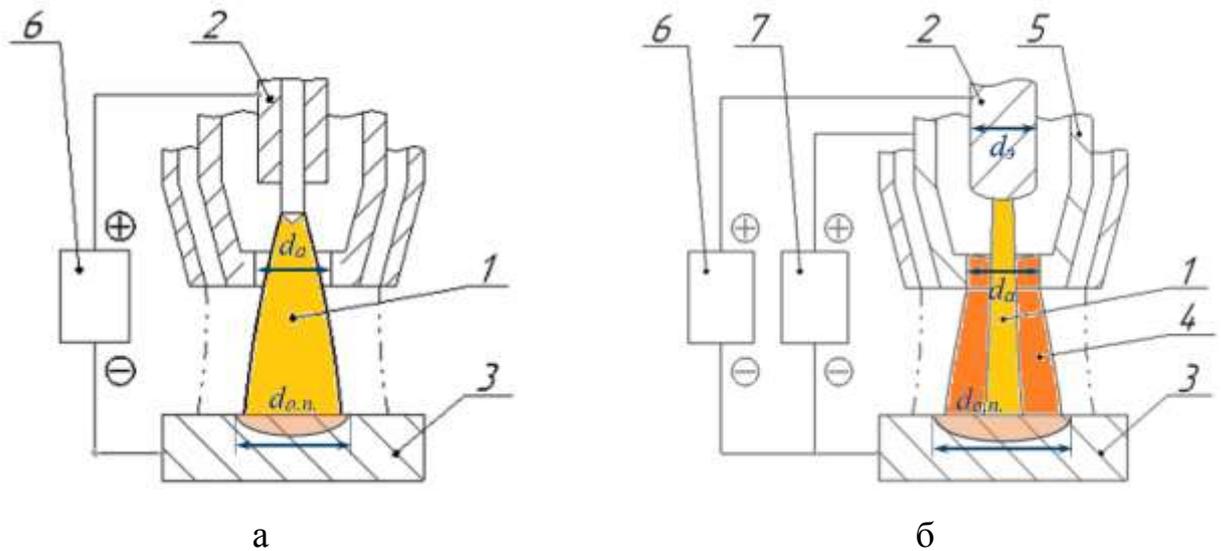


Рисунок 2.3 Схемы работы плазмотрона в одно дуговом (а) и двух дуговом (б) режимах; 1 – плазменная дуга, горящая с сопла (кольцевого анода) на изделие, 2 – электрод-анод, 3 – изделие, 4 – плазменная дуга, горящая с электрода-анода на изделие, 5 – плазмообразующее сопло (кольцевой анод), 6 – источник питания дуги сопло-изделие, 7 – источник питания электрод-изделие

При плазменной наплавке (рисунок 2.3 а), когда дуга 1 горит между медным водоохлаждаемым анодом 2 и изделием 3, размер зоны нагрева (диаметр анодного пятна  $d_{a.n.}$ ) определяется диаметром кольцевого электрода ( $d_a$ ) и высотой расположения плазмотрона над изделием, влияющей на увеличение пятна нагрева на изделии ( $d_{a.n.} = d_a + b$ ). Исходя из этого, источник тепла для плазменной наплавки можно представить как плоский нормально-круговой в бесконечной пластине. Математическое описание функции источника тепла в данном случае имеет следующий вид:

$$F_{pl}(r, z, \tau) = \frac{g_{pl} \eta_{pl}}{c\rho} E(r') \delta(z') E(\tau) \quad (2.6)$$

$$E(r') = \begin{cases} 1 & \text{при } 0 \leq r' \leq R \\ 0 & \text{при } R < r' < \infty \end{cases}; \quad E(\tau) = \begin{cases} 1 & \text{при } t_0 \leq \tau \leq t \\ 0 & \text{при } \tau > t \end{cases}; \quad t_0 = \frac{1}{4aK}; \quad K = \frac{12}{d_a^2},$$

где  $g_{pl}$  – мощность источника тепла;  $\eta_{pl}$  – коэффициент полезного действия;  $z', r'$  – координаты источника тепла,  $r' = \sqrt{x'^2 + y'^2}$ ;  $R$  – радиус источника тепла  $R = \frac{1}{2}d_{a.n.}$ ;  $E(r')$  и  $E(\tau)$  – единичные функции. Для имитации воздействия нормально-кругового источника рассчитывается время действия фиктивного источника  $t_0$  через коэффициент сосредоточения  $K$  для заданного диаметра кольцевого анода  $d_a$ .

При плазменной наплавке плавящимся электродом (рисунок 2.3, б) тепловложение в изделия создается действием двух источников: первый – плазменной дугой 1, горящей между плавящимся электродом и изделием, второй – плазменной дугой 3, горящей между медным водоохлаждаемым анодом и изделием. Поэтому при моделировании тепловых процессов для данного способа наплавки температурное поле можно представить как суперпозицию температурных полей от действия 2-х источников тепла с учетом долей их тепловложений: объемного и плоского нормально-круговых источников, действующие на поверхности бесконечной пластины. Математическое описание функции источника тепла в данном случае имеет следующий вид:

$$F_{pm}(r, z, \tau) = \frac{1}{c\rho} \left[ g_{mig} \eta_{mig} \delta(r') \delta(z') E(\tau) + g_{pl} \eta_{pl} E(r') \delta(z') E(\tau) \right] \quad (2.7)$$

$$E(r') = \begin{cases} 1 & \text{при } 0 \leq r' \leq R \\ 0 & \text{при } R < r' < \infty \end{cases}; \quad E(\tau) = \begin{cases} 1 & \text{при } t_0 \leq \tau \leq t \\ 0 & \text{при } \tau > t \end{cases}; \quad t_0 = \frac{1}{4aK}; \quad K = \frac{12}{d^2},$$

где  $g_{mig}$  и  $g_{pl}$  – мощности источников тепла;  $\eta_{mig}$  и  $\eta_{pl}$  – коэффициент полезного действия;  $z', r'$  – координаты источников тепла,  $r' = \sqrt{x'^2 + y'^2}$ ;  $R$  – радиус источника тепла  $R = d_{a.n.}$ ;  $E(r')$  и  $E(\tau)$  – единичные функции. Время действия для первого фиктивного источника  $t_0$  определяется с учетом диаметра плавящегося электрода  $d_s$ , для второго – с учетом диаметра кольцевого анода  $d_a$ .

Используя методику построения тепловых моделей с помощью функций Грина, представленную в работах [130-132], и проведя преобразования, были получены следующие уравнения для решения тепловой задачи:

– для плазменной наплавки

$$\begin{aligned}
 T_{pl}(x, y, z, t) &= \\
 &= \frac{g_{pl} \eta_{pl}}{16c\rho b^2 \sqrt{a\pi}} \int_0^t \frac{1}{\sqrt{\tau + t_0}} \left[ \operatorname{erf} \left( \frac{x + b + V\tau}{2\sqrt{a(\tau + t_0)}} \right) - \operatorname{erf} \left( \frac{x - b + V\tau}{2\sqrt{a(\tau + t_0)}} \right) \right] \cdot \\
 &\cdot \left[ \operatorname{erf} \left( \frac{y + b}{2\sqrt{a(\tau + t_0)}} \right) - \operatorname{erf} \left( \frac{y - b}{2\sqrt{a(\tau + t_0)}} \right) \right] \cdot \\
 &\cdot \sum_{-\infty}^{\infty} \exp \left[ -\frac{(z + 2n\delta)^2}{4a\tau} \right] d\tau, \tag{2.8}
 \end{aligned}$$

– для наплавки плазма-МИГ

$$\begin{aligned}
 T_{pm}(x, y, z, t) &= T_{mig}(x, y, z, t) + T_{pl}(x, y, z, t), \tag{2.9} \\
 T_{mig}(x, y, z, t) &= \frac{g_{mig} \eta_{mig}}{c\rho \sqrt{4a\pi}^3}
 \end{aligned}$$

$$\cdot \int_0^t \frac{1}{\sqrt{\tau + t_0}^3} \cdot \exp \left[ -\frac{(x + V\tau)^2 + y^2}{4a(\tau + t_0)} \right] \cdot \sum_{-\infty}^{\infty} \exp \left[ -\frac{(z + 2n\delta)^2}{4a\tau} \right] d\tau$$

$T_{pl}(x, y, z, t)$  – определяется по формуле (2.8),

где  $V$  – скорость сварки,  $c$  – удельная теплоемкость,  $\rho$  – плотность металла,  $\delta$  – толщина пластины,  $a$  – коэффициент поверхностной теплоотдачи

Данные модели позволяют оценить распределение температур, термические циклы, кривые охлаждения и скорости охлаждения при воздействии на бесконечную пластину источников тепла мощностью эквивалентной мощности при плазменной и плазма-МИГ наплавке. Мощность источников тепла  $q$ , имитирующих плазменную и плазма-МИГ наплавку, и скорость перемещения определялась из режимов наплавки. При проведении расчетов использовался прикладной программный пакет Mathcad.

На рисунке 2.4 представлено распределение температур в поперечном сечении (плоскость  $YOZ$ ) при воздействии источников тепла. При одной и той же форме проплавления в результате действия плазменного источника тепла в металле образуется более концентрированное температурное поле, по сравнению с воздействием источника тепла плазма-МИГ (рисунок 2.4 а, б).

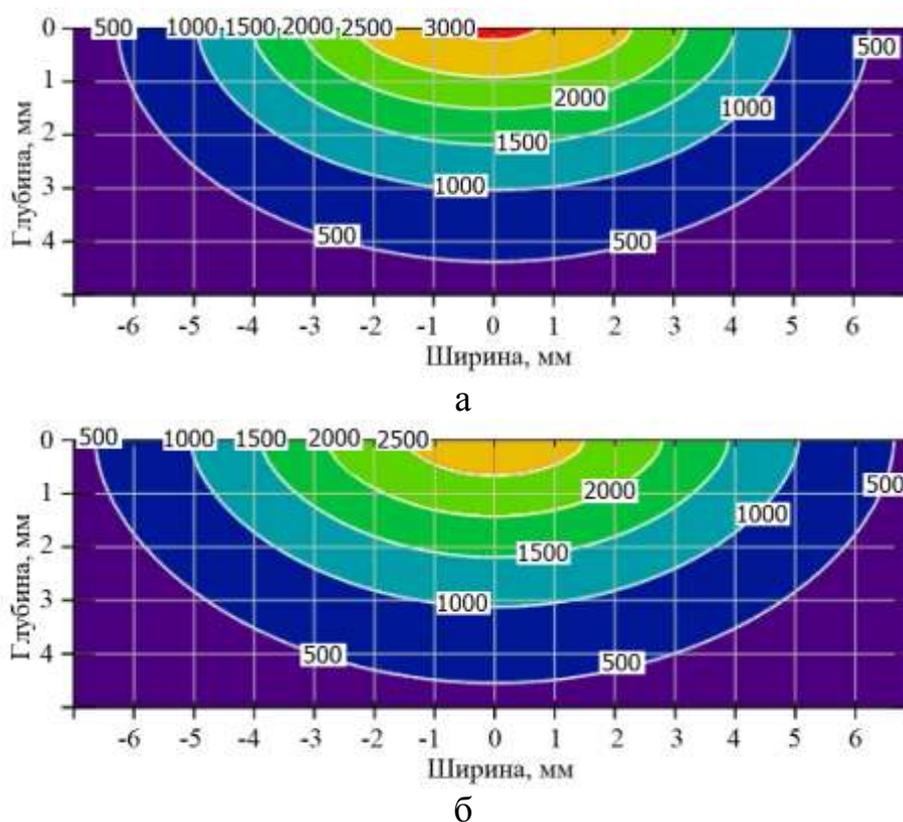


Рисунок 2.4 – Результаты расчета распределения температур в поперечном сечении: а – плазменная наплавка, б – наплавка плазма-МИГ

Для количественного сравнения температурно-временных параметров при плазменном и плазменно-дуговом нагреве был произведен расчет термических циклов по ширине и глубине сварочной ванны (рисунок 2.5) и расчет скоростей охлаждения жидкого металла в интервале температур  $T_{max}$  (максимальная температура нагрева) –  $TL$  (температура кристаллизации). Изменения скоростей охлаждения по ширине и глубине сварочной ванны, а также диапазоны скоростей охлаждения жидкого металла при плазменной и плазма-МИГ наплавках представлены на рисунке 2.6. Изменения диапазонов скоростей охлаждения в интервале температур  $T_{max} - TL$  представлены по ширине и глубине сварочной ванны в условных координатах  $K_y$  и  $K_z$ :  $K_y = y/b$ ,  $K_z = z/h$ , где  $y$ ,  $z$  – координаты ширины и глубины соответственно,  $b$  – максимальная полуширина сварочной ванны,  $h$  – максимальная глубина сварочной ванны.

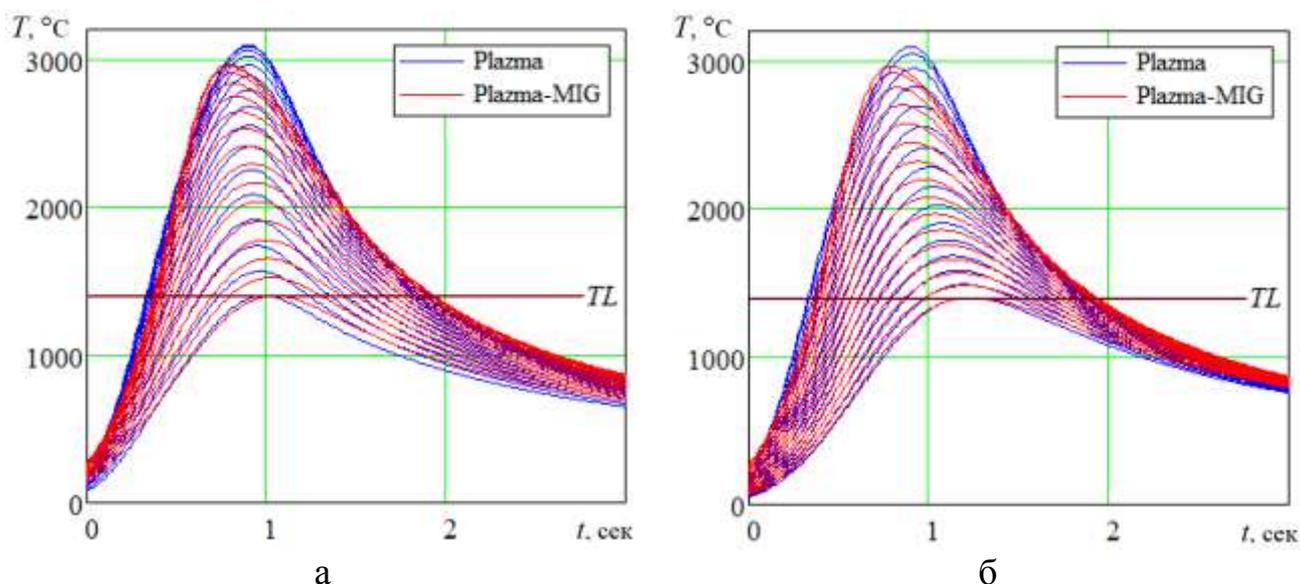


Рисунок 2.5 – Результаты расчета термических циклов по ширине (а) и глубине (б) зоны проплавления

Анализ полученных результатов показал, что при одной и той же форме проплавления наблюдаются различия по максимальным температурам нагрева и характеру термических циклов, при этом время пребывания металла в жидком состоянии и время охлаждения с максимальной температуры до температуры кристаллизации ( $TL$ ) отличаются незначительно (рисунок 2.5 а, б).

По объему сварочной ванны скорости охлаждения до  $TL$  изменяются в широком диапазоне: от нуля по периферии до максимальных значений в центральной части. При плазменной наплавке максимальная скорость охлаждения ( $V_{охл}$ ) превышает  $1700 \text{ }^\circ\text{C}/\text{сек}$ , а при наплавке плазма-МИГ –  $1350 \text{ }^\circ\text{C}/\text{сек}$  (рисунок 2.6 а). Для каждого вида наплавки это свой определенный диапазон скоростей охлаждения, при этом диапазон скорей охлаждения при плазменной наплавке шире, чем при наплавке плазма-МИГ (рисунок 2.6 б,в).

Таким образом, проведенные расчеты подтвердили, что при плазменной наплавке процесс кристаллизации происходит при более высоких скоростях охлаждения, чем при наплавке плазма-МИГ.

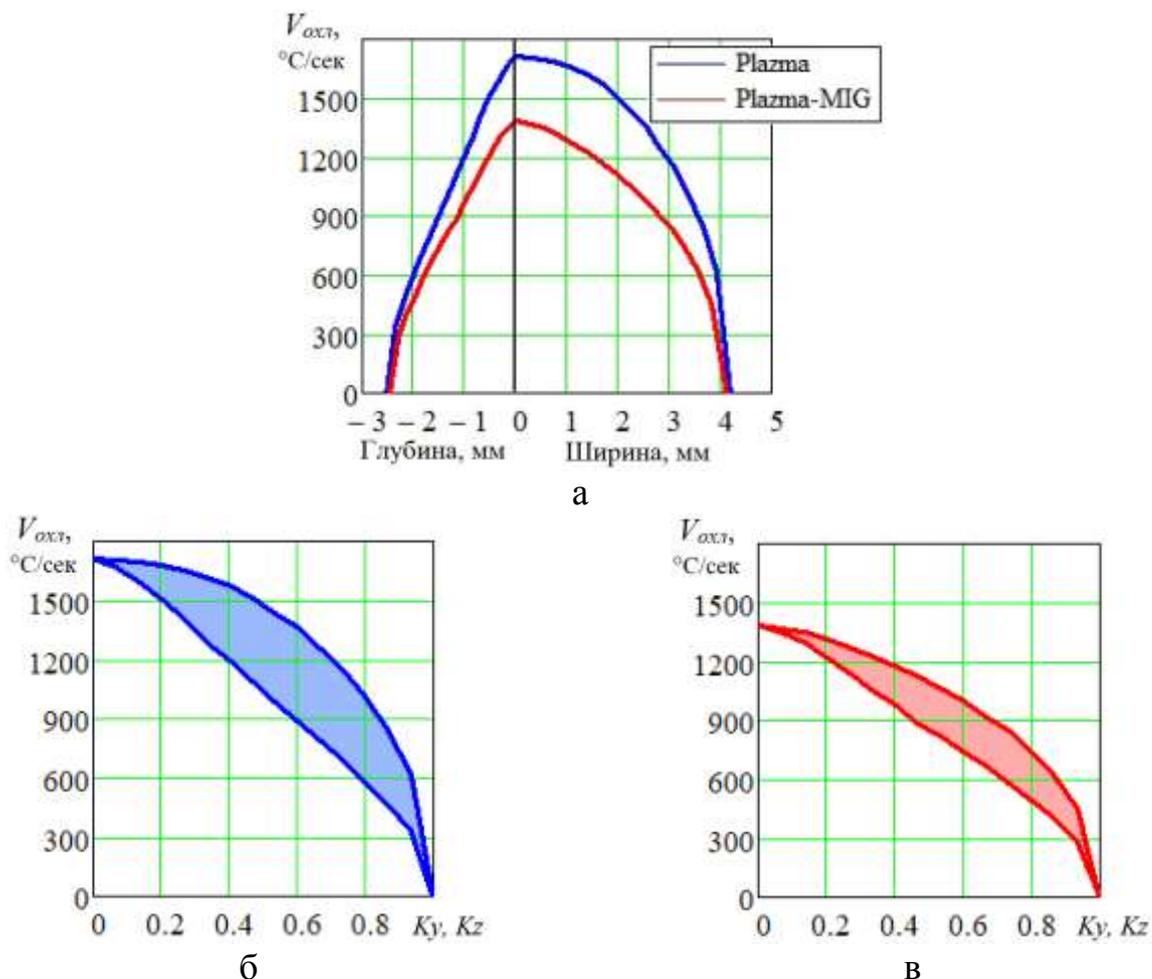


Рисунок 2.6 – Результаты расчета скорости охлаждения жидкого металла до  $TL$ :  
 а – изменения скоростей охлаждения по ширине и глубине сварочной ванны,  
 диапазоны скоростей охлаждения для плазменной наплавки (б) и плазма-МИГ (в)

Учитывая, что скорости охлаждения в жидкой ванне изменяются по её объему, установить количественный критерий для изменения схем кристаллизации по скорости охлаждения достаточно сложно, и может оказаться некорректно. Исходя из этого, было принято решение определить градиент температур в плоскости  $YOZ$  и сравнить его с изотермой фронта кристаллизации и структурой металла в поперечного сечении. Градиент температур определялся по формуле:

$$GT(x, y, z,) = \sqrt{\left(\frac{d}{dx}T(x, y, z)\right)^2 + \left(\frac{d}{dy}T(x, y, z)\right)^2 + \left(\frac{d}{dz}T(x, y, z)\right)^2}, \quad (2.10)$$

где  $T(x, y, z)$  соответствует формулам (2.8) и (2.9), т.е. градиент температур зависит от всей тепловой картины наплавляемого металла.

На рисунке 2.7 представлены карты распределения градиента температур совместно с изотермическими линиями распределения температур (синий цвет) в плоскости  $YOZ$  для плазма-МИГ наплавки (а) и плазменной наплавки (б). Карты показывают, как меняется градиент температур во всем объеме сварочной ванны.

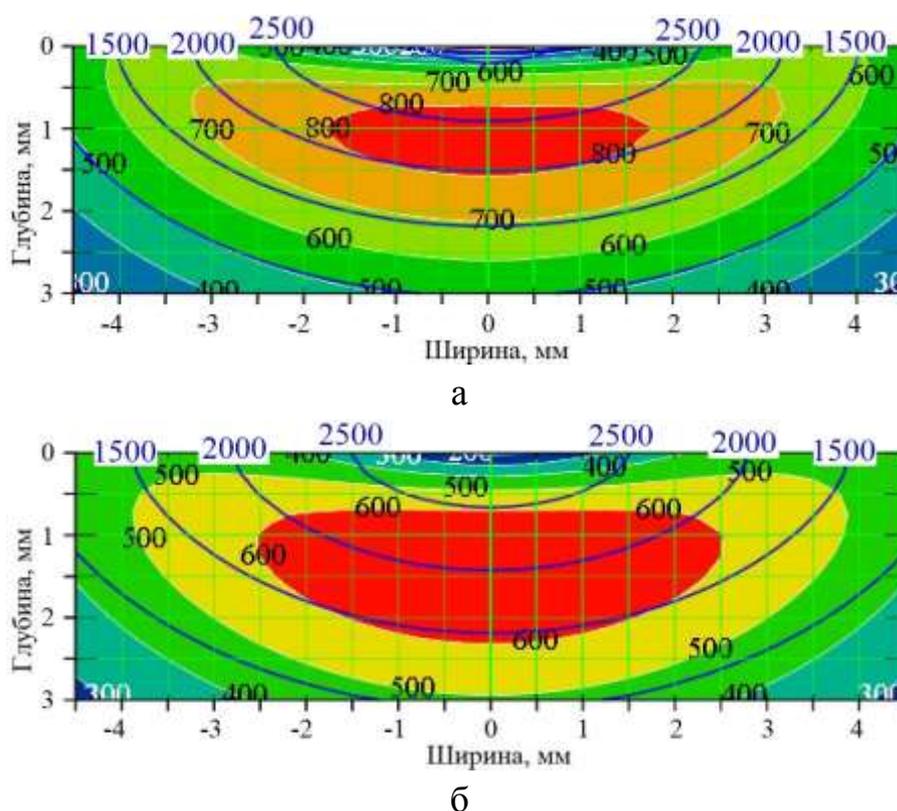


Рисунок 2.7 – Карты распределения градиента температур и изотермы распределения температур (синие линии) в поперечном сечении при наплавке плазма-МИГ (а) и плазменной наплавке (б)

Определяющее влияние на схему кристаллизации будет оказывать градиент температур непосредственно по изотерме кристаллизации. На рисунке 2.8 представлены геометрические размеры изотермы кристаллизации в поперечном сечении и градиент температур для плазменной наплавки и плазма-МИГ наплавки. Как показали расчеты, градиент температур по изотерме кристаллизации ( $1400^{\circ}\text{C}$ ) при плазма-МИГ наплавке меняется в пределах от  $450$  до  $590^{\circ}\text{C}/\text{мм}$ , а при плазменной наплавке – от  $560$  до  $630^{\circ}\text{C}/\text{мм}$ .

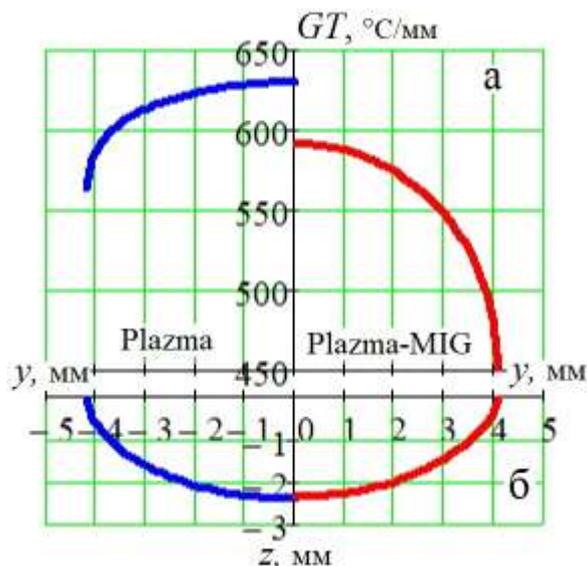


Рисунок 2.8 – Изотермы кристаллизации в поперечном сечении (б) и градиент температур (а) для плазменной наплавки и плазма-МИГ

Ранее было установлено, что при плазменной наплавке весь металл кристаллизовался по FA механизму, а при наплавке плазма-МИГ в нижней и средней части слоя кристаллизуется как по FA, так и по AF механизму. Соответственно, можно сделать вывод от том, что, если градиент температур по фронту кристаллизации составляет более  $550^\circ\text{C}/\text{мм}$ , то кристаллизация наплавленного металла будет проходить по FA механизму. При градиенте температур по фронту кристаллизации менее  $550^\circ\text{C}/\text{мм}$  часть металла начнет кристаллизоваться по AF механизму, и чем ниже буде градиент температур, тем больший объем металла будет кристаллизоваться по этому механизму.

## **2.2 Влияние термического цикла при многослойной наплавке**

### **2.2.1 Исследование макроструктуры наплавленных образцов**

Исследования влияния термического цикла при многослойной наплавке показали, что при многослойной плазменной и плазма-МИГ наплавке образуется макроструктура характерная для направленной транскристаллизации металла, когда зерна столбчатой формы прорастают через несколько наплавленных слоев, в направлении противоположном максимальному теплоотводу. При данной кристаллизации в процессе охлаждения жидкого металла наплавленного слоя центрами кристаллизации становятся оплавленные зерна предыдущего слоя, и дальнейший рост зерен происходит с сохранением кристаллографической ориентации. В результате образуются длинные столбчатые зерна, прорастающие через наплавленные слои.

При плазменной наплавке в макроструктуре практически не видны зоны сплавления между наплавленными слоями, столбчатые кристаллиты имеют большую ширину и меньшую длину (рисунок 2.9 а), чем при наплавке плазма-МИГ. На образцах, полученных плазма-МИГ наплавкой хорошо видны границы между слоями, столбчатые кристаллиты узкой и вытянутой формы (рисунок 2.9 б). Такое отличие в макроструктуре связано с более высокой скоростью охлаждения в процессе кристаллизации при плазменной наплавке, чем при наплавке плазма-МИГ.

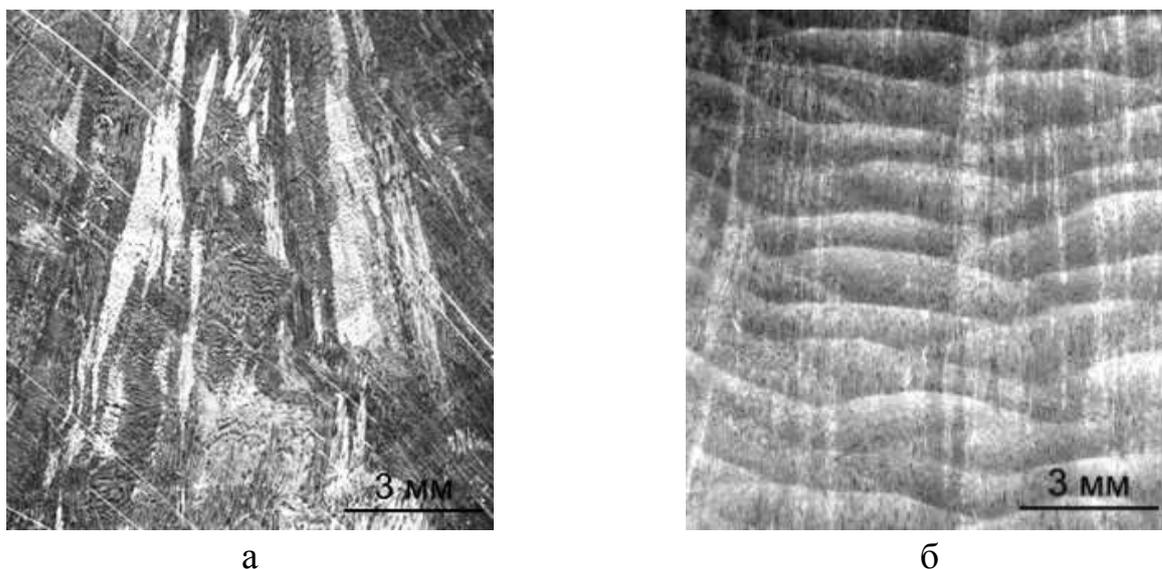


Рисунок 2.9 – Макроструктура наплавленного металла в поперечном сечении:

а – плазменная наплавка, б – наплавка плазма-МИГ

### 2.2.2 Исследование микроструктуры наплавленных образцов

На рисунках 2.10 и 2.11 представлена микроструктура наплавленного металла в поперечном сечении, полученного плазменной и плазма-МИГ наплавкой, соответственно. В обоих случаях наплавки микроструктура имеет дендритное строение с образованием  $\delta$ -феррита в междендритном пространстве, характерное для наплавленного металла стали аустенитного класса. На панорамных снимках (рисунки 2.10 а и 2.11 а) видна столбчатая форма дендритов, зоны сплавления между слоями и прорастание дендритов сквозь зоны сплавления. По глубине слоев наблюдается незначительное изменение дисперсности микроструктуры. При наплавке плазма-МИГ практически между всеми слоями в зонах сплавления наблюдается совпадение направления роста столбчатых дендритов нижнего слоя с верхним (рисунок 2.11). При плазменной наплавке подобная тенденция роста кристаллитов наблюдается не во всех слоях, транскристаллитный рост происходит в пределах 2-3 слоев.

Так же стоит отметить, что при плазменной наплавке образуется более мелкодисперсная микроструктура с более тонкими междендритными выделениями  $\delta$ -феррита (рисунок 2.10), чем при наплавке плазма-МИГ. Это

может быть объяснено проявлением разного механизма кристаллизации наплавленного металла.

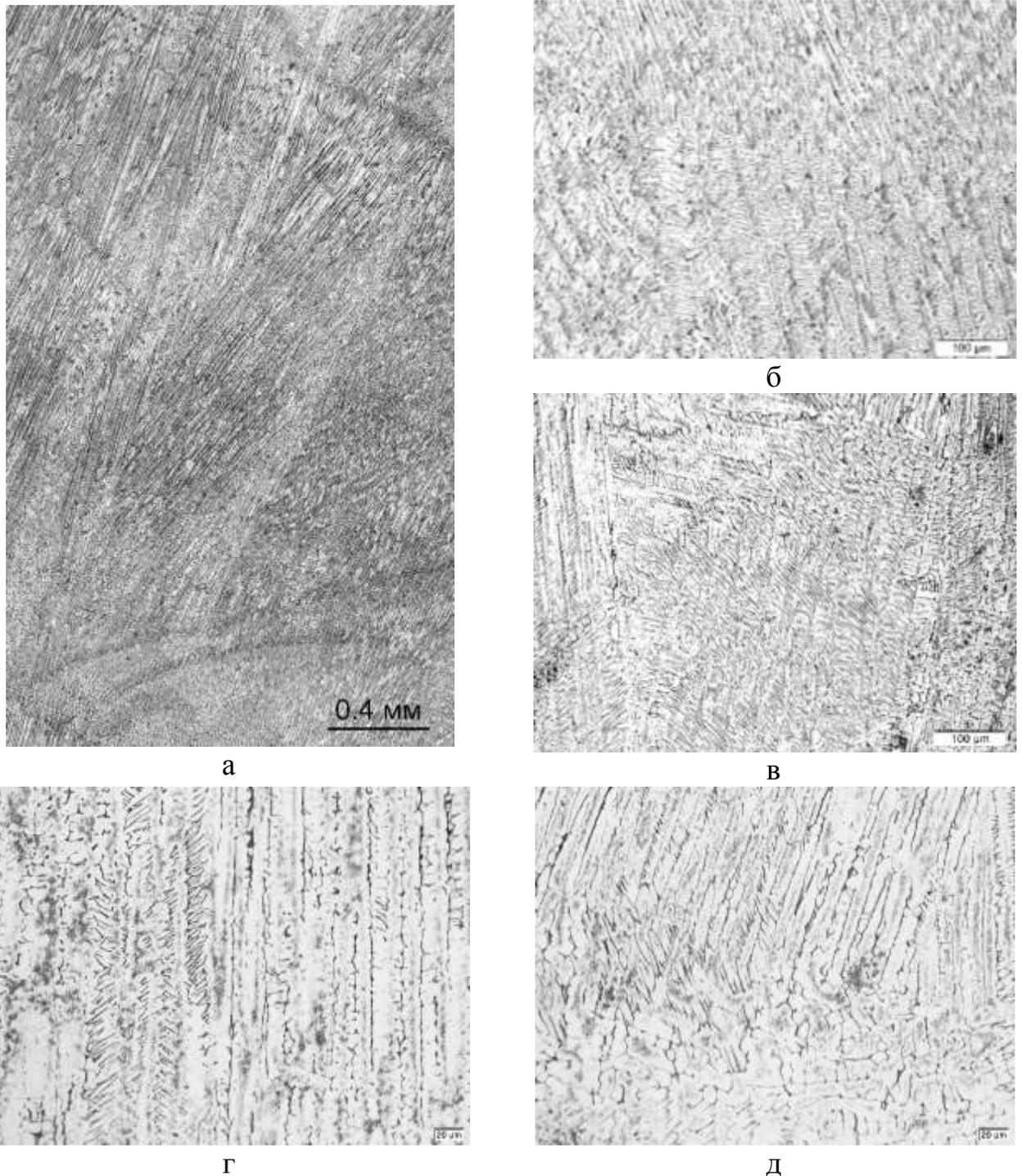


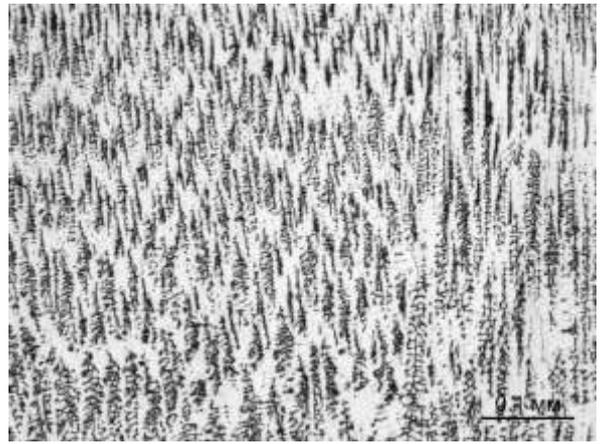
Рисунок 2.10 – Микроструктуры металла при плазменной наплавке:

а – панорамный снимок,  $\times 50$ ; б, в – зона сплавления,  $\times 200$ ;

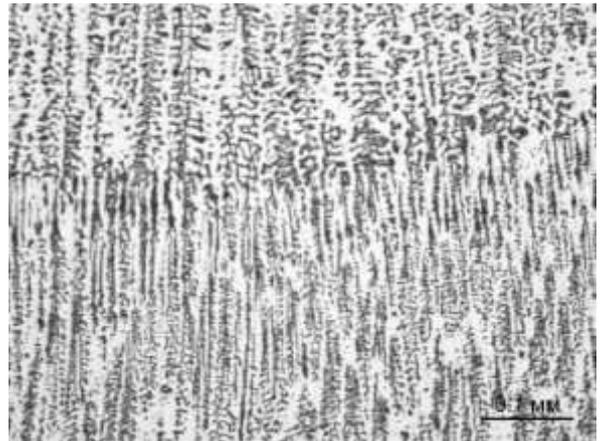
г, д – зона сплавления,  $\times 500$



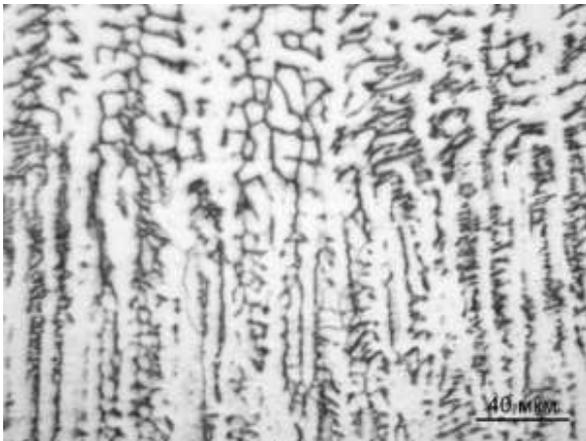
а



б



в



г



д

Рисунок 2.11 – Микроструктуры металла при наплавке плазма-МИГ:

а – панорамный снимок,  $\times 50$ ; б, в – зона сплавления,  $\times 200$ ;

г, д – зона сплавления,  $\times 500$

### 2.2.3 Количественный анализ размерности микроструктуры наплавленных образцов

Исходя из того, что в экспериментальных образцах формируется дендритная микроструктура, анализ изменения её размеров проводился по измерению междендритного расстояния: расстояние между осями дендритов первого порядка. Измерение проводилось в программе ВидеоТест Размер на пяти наплавленных слоях с использованием сшитых фотографий поперечного сечения наплавленных образцов. На рисунке 2.12 видно, что при плазма-МИГ наплавке междендритное расстояние уменьшается почти в 4 раза с 40 мкм в нижней части слоя до 11 мкм в верхней части, при плазменной наплавке размер междендритных расстояний находится в диапазоне от 27 до 19 мкм.

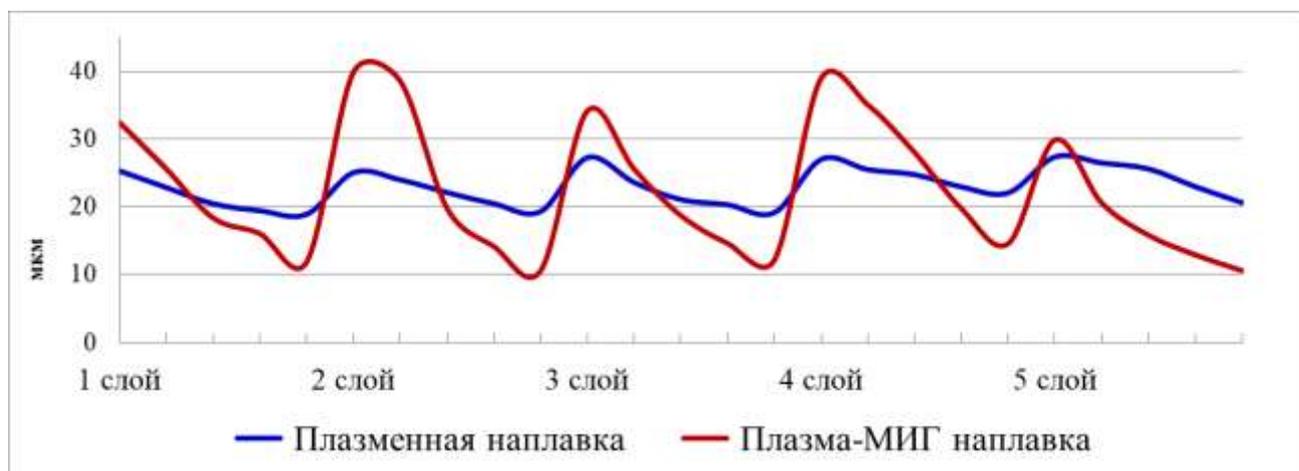


Рисунок 2.12 – Изменение размеров междендритного расстояния по высоте слоя

Измерение междендритного расстояния в микроструктуре образцов подтверждает уменьшение размеров дендритов при плазменной наплавке и получение более однородной микроструктуры по размерности.

### 2.2.4 Анализ механизма кристаллизации и тонкой структуры междендритного пространства

Для определения схемы кристаллизации наплавленных образцов было проанализировано по 30 полей микроструктуры. Детальный анализ показал, что кристаллизация металла при плазменной наплавке идет преимущественно по феррито-аустенитному механизму (ФА), небольшая доля (не более 10%)

кристаллизуется по аустенито-ферритному механизму АФ. При FA механизме кристаллизации имеет место и скелетная, и пластинчатая морфология феррита (рисунок 2.13).

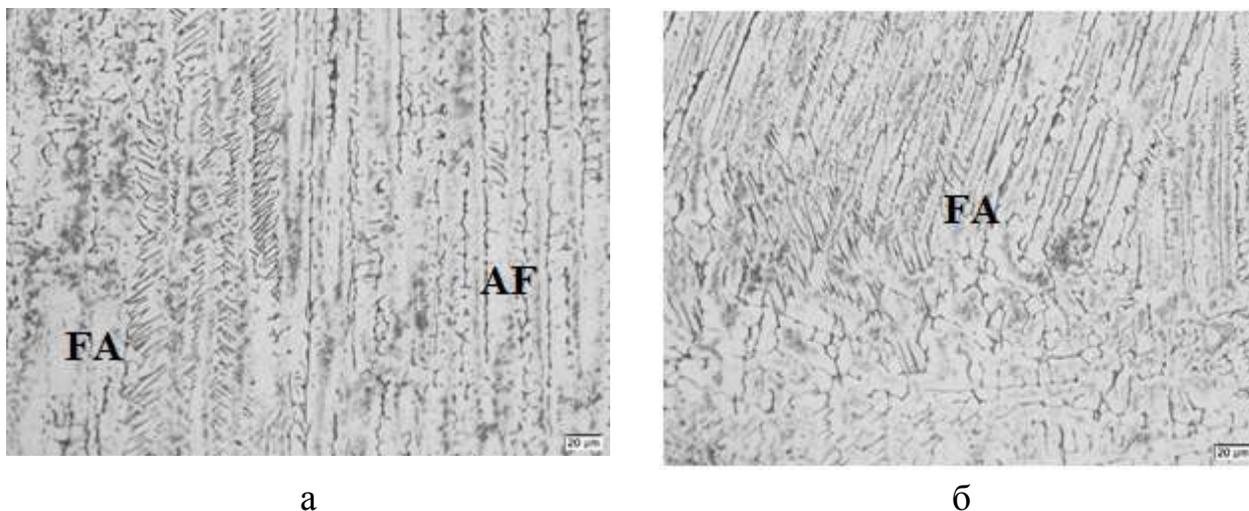


Рисунок 2.13 – Микроструктура металла при плазменной наплавке  
а, б – зона сплавления,  $\times 500$

При послойной наплавке плазма-МИГ, где более медленные скорости охлаждения, преобладающим механизмом кристаллизации также является FA, доля металла, кристаллизующегося по АФ механизму увеличивается до 20%. При FA механизме кристаллизации имеет место как скелетная, так и пластинчатая морфология феррита (рисунок 2.14).

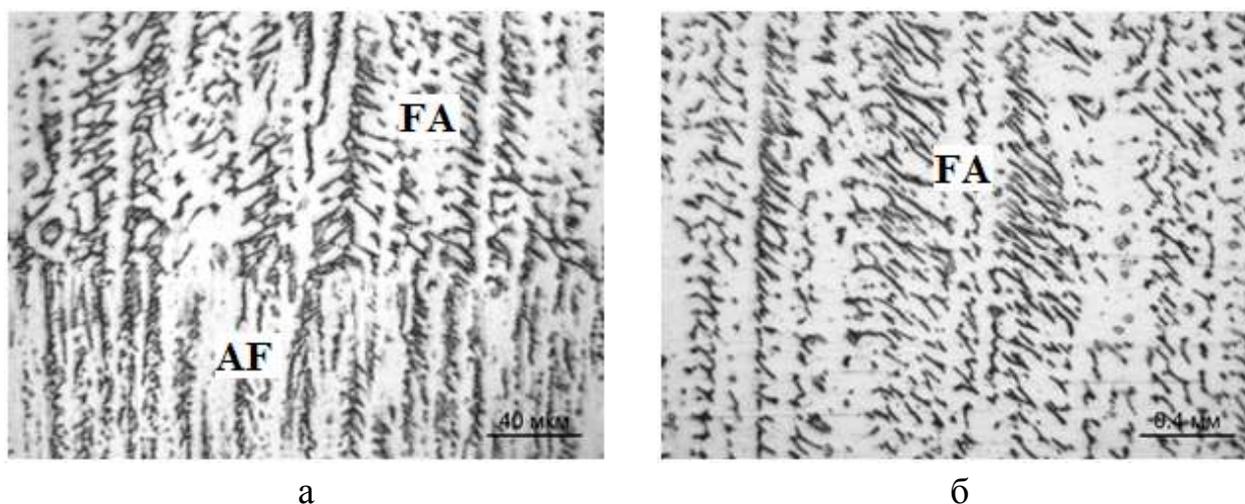


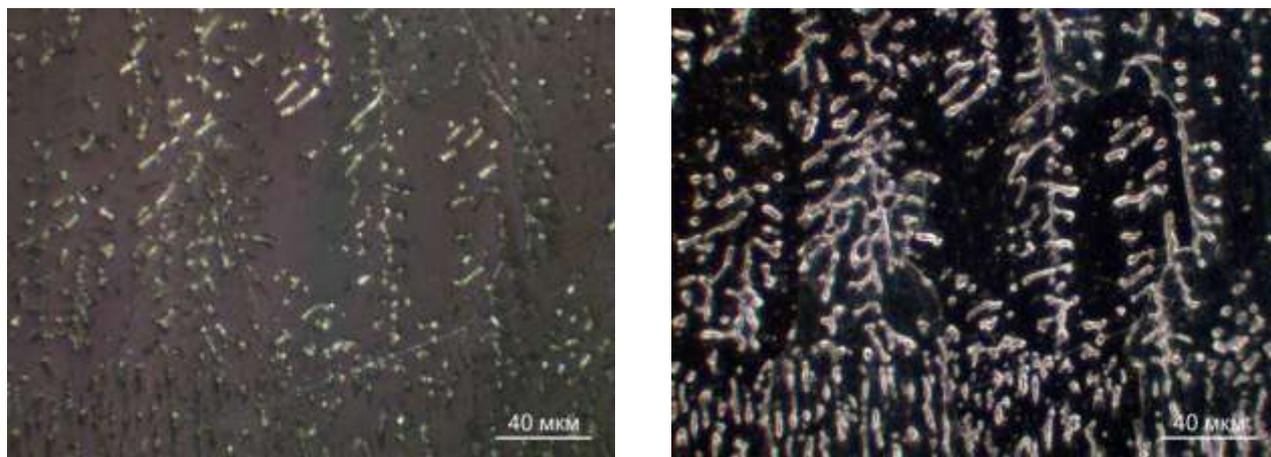
Рисунок 2.14 – Микроструктура металла при наплавке Плазма-МИГ  
а – зона сплавления,  $\times 500$ ; б – структура внутри слоя,  $\times 500$

Анализ показал, что скорость охлаждения повлияла на механизм кристаллизации металла, с повышением скорости охлаждения уменьшается доля металла, кристаллизующегося по аустенито-ферритному механизму (таблица 2.2).

Таблица 2.2 – Анализ механизма кристаллизации

Способ наплавки	Схема кристаллизации
Плазменная наплавка	FA – 90%; AF – 10%
Плазма-МИГ	FA – 80%; AF – 20%

Для выявления природы тонкой структуры междендритного пространства были проведены исследования на оптическом микроскопе при увеличении  $\times 1000$  с применением поляризованного света и темнопольного освещения. При темнопольном освещении и в поляризованном свете плоскостные и изотропные структурные составляющие такие, как аустенит и феррит, остаются темными и не меняют своей освещенности. Объемные и анизотропные фазы такие, как неметаллические включения, карбиды, интерметаллиды, в поляризованном свете и темном поле «светятся» и приобретают определенную окраску в зависимости от химического состава и кристаллографической ориентации [133-135]. Исследования на оптическом микроскопе с применением поляризованного света и темнопольного освещения показали, что при плазма-МИГ наплавке в междендритном пространстве кроме феррита образуется другая фаза (рисунок 2.15). Дальнейшие исследования проводились на растровом электронном микроскопе.



а

б

Рисунок 2.15 – Микроструктура металла при наплавке Плазма-МИГ

а – поляризованный свет,  $\times 500$ ; б – темное поле,  $\times 500$

### 2.2.5 Результаты растровой электронной микроскопии (РЭМ)

Для исследования тонкой микроструктуры и определения химического состава фаз в междендритном пространстве с помощью сканирующего электронного микроскопа с энергодисперсионным спектрометром применялись два вида реактивов травления образцов: реактив Васильева для выявления неизвестных фаз, реактив Verahas для выявления  $\delta$ -феррита. При травлении реактивом Васильева на образцах, полученных плазменной наплавкой, произошло выкрашивание феррита (рисунок 2.16). На образцах, полученных Плазма-МИГ, остались частички второй фазы (рисунок 2.17).

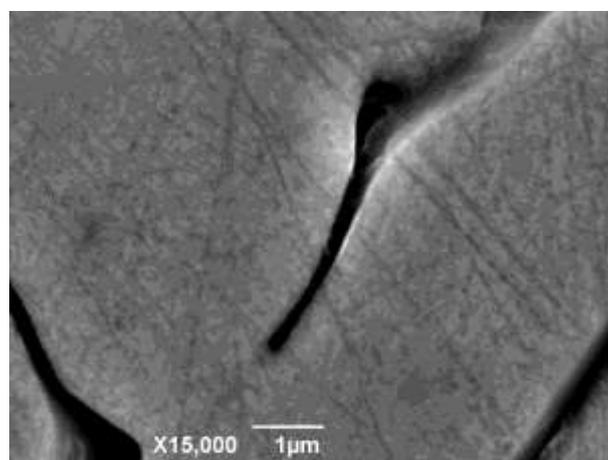
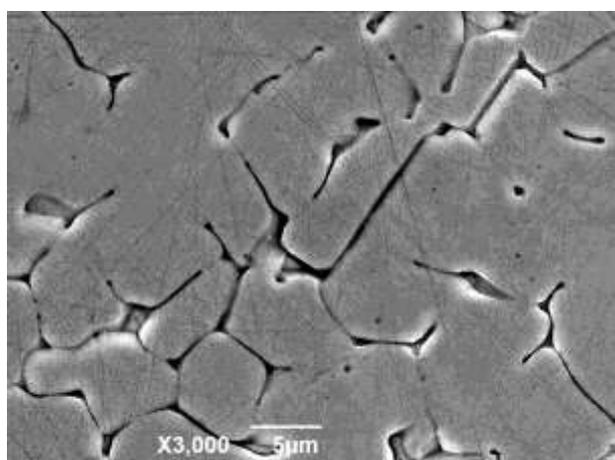


Рисунок 2.16 – Растровая электронная микроскопия, плазменная наплавка

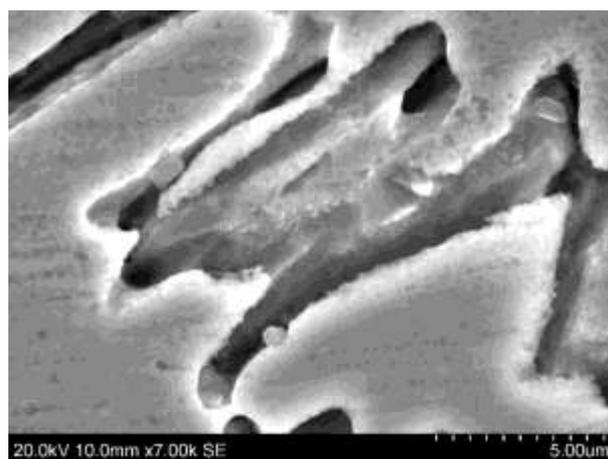
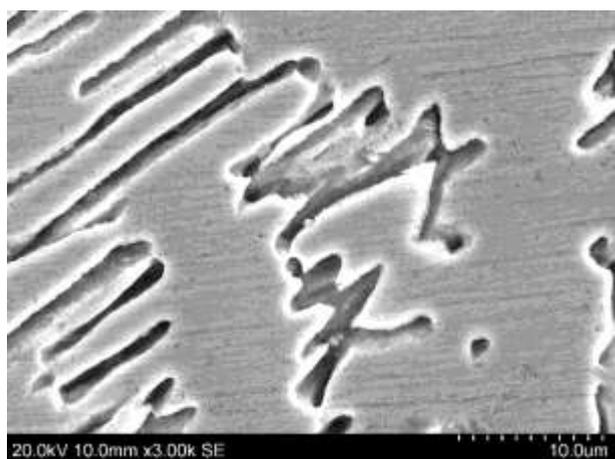


Рисунок 2.17 – Растровая электронная микроскопия, плазма-МИГ наплавка

По химическому составу было установлено, что эти частицы карбиды сложного состава (рисунок 2.18). Результаты химического анализа представлены в таблице 2.3.

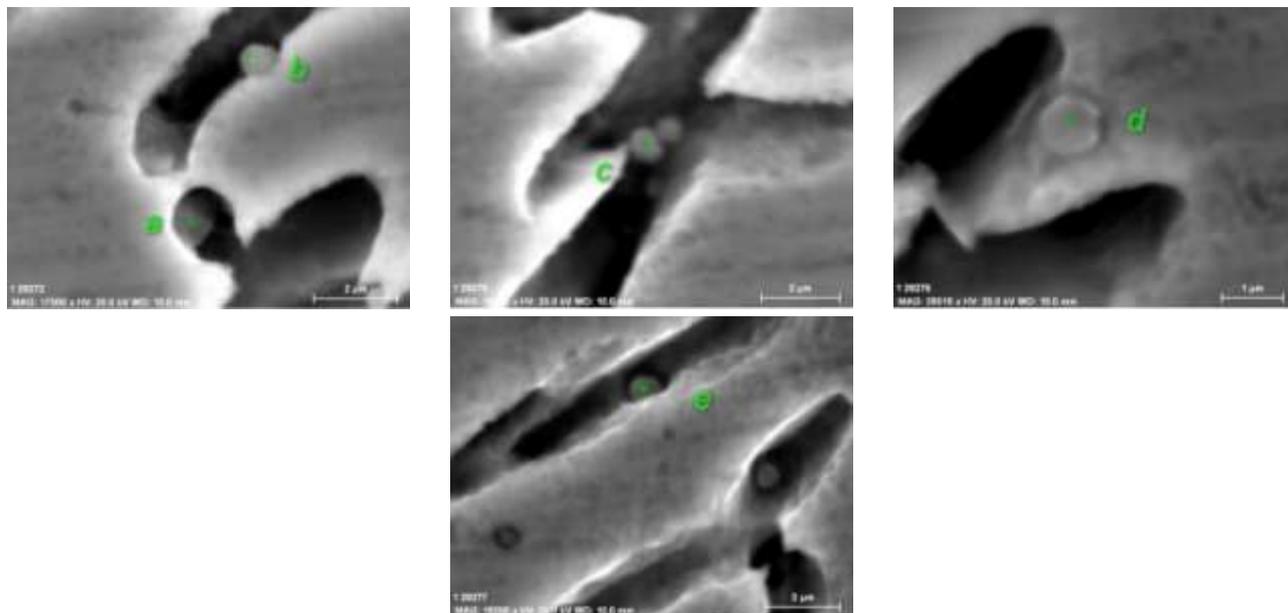


Рисунок 2.18 – Микроструктура и анализируемые фазы в металле при наплавке Плазма-МИГ

Таблица 2.3 – Содержание химических элементов в фазах наплавленного металла, атом. %

Химический элемент	Место определения (рисунок 2.18)				
	Точка <i>a</i>	Точка <i>b</i>	Точка <i>c</i>	Точка <i>d</i>	Точка <i>e</i>
C	71.22	49.43	46.84	34.91	13.03
Si	0.29	3.23	2.60	6.70	3.85
Cr	6.16	9.62	10.42	11.25	16.35
Mn	0.55	4.41	5.31	7.30	9.03
Fe	19.59	27.87	29.89	34.87	48.24
Ni	2.00	2.83	3.01	3.82	4.47
Cu	0.14	1.01	0.57	0.26	0.83
Mo	0.05	1.59	1.35	0.90	4.19

При травлении другим раствором сохранился феррит в междендритном пространстве, что позволило провести определение химического состава фаз (рисунок 2.19). Для выявления  $\delta$ -феррита применялся реактив Verahas (HCl – 15 мл, H<sub>2</sub>O – 85 мл, K<sub>2</sub>S<sub>2</sub>O<sub>5</sub> – 1 гр.). Результаты химического анализа представлены в таблице 2.4.

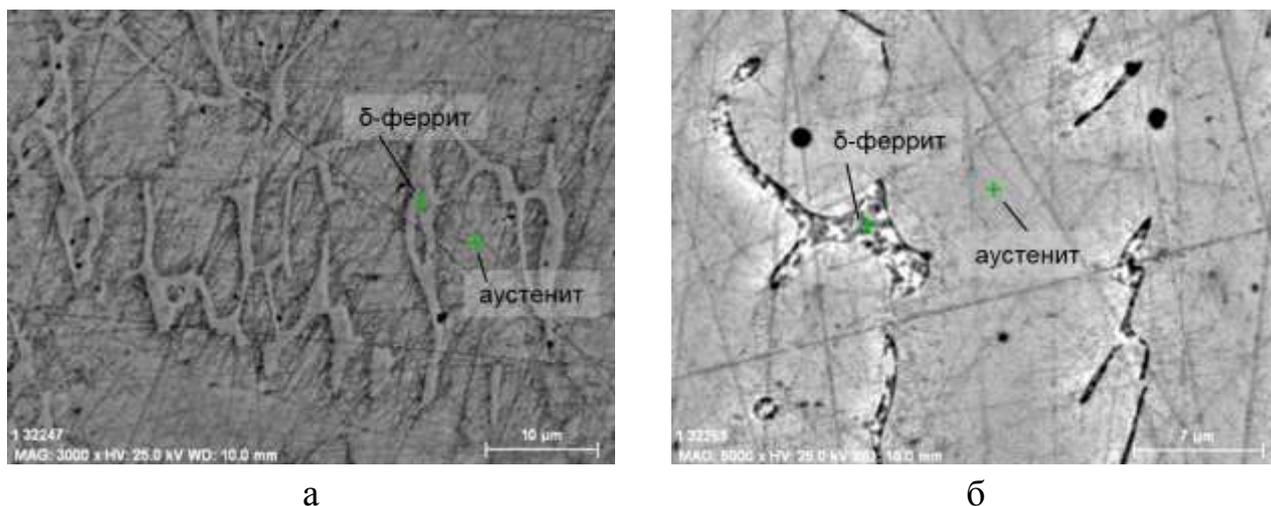


Рисунок 2.19 – Растровая электронная микроскопия, травление реактивом Berahas: а – плазменная наплавка, б – наплавка плазма-МИГ

Таблица 2.4 – Содержание химических элементов в фазах наплавленного металла, атом. %

Химический состав	Плазменная наплавка		Плазма-МИГ	
	аустенит	$\delta$ -феррит	аустенит	$\delta$ -феррит
Cr, %	19,02-19,99	24,29-26,92	18,89-19,60	23,78-25,50
Ni, %	9,64-12,04	4,77-6,37	9,51-10,61	5,07-6,14

Было установлено, что ферритная фаза при плазменной наплавке содержит большее количество хрома, чем при наплавке Плазма-МИГ. Меньшее содержание хрома в ферритной и аустенитной фазах при плазма-МИГ наплавке косвенно подтверждает образование карбидов.

Таким образом, при послойной плазменной наплавке, когда по АФ механизму кристаллизуется не более 10% объемной доли металла, формируется двухфазная структура: аустенит и  $\delta$ -феррит. При более медленных скоростях охлаждения, когда объемная доля металла, кристаллизующегося по АФ механизму, увеличивается свыше 10% (при наплавке плазма-МИГ – 20%), происходит выделение мелкодисперсных карбидов в междендритном пространстве. Выделение карбидов происходит в ферритной фазе под

воздействием термических циклов наплавки, т.е. наблюдается эффект самостарения.

### 2.2.6 Результаты рентгенофазового анализа (РФА)

Исследование фазового состава образцов проводилось с использованием рентгеновского дифрактометра XRD-7000 японской фирмы «Shimadzu». Для отделения К $\beta$  составляющей рентгеновского излучения при проведении анализа использовался монохроматор. Условия проведения анализа представлены в таблице 2.5.

Таблица 2.5 – Условия проведения анализа

Диапазон угла сканирования $2\theta$ , град	Рентгеновская трубка	Напряжение трубки, кВ	Ток трубки, мА	Скорость сканирования, град/мин	Шаг сканирования, град	Щели		
						DS, град	SS, град	RS, мм
от 40 до 120	Cu	30	30	1	0,01	1	1	0,15

Исследования проводились на образцах, вырезанных из поперечного сечения наплавленных стенок. Для обработки полученных дифрактограмм применялось программное обеспечение Match!3 – Phase Analysis using Powder Diffraction, компании Crystal Impact, Германия. Определение фазового состава проводилось с использованием базы данных «COD» (Crystallography Open Database) методом идентификации рефлексов на полученных дифрактограммах по основным характерным пикам известных веществ.

Для идентификации аустенита в качестве эталона из базы данных «COD» было выбрано вещество № 96-901-5072 (Fe, кристаллическая система Cubic, пространственная группа Fm-3m (225), параметр решетки  $a = 3,59500 \text{ \AA}$ ), для  $\delta$ -феррита – № 96-901-3489 (Fe, кристаллическая система Cubic, пространственная группа Im-3m (229), параметр решетки  $a = 2,93300 \text{ \AA}$ ). Как было показано выше, при наплавке плазма-МИГ в структуре металла наблюдается выделение мелкодисперсных карбидов сложного состава. Соответственно для анализа карбидной фазы в данном образце в качестве эталона было выбрано вещество

№ 96-210-7333 ( $C_6Cr_{23}$ , кристаллическая система Cubic, пространственная группа Fm-3m (225), параметр решетки  $a = 10,65000 \text{ \AA}$ ).

Результаты идентификации и количественного анализа образцов представлены на рисунке 2.20 и в таблице 2.6.

На дифрактограмме металла, полученного плазменной наплавкой, видны 6 пиков, имеющих различную интенсивность. На дифрактограмме металла, полученного плазменной наплавкой плавящимся электродом, видны 4 пика, при этом наибольшую интенсивность имеют пики № 3 ( $2\theta 74,68^\circ$ ) и № 4 ( $2\theta 90,58^\circ$ ).

Вид дифрактограммы, когда от одной или двух кристаллографических плоскостей наблюдается рефлекс с интенсивностью значительно превосходящие остальные, характерен для текстурированных материалов. По характеру дифрактограммы металл, полученный послойной наплавкой плазма-МИГ, имеет текстурированную структуру, а металл, полученный послойной плазменной наплавкой, имеет более дезориентированную структуру.

Проведение количественной оценки текстуры в металле, содержащем несколько фаз, осложняется тем обстоятельством, что рефлексы разных фаз могут накладываться, т.е. один и тот же рефлекс на дифрактограмме может принадлежать одновременно нескольким фазам. Так в пиках № 1 и № 5 наблюдается наложение рефлексов аустенита и  $\delta$ -феррита, а в пике № 2 и № 4 – наложение рефлексов аустенита и  $C_6Mn_{23}$ , рисунок 2.20

Учитывая, что основная фаза в исследуемом материале аустенит, можно качественно оценить преимущественную ориентацию зерен по рефлексам от кристаллографических плоскостей для  $\gamma$ -железа, рисунок 2.21.

Для металла, полученного послойной наплавкой плазма-МИГ, значительные отличия по интенсивности имеют пики от двух кристаллографических плоскостей  $\gamma$ -железа (220) и (311). При этом максимальная интенсивность наблюдается от кристаллографической плоскости  $\gamma$ -железа (220). Соответственно, преимущественный рост столбчатых дендритов, при кристаллизации наплавляемых слоев, происходит в направлении плоскости (220),

в меньшей степени в направлении плоскости (311), и очень малая доля дендритов кристаллизуется в направлении плоскостей (111) и (200). Таким образом, при плазменной наплавке плавящимся электродом в металле формируется структура с преимущественной ориентацией зерен, что подтверждает транскристаллитный характер кристаллизации металла при наплавке.

Для металла, полученного послойной плазменной наплавкой, большую интенсивность имеют пики от кристаллографических плоскостей  $\gamma$ -железа (111), (200) и (311), по сравнению с остальными. Т.е. в данном металле при кристаллизации наблюдается преимущественный рост столбчатых дендритов в направлении нескольких плоскостей, и формируется структура без ярко выраженной ориентацией зерен. Это подтверждает снижение степени транскристаллитного характера кристаллизации металла при послойной плазменной наплавке.

Проведенный количественный анализ показал, что при плазменной наплавке в структуре металла образуется примерно 8%  $\delta$ -феррита, а при плазма-МИГ наплавке – более 10 % второй фазы (суммарный процент карбидов и  $\delta$ -феррит).

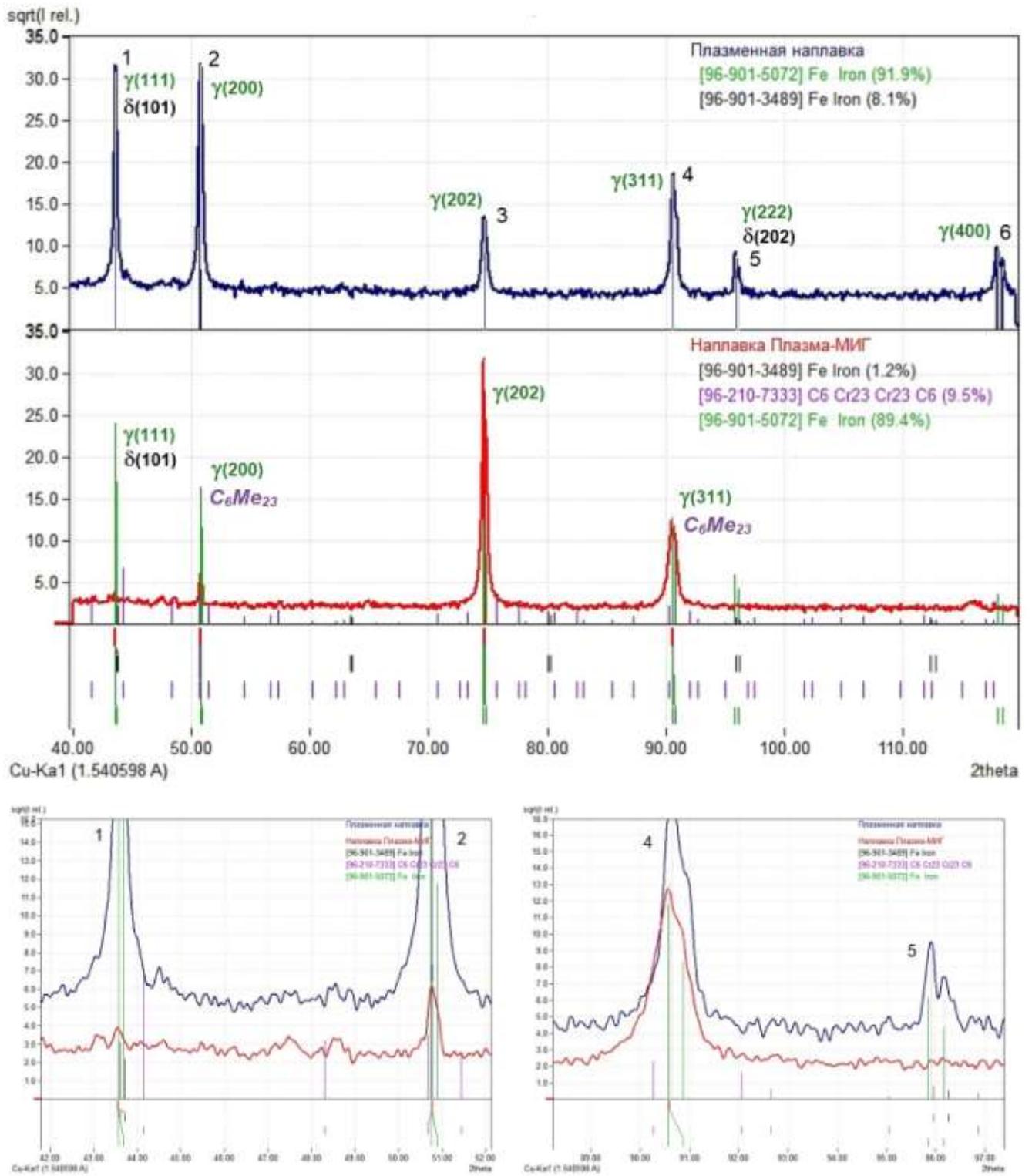


Рисунок 2.20 – Дифрактограммы наплавленных образцов и результаты рентгенофазового анализа

Таблица 2.6 – Результаты рентгенофазового анализа наплавленных образцов

Характеристика дифракционных линий эталонных веществ из базы данных «COD»									
№	Аустенит (№ 96-901-5072) <i>Fm-3m</i> (225)			$\delta$ -феррит (96-901-3489) <i>Im-3m</i> (229)			$C_6Cr_{23}$ (№ 96-210-7333) <i>Fm-3m</i> (225)		
	d-spacing [Å]	Int. [%]	h k l	d-spacing [Å]	Int. [%]	h k l	d-spacing [Å]	Int. [%]	h k l
1	2,0756	1000	(111)	2,0739	1000	(101)			
2	1,7975	466	(200)				1,775	132,4	(600)
3	1,2710	243	(202)						
4	1,0839	234	(311)				1,2551	159,2	(822)
5	1,0378	63,1	(222)	1,0370	63	(202)			
6	0,8988	22,4	(400)						

Характеристика экспериментальных дифрактограмм								
№	Плазменная наплавка				Плазма-МИГ наплавка			
	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	Height [cts]	FWHM [°2Th.]	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	Height [cts]	FWHM [°2Th.]
1	43,60	2,0759	1000	0,1606	43,56	2,0760	10,8	0,2470
2	50,74	1,7993	900	0,2935	50,78	1,7965	39,1	0,2014
3	74,74	1,2702	196,3	0,2875	74,68	1,2700	1000	0,2951
4	90,74	1,0833	419,0	0,2716	90,58	1,0839	171,3	0,5881
5	96,02	1,0372	98,7	0,1843	–	–	–	–
6	118,12	0,8988	106,2	0,3395	–	–	–	–

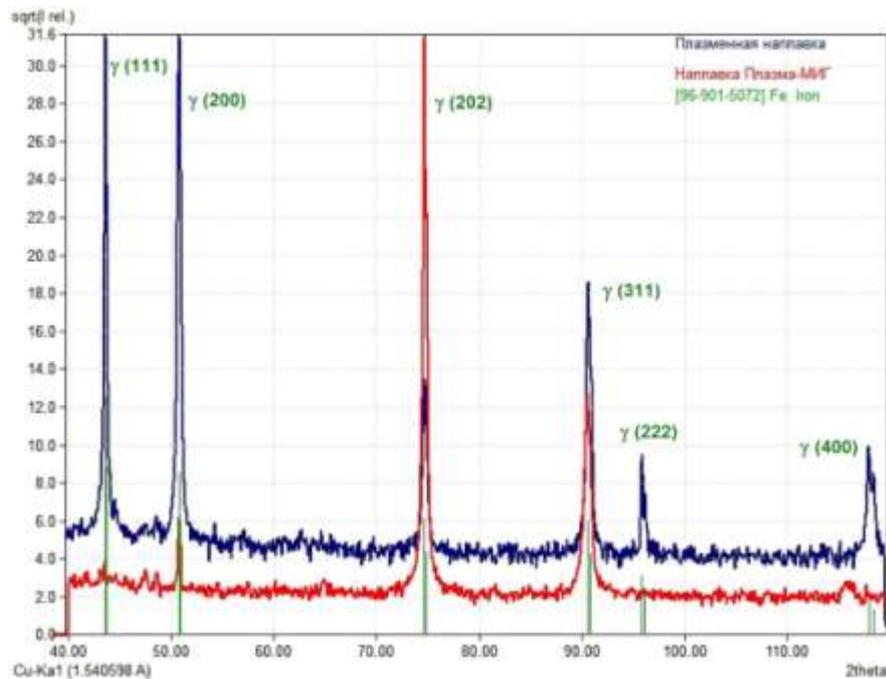


Рисунок 2.21 – Дифрактограммы наплавленных образцов и дифракционные линии эталона аустенита

### 2.2.7 Результаты измерения микротвердости

Измерения твердости образцов, наплавленных послойной плазменной наплавкой, проводились в виде трех дорожек, расположенных параллельно на расстоянии 0,2 мм с шагом 0,15 мм, а образцов, наплавленных плазма-МИГ наплавкой, проводились в виде сетки 5×20: 5 измерений по ширине с шагом 0,1 мм и 20 измерений по глубине с шагом 0,05 мм. На рисунке 2.22 представлены карты распределения значений твердости для каждого образца. По полученным значениям проведен статистический анализ, результаты которого представлены в таблице 2.7 и на рисунке 2.23.

Среднее значение микротвердости на образцах, полученных послойной плазма-МИГ наплавкой, повышается, относительно плазменной наплавки, что может быть связано с появлением в структуре мелкодисперсных карбидов.

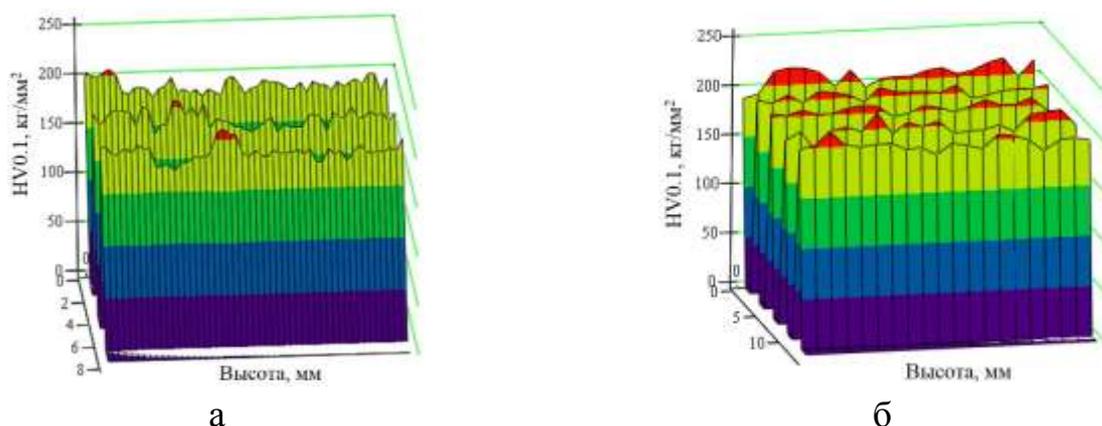


Рисунок 2.22 – Карты распределения микротвердости:

а – плазменная наплавка, б – наплавка плазма-МИГ

Таблица 2.7 – Микротвердость наплавленных образцов

	Плазменная наплавка	Плазма-МИГ
	HV 0,1 кг/мм <sup>2</sup>	HV 0,1 кг/мм <sup>2</sup>
Среднее значение	186	201,36
Минимальное значение	169	180
Максимальное значение	210	217
$\sigma$ – Среднеквадратичное отклонение	8,5	7,16
$\nu$ – Коэффициент вариации (%)	4,56	3,56

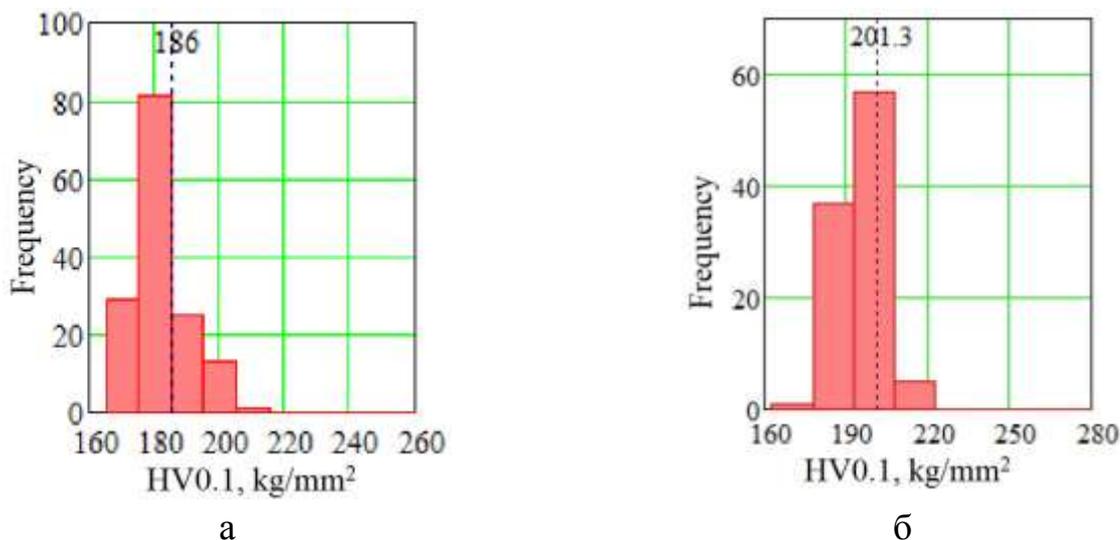


Рисунок 2.23 – Гистограммы частотных распределений значений микротвердости HV 0.1, кг/мм<sup>2</sup>: а – плазменная наплавка, б – наплавка плазма-МИГ

### 2.3 Выводы по главе 2

1. Предложено математическое описание источников тепла для решения тепловой задачи, имитирующей плазменную наплавку и плазменную плавящимся электродом. В результате расчетов установлено, что при одинаковом времени пребывания металла в жидком состоянии при плазменном нагреве температурное поле более концентрированное и имеет более высокий градиент температур (до 800°C/мм), по сравнению с нагревом плазма-МИГ. Максимальные значения скоростей охлаждения достигаются в центральной части жидкой ванны и при плазменной наплавке превышают 1700°C/сек, а при наплавке плазма-МИГ – 1350°C /сек.

2. Для оценки влияния термического цикла на формирующуюся структуру предложен количественный критерий – градиент температур по фронту кристаллизации. Рассчитано, что при плазменной наплавке градиент температур меняется от 560 до 630°C/мм, при наплавке плазма-МИГ от 450 до 590°C/мм.

3. Установлено влияние градиента температур на механизм кристаллизации: при градиенте температур более 550°C/мм кристаллизация наплавленного металла будет проходить по FA механизму; при градиенте менее

550°C/мм часть металла начнет кристаллизоваться по АF механизму, чем ниже градиент, тем больший объем металла кристаллизуется по этому механизму.

4. Установлено влияние градиента температур на фазовый состав: при градиенте температур более 550°C/мм при многослойной наплавке образуется двухфазная аустенито-ферритная структура, не меняющая фазовый состав при воздействии последующих термических циклов; при градиенте менее 550°C/мм. возможно выделение мелкодисперсных карбидов по границам более пересыщенного  $\delta$ -феррита (эффект самостарения).

5. Установлено, что при многослойной наплавке в обоих случаях образуется структура характерная для направленной транскристаллизации металла, когда зерна столбчатой формы прорастают через несколько наплавленных слоев. Центрами кристаллизации являются оплавленные зерна предыдущего слоя, дальнейший рост кристаллитов происходит в том же направлении. Применение более концентрированного источника тепла при послойной плазменной наплавке способствует уменьшению степени транскристаллитного роста зерен, повышению дисперсности микроструктуры и уменьшению неоднородности размера микроструктуры по высоте наплавленных слоев.

### **Глава 3. Влияния модуляции частоты тока на формирование структуры и свойств при плазменной наплавке**

Одним из технологических приемов влияния на процессы кристаллизации при сварке и наплавке является использование модулированного тока. Особенностью сварки модулированным током являются температурные колебания в металле свариваемого изделия, связанные с периодическим действием амплитудного значения тока, и динамическое силовое воздействие давления со стороны изменяющейся формы дуги [58]. Наличие внешнего источника периодических возмущений в виде модуляции сварочного тока будет оказывать влияние на характер изменения параметров процесса кристаллизации [136, 137]. Данная глава посвящена исследованию влияния модуляции частоты тока на формирование структуры и свойств при плазменной наплавке.

#### **3.1 Исследования одноваликовых образцов при плазменной наплавке**

С целью исследования влияния частоты импульсного воздействия при плазменной наплавке на стабильность формирования валиков, их структуру и механические свойства, а также для определения оптимальной частоты, была произведена наплавка одиночных валиков с частотой воздействия от 0 до 15000 Гц.

По внешнему виду валики, полученные при наплавке с импульсным воздействием дуги, не отличаются от валиков, полученных при наплавке в непрерывном режиме (рисунок 3.1).

Влияние частоты импульсного воздействия на стабильность формирования валиков оценивалась по относительному отклонению изменения их ширины и высоты (рисунок 3.2). В таблице 3.1 приведены результаты измерений геометрических параметров валиков в зависимости от частоты.

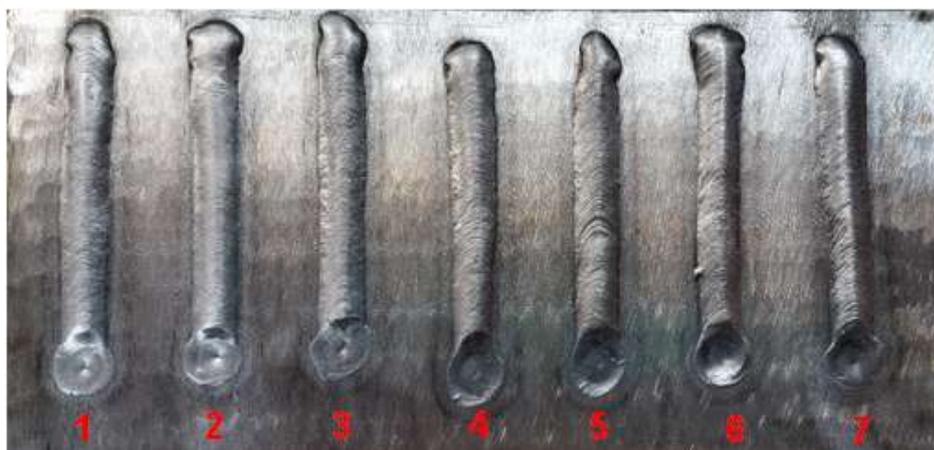


Рисунок 3.1 – Внешний вид одиночных валиков, полученных с различной частой импульсного воздействия: 1 – 15000 Гц; 2 – 10000 Гц; 3 – 5000 Гц; 4 – 1000 Гц; 5 – 500 Гц; 6 – 50 Гц; 7 – без воздействия

Таблица 3.1 – Параметры наплавочных швов исследуемых образцов

№ образца	Параметры наплавленного шва			
	Ширина шва, мм	Высота шва, мм	Относительное отклонение ширины, %	Относительное отклонение высоты, %
1	8.27-8.84	1.12-1.37	93.55	81.75
2	7.57-9.14	1.14-1.35	82.82	84.44
3	8.08-8.92	1.02-1.41	90.58	72.34
4	8.28-9.68	1.06-1.55	85.53	68.38
5	8.63-8.82	1.11-1.27	97.84	87.40
6	7.78-9.26	1.06-1.55	84.01	68.38
7	8.15-10.17	1.02-1.38	80.13	73.91

Влияние частоты импульсного воздействия на стабильность размеров одиночных валиков имеет нелинейный характер (рисунок 3.2). Наименьшие изменения высоты валиков наблюдаются при наплавке с импульсным воздействием с частотами 500 и 10000 Гц, а наименьшие изменения ширины – при наплавке с частотами 500 и 15000 Гц.

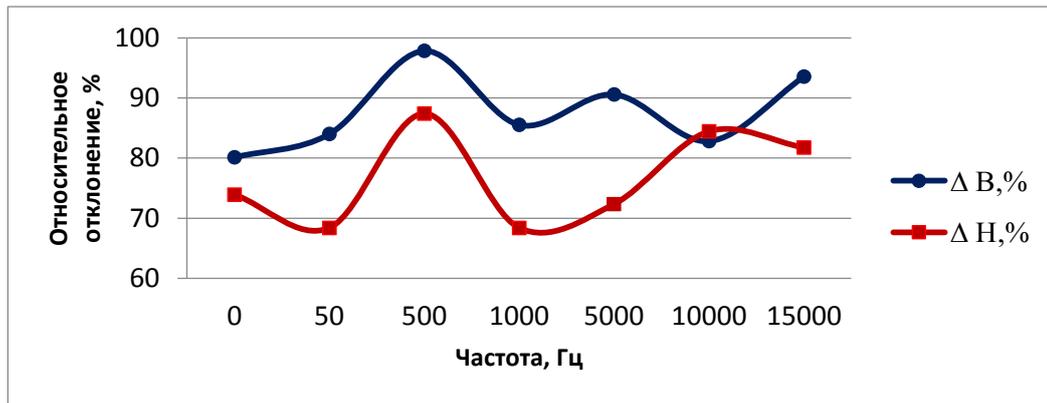


Рисунок 3.2 – Влияние частоты импульсного воздействия на относительное изменение ширины ( $\Delta B$ , %) и высоты ( $\Delta H$ , %) наплавленных одиночных валиков

Проведенный макро- и микроструктурный металлографический анализ образцов, вырезанных из поперечного сечения наплавленных одиночных валиков, показал следующее. Наиболее равномерная глубина проплавления наблюдается при наплавке с импульсным воздействием при частотах 5000, 10000 и 15000 Гц. При этом наблюдается уменьшение глубины проплавления и увеличение высоты наплаваемого металла (рисунок 3.3).



а



б



в

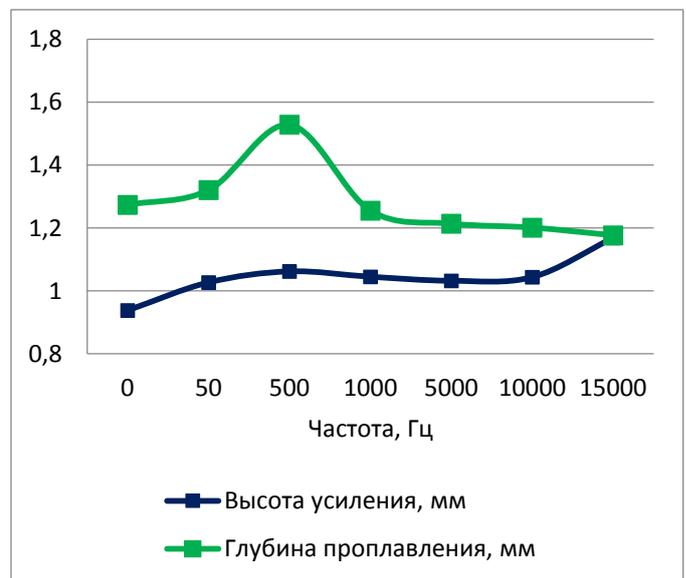


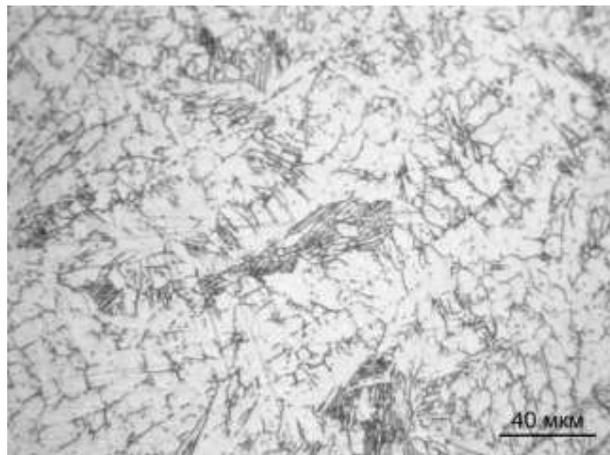
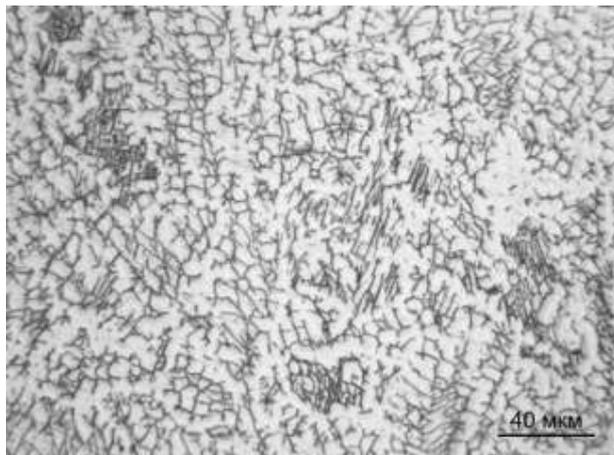
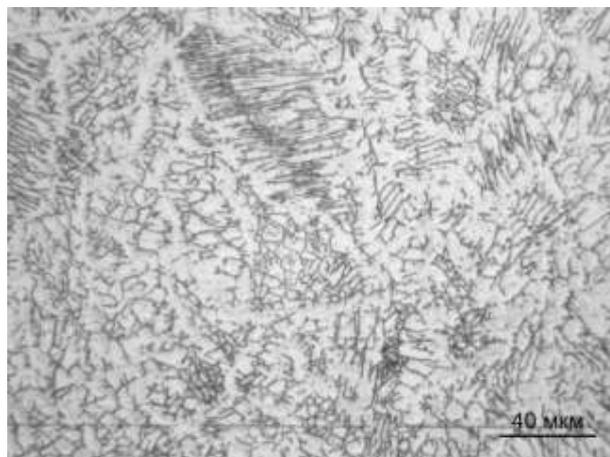
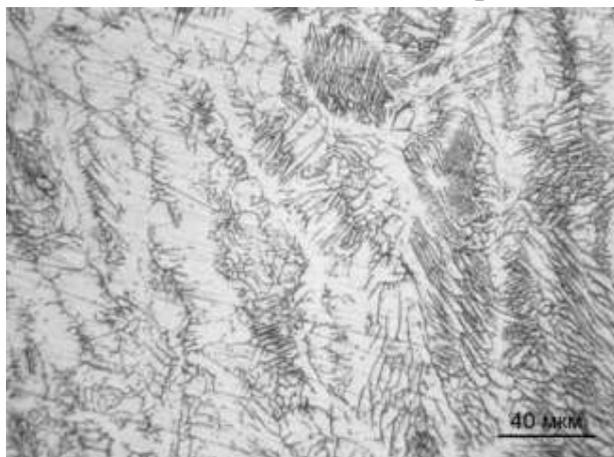
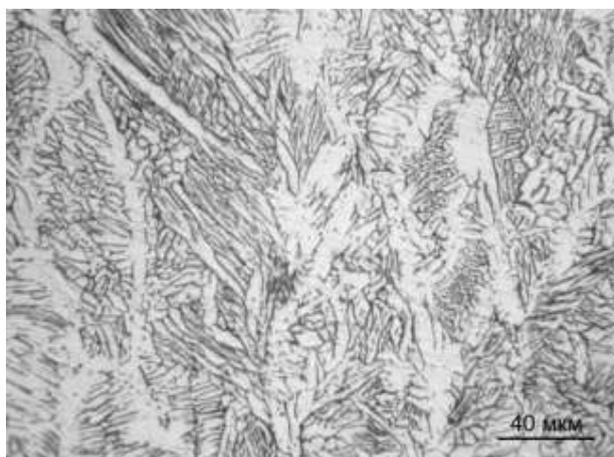
Рисунок 3.3 – Макроструктура одиночных валиков, изменения глубины проплавления и высоты наплавки от частоты импульсного воздействия:

а – непрерывная наплавка, б – частота 500 Гц, в – частота 10000 Гц

При наплавке без импульсного воздействия практически по всей высоте валика формируются столбчатые кристаллиты ячеисто-дендритного строения и их размер постепенно уменьшается от корневой части к верхней. В верхней части образуются мелкие равноосные кристаллиты ячеистого строения (рисунок 3.4, а). Такое изменение структуры по высоте валика свидетельствует о разной скорости роста кристаллитов при ярко выраженной направленной кристаллизации [138]. Применение импульсного воздействия при наплавке позволяет уменьшить степень направленного роста кристаллитов и выровнять скорость их роста по высоте валика. С увеличением частоты импульсного воздействия наблюдается уменьшение объема металла со столбчатым строением кристаллитов, при этом длина кристаллитов уменьшается и увеличивается ширина, а разница между размером ячеек и дендритов уменьшается. Наиболее полное выравнивание скорости роста кристаллитов проявляется при наплавке с частотой импульсного воздействия выше 5000 Гц (рисунок 3.4, б).

Для оценки влияния частоты импульсного воздействия на изменения размеров кристаллитов по высоте валиков был проведен количественный металлографический анализ наплавленных образцов. Были произведены измерения площади кристаллитов и проведен статистический анализ полученных результатов.

Исследования показали, что наименьший средний размер кристаллитов в нижней части валика наблюдается при наплавке с импульсным воздействием при частотах 1000, 5000 и 10000 Гц, в средней части – при наплавке с частотами от 1000 до 15000 Гц (рисунок 3.5). Наибольшее уменьшение размеров столбчатых кристаллитов в корневой зоне происходит при частоте импульсного воздействия 5000 Гц. Кроме того, при данной частоте импульсного воздействия разница между средним размером кристаллита в верхней и средней части минимальная.

*Верхняя часть валика**Средняя часть валика**Нижняя часть валика*

а

б

Рисунок 3.4 – Микроструктура одиночных валиков: а – непрерывная наплавка, б – частота 10000 Гц, увеличение  $\times 500$

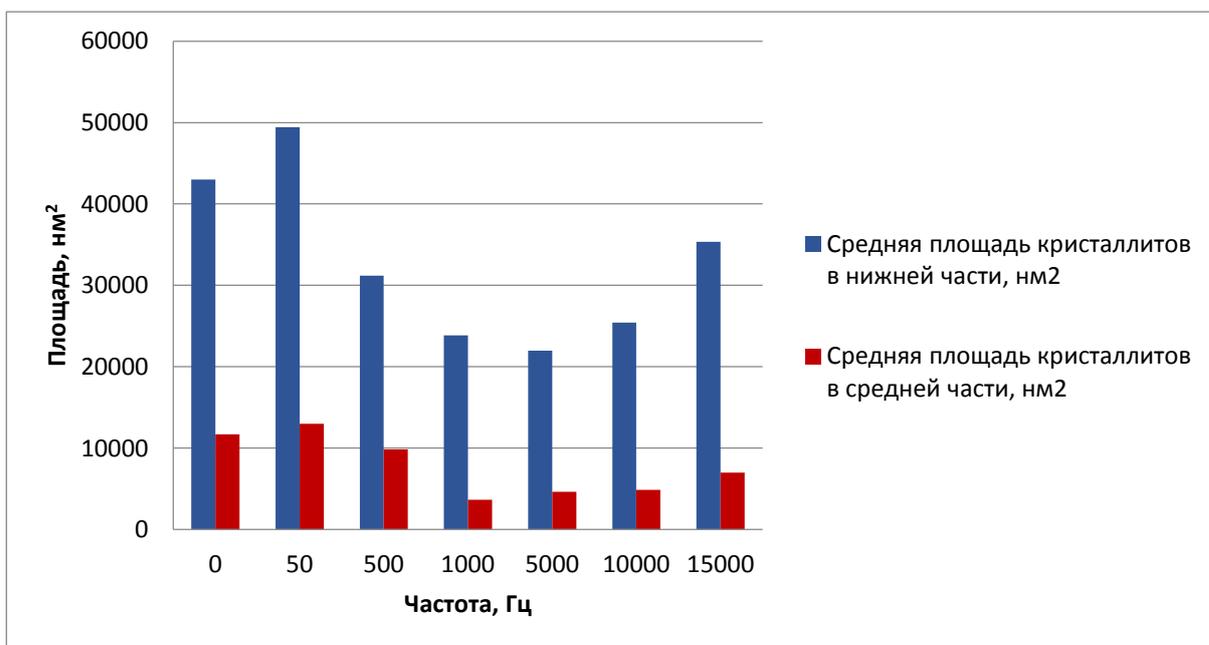


Рисунок 3.5 – Средняя площадь кристаллитов в корневой и средней частях

Изменение среднего размера кристаллитов по высоте валиков представлено на рисунке 3.6. Наиболее плавное изменение размера кристаллитов с минимальной разницей наблюдается при частоте импульсного воздействия при частоте 5000 Гц.

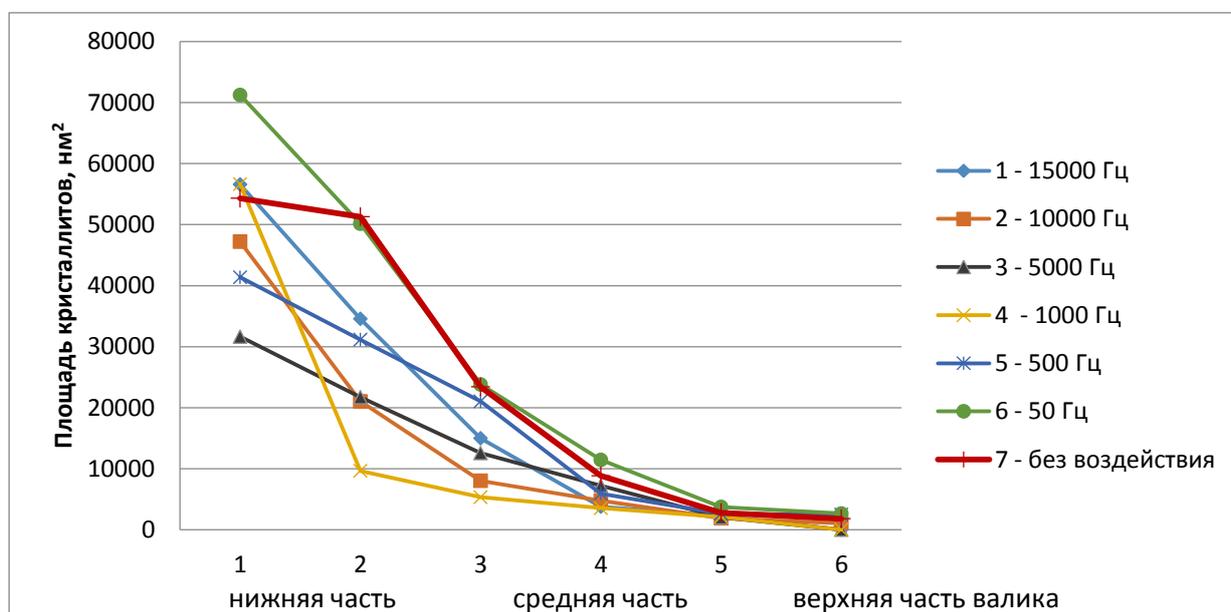


Рисунок 3.6 – Влияние частоты импульсного воздействия на площадь кристаллитов одиночных валиков.

Для определения степени равноосности кристаллитов был проведен расчет коэффициента формы кристаллита. При наплавке без импульсного воздействия столбчатые кристаллиты имеют наиболее вытянутую форму, поэтому коэффициент формы в корневой части имеет наименьшее значение. Наиболее равноосные кристаллиты в корневой части при частотах 1000, 5000 и 10000 Гц, а в средней части – 10000 Гц (рисунок 3.7). Но наименьшая разница по степени равноосности кристаллитов в верхней и средней частях наблюдается при наплавке с частотой импульсного воздействия дуги 5000 Гц.

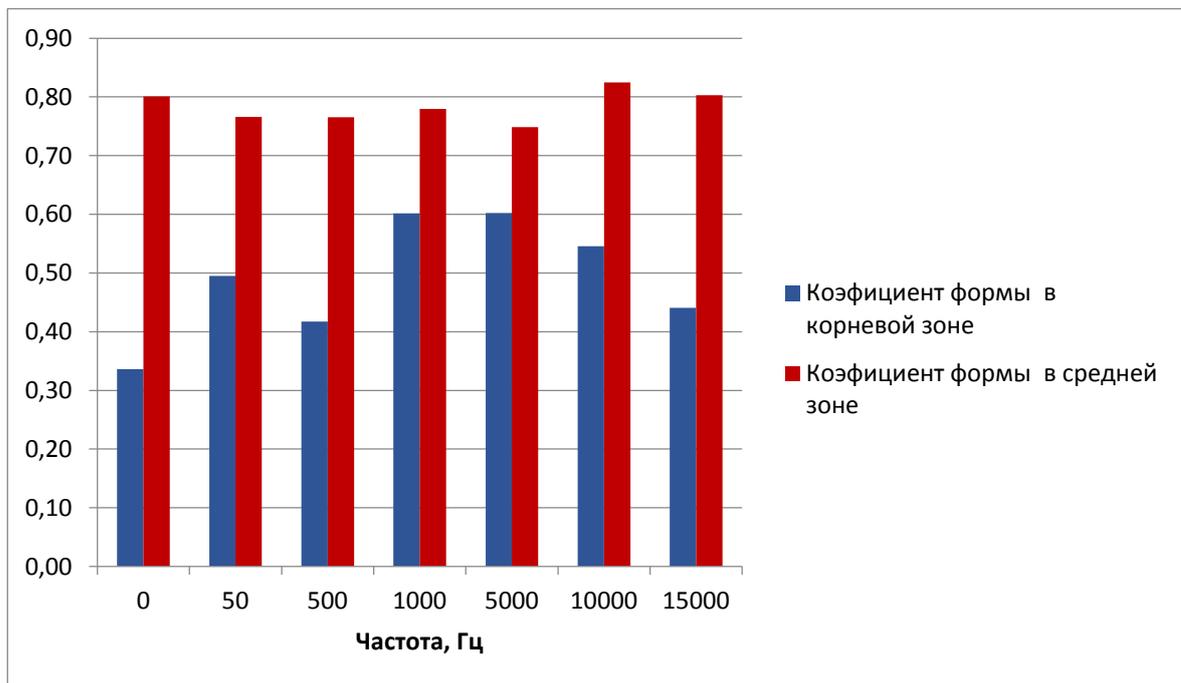
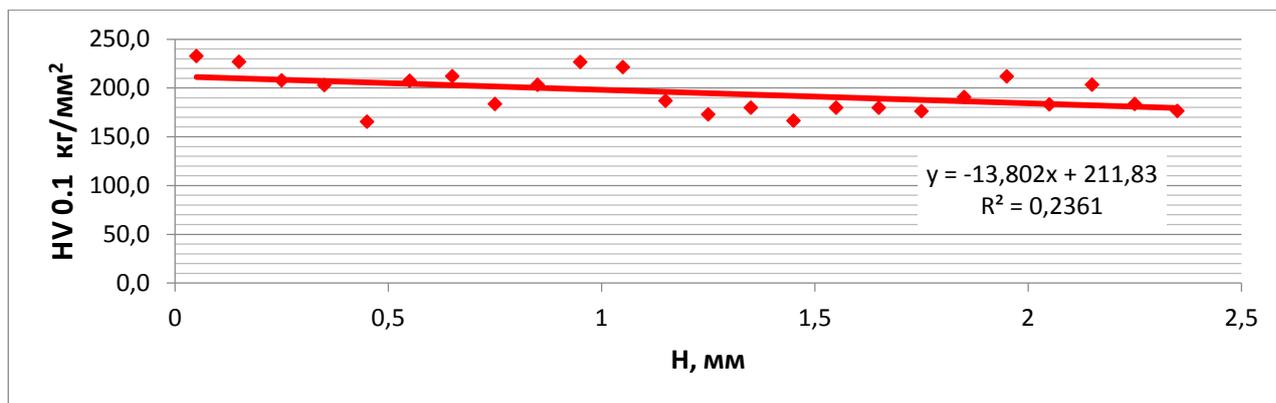
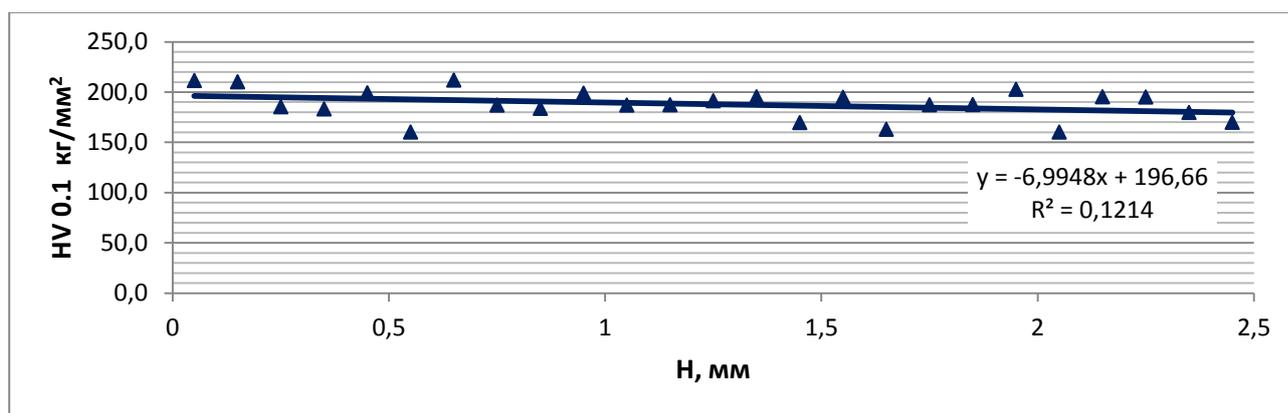


Рисунок 3.7 – Коэффициент формы кристаллитов в корневой и средней частях

Механические свойства одиночных валиков и их однородность оценивались по изменению микротвердости по глубине наплавленного слоя. Измерения микротвердости проводились при нагрузке 100 гр. с шагом 0,1 мм на приборе ПМТ-3. При наплавке в непрерывном режиме по глубине валика наблюдается снижение твердости (рисунок 3.8, а), а при наплавке с импульсным воздействием при частотах более 5000 Гц степень снижения твердости по глубине валика уменьшается (рисунок 3.8, б).



а



б

Рисунок 3.8 – Изменение микротвердости по глубине (H) валиков:

а – непрерывная наплавка, б – частота 5000 Гц

Дополнительно были определены статистические параметры: средние значения и среднеквадратичные отклонения. Результаты анализа представлены на рисунке 3.9 и в таблице 3.2. Применение импульсного воздействия при наплавке способствует уменьшению среднего значения твердости валика, минимальное отклонение от среднего значения (СКО) наблюдается при частоте 5000 Гц и более.

Таблица 3.2 – Микротвердость наплавленных валиков от частоты импульсного воздействия

№ образца	Частота, Гц	Твердость, HV0.1 кг/мм <sup>2</sup>			СКО
		Среднее значение	Минимальное значение	Максимальное значение	
1	15000	187,9	160,2	211,9	11,1
2	10000	185,5	151,8	207,4	10,3
3	5000	181,1	166,3	203,4	7,9
4	1000	201,3	151,8	231,3	14,05
5	500	186,4	163,4	217,1	11,9
6	50	197,8	172,5	230,5	11,9
7	0	195	165	232,9	17,5

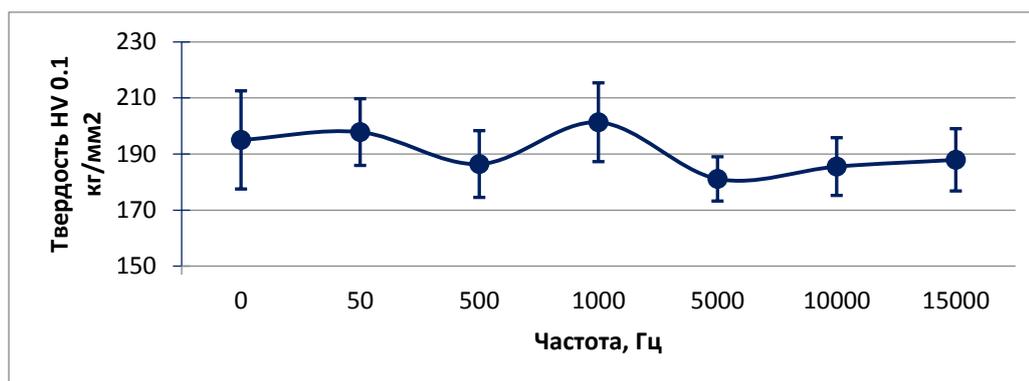


Рисунок 3.9 – Изменение твердости наплавленных валиков от частоты тока

Проведенные исследования позволяют сделать вывод о том, что применение импульсного воздействия может эффективно использоваться для получения более однородной микроструктуры по высоте наплавленного слоя и минимальной неоднородностью по твердости.

### 3.2 Выбор оптимальной частоты модуляции тока дуги при плазменной наплавке с применением шкалы желательности

Для выбора оптимальной частоты модуляции тока применялась функция желательности Харрингтона. В основе построения обобщенной функции лежит преобразование натуральных значений частных показателей в безразмерную шкалу желательности или предпочтительности с интервалом значений желательности  $d$  от нуля до единицы. Значение  $d = 0$  (или  $D = 0$ ) соответствует абсолютно неприемлемому значению критерия, а  $d = 1$  (или  $D = 1$ ) – самому лучшему значению, причем дальнейшее улучшение критерия или невозможно, или не представляет интереса [139]. Частные параметры влияния модуляции тока дуги нормируются по следующей формуле:

$$d = \exp [-\exp (-y')], \quad (3.1)$$

где  $d$  – частная функция желательности, а  $y'$  вычисляется по формуле:

$$y' = \frac{2y - (y_{max} + y_{min})}{y_{max} - y_{min}}, \quad (3.2)$$

$$y' = -1 \text{ при } y' = y_{min}$$

$$y' = 1 \text{ при } y' = y_{max}$$

Промежуточные значения желательности и соответствующие им числовые отметки приведены в таблице 3.3.

Таблица 3.3 – Базовые отметки шкалы желательности

Количественная отметка на шкале желательности $d$	Желательность значения критерия $y$
0,80-1,00	Очень хорошо
0,63-0,80	Хорошо
0,37-0,63	Удовлетворительно
0,20-0,37	Плохо
0,00-0,20	Очень плохо

Обобщенная функция желательности Харрингтона, представляющее собой среднее геометрическое желательностей частных параметров оптимизации  $d$ , имеет вид:

$$D = \sqrt[q]{\prod_{i=1}^q d_i}, \quad (3.3)$$

где  $D$  – обобщенная желательность (значение интегрального показателя).

В результате обобщенная функция желательности  $D$  оказывается единственным параметром оптимизации взамен многих. Параметрами оптимизации для выбора оптимальной частоты модуляции тока дуги при плазменной наплавке приняты:

$K_1$  – коэффициент стабильности формирования валика по высоте (относительное отклонение изменения высоты наплавленного валика), %

$K_2$  – коэффициент стабильности формирования валика по ширине (относительное отклонение изменения ширины наплавленного валика), %

$K_3$  – коэффициент изменения размера кристаллита (разность средней площади кристаллитов в средней и корневой частях валика),  $\text{нм}^2$

$K_4$  – площадь кристаллитов в нижней части валика,  $\text{нм}^2$

$K_5$  – глубина проплавления, мм

$K_6$  – высота наплавленного валика, мм

$K_7$  – среднеквадратичное отклонение микротвердости, МПа

Фактические значения выбранных показателей приведены в таблице 3.4. Нормированные значения рассчитаны по формуле (3.2) и приведены в таблице 3.5, значения частных и обобщенного показателя рассчитаны по формулам (3.1) и (3.3) и приведены в таблице 3.5.

Таблица 3.4 – Фактические значения ( $y$ ) выбранных показателей

	Без модуля- ции	50 Гц	500 Гц	1000 Гц	5000 Гц	10000 Гц	15000 Гц
$K_1$	73,91	68,38	87,4	68,38	72,34	84,44	81,75
$K_2$	80,13	84,01	97,84	85,53	90,58	82,82	93,55
$K_3$	31322	36432	21319	20203	17341	20525	28363
$K_4$	43007,4	49423,5	31181,9	23862,8	21974,2	25415,2	35371,8
$K_5$	1,27	1,32	1,53	1,25	1,21	1,20	1,18
$K_6$	0,94	1,03	1,06	1,04	1,03	1,04	1,17
$K_7$	17,50	11,90	11,90	14,05	7,90	10,30	11,10

Таблица 3.5 – Нормированные значения ( $y'$ ) частных показателей

	Без модуля- ции	50 Гц	500 Гц	1000 Гц	5000 Гц	10000 Гц	15000 Гц
$K_1$	-0,42	-1	1	-1	-0,58	0,69	0,41
$K_2$	-1	0,56	1	-0,39	0,18	-0,7	0,52
$K_3$	0,46	1,00	-0,58	-0,70	-1,00	-0,67	0,15
$K_4$	0,53	1,00	-0,33	-0,86	-1,00	-0,75	-0,02
$K_5$	-0,45	-0,18	1,00	-0,55	-0,79	-0,86	-1,00
$K_6$	-1,00	-0,23	0,07	-0,07	-0,18	-0,08	1,00
$K_7$	1,00	-0,17	-0,17	0,28	-1,00	-0,50	-0,33

Таблица 3.6 – Значение частных ( $d$ ) и обобщенной ( $D$ ) функции желательности

	Без модуля- ции	50 Гц	500 Гц	1000 Гц	5000 Гц	10000 Гц	15000 Гц
$K_1$	0,22	0,07	0,69	0,07	0,17	0,61	0,51
$K_2$	0,07	0,17	0,69	0,23	0,43	0,13	0,55
$K_3$	0,20	0,07	0,57	0,61	0,69	0,60	0,31
$K_4$	0,18	0,07	0,49	0,66	0,69	0,62	0,38
$K_5$	0,53	0,43	0,07	0,56	0,63	0,66	0,69
$K_6$	0,07	0,28	0,39	0,34	0,30	0,34	0,69
$K_7$	0,07	0,43	0,43	0,27	0,69	0,55	0,49
$D$	0,38	0,40	0,62	0,56	0,68	0,67	0,71

При использовании функции желательности Харрингтона обобщенный показатель частоты модуляции тока находится в диапазоне критерия «удовлетворительно» для частоты 50, 500, 1000 Гц и без модуляции. При частоте 5000, 10000 и 15000 Гц обобщенный показатель находится в диапазоне критерия «хорошо».

Таким образом, для стабильного формирования геометрии наплавленных слоев при плазменной наплавке с динамическим воздействием дуги частота модуляции тока должна быть более 5000 Гц (5 кГц).

### **3.3 Исследования влияния модуляции частоты тока на формирование структуры и свойств при многослойной плазменной наплавке**

Для исследования закономерностей структурообразования при синтезировании изделий методом многослойной плазменной наплавки с динамическим воздействием на жидкую ванну были выбраны две частоты модуляции тока 5 кГц и 15 кГц.

Для изучения макро- и микроструктуры и механических характеристик наплавленного металла были получены заготовки в виде плоской стенки размером 175×18×75 мм (Д×Ш×В). Металлографические исследования структуры проводился на шлифах, вырезанных в поперечном и продольном направлении наплавки образцов. Кроме этого, были проведены исследования тонкой структуры на сканирующем растровом микроскопе и рентгенофазовый анализ.

#### **3.2.1 Исследование макроструктуры образцов**

Исследования макроструктуры показали, что при многослойной наплавке без модуляции тока наблюдаются признаки транскристаллизации металла и образование длинных столбчатых зерен, прорастающих через наплавленные слои (рисунок 3.10, а). При модуляции тока в процессе наплавки происходит изменение направления роста кристаллитов. Формируются зерна столбчатой формы, длиной в пределах 2-3 слоев, т.е. меньше, чем при наплавке без модуляции (рисунок 3.10, б, в). В наибольшей степени подавление транскристаллизации металла проявляется при наплавке с частотой модуляции тока 5 кГц. Во всех случаях переходная зона между слоями (зона сплавления) выявляется не четко.

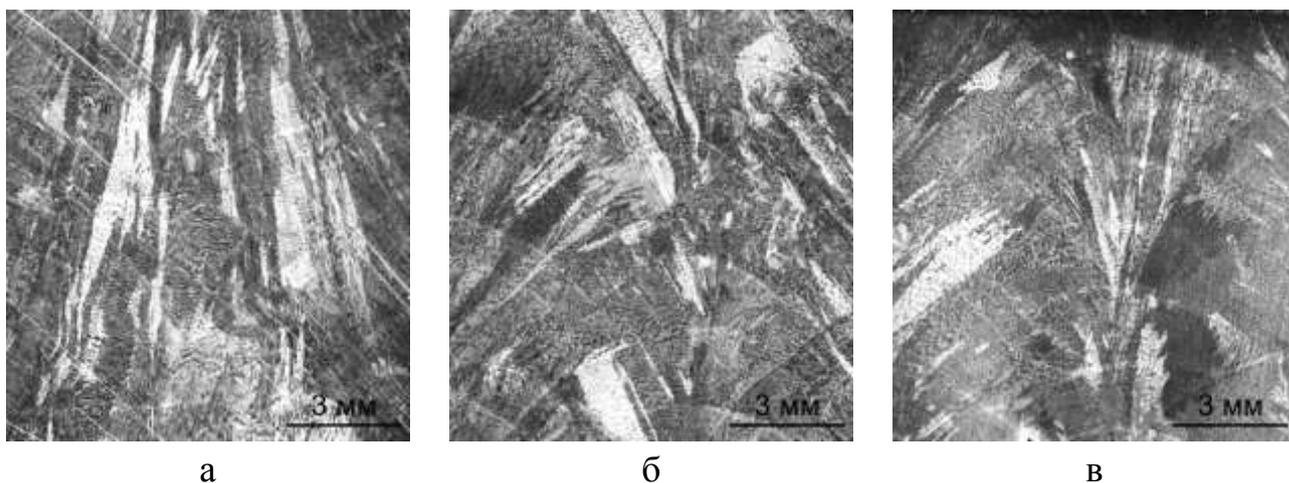


Рисунок 3.10 – Макроструктура наплавленного металла в поперечном сечении:  
 а – без модуляции тока, б – частота 5 кГц, в – частота 15 кГц

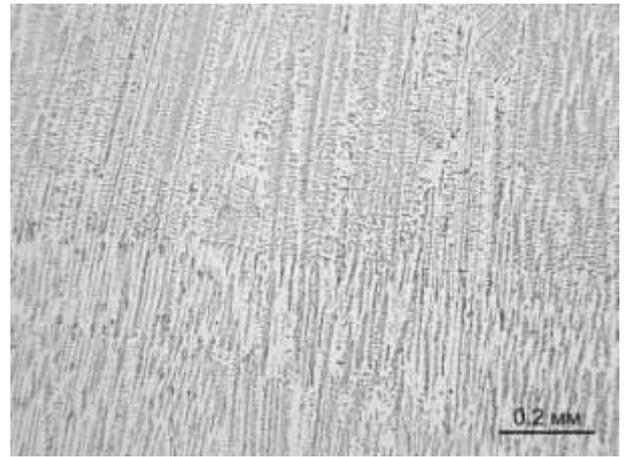
### 3.2.2 Исследование микроструктуры наплавленных образцов

Микроструктура синтезированного металла во всех случаях имеет дендритное строение. При наплавке без модуляции тока в микроструктуре прослеживается тенденция к сохранению кристаллографической ориентации между наплавленными слоями в зоне сплавления (рисунок 3.11). Т.е. центрами кристаллизации последующих слоев становятся оплавленные зерна предыдущего слоя, что и способствует транскристаллитному росту длинных столбчатых зерен.

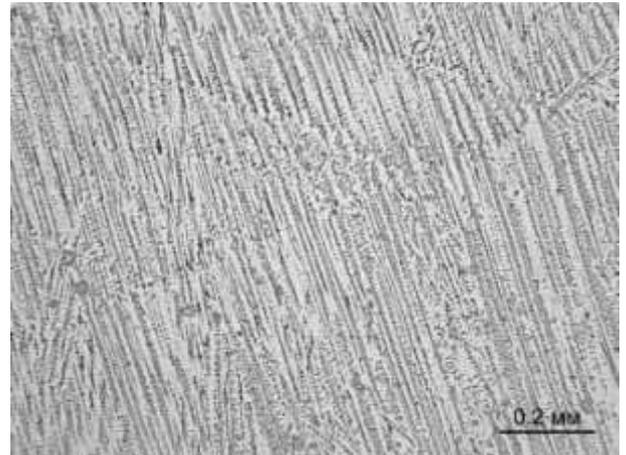
При наплавке с модуляцией тока в зоне сплавления наблюдается изменение направления кристаллизации дендритов (рисунок 3.12 и 3.13). Это вероятно связано с динамическими колебаниями в жидкой ванне, вызванными импульсными воздействиями дуги.



а



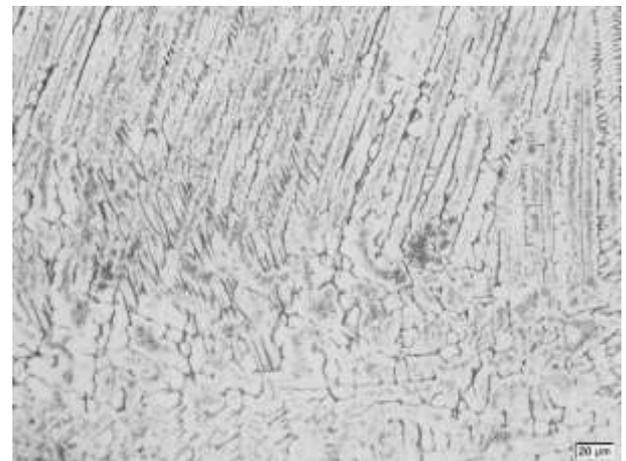
б



в



г



д

Рисунок 3.11 – Микроструктуры наплавленного металла без модуляции тока:

а – панорамный снимок,  $\times 50$ ; б, в – зона сплавления,  $\times 100$ ;

г, д – зона сплавления,  $\times 500$

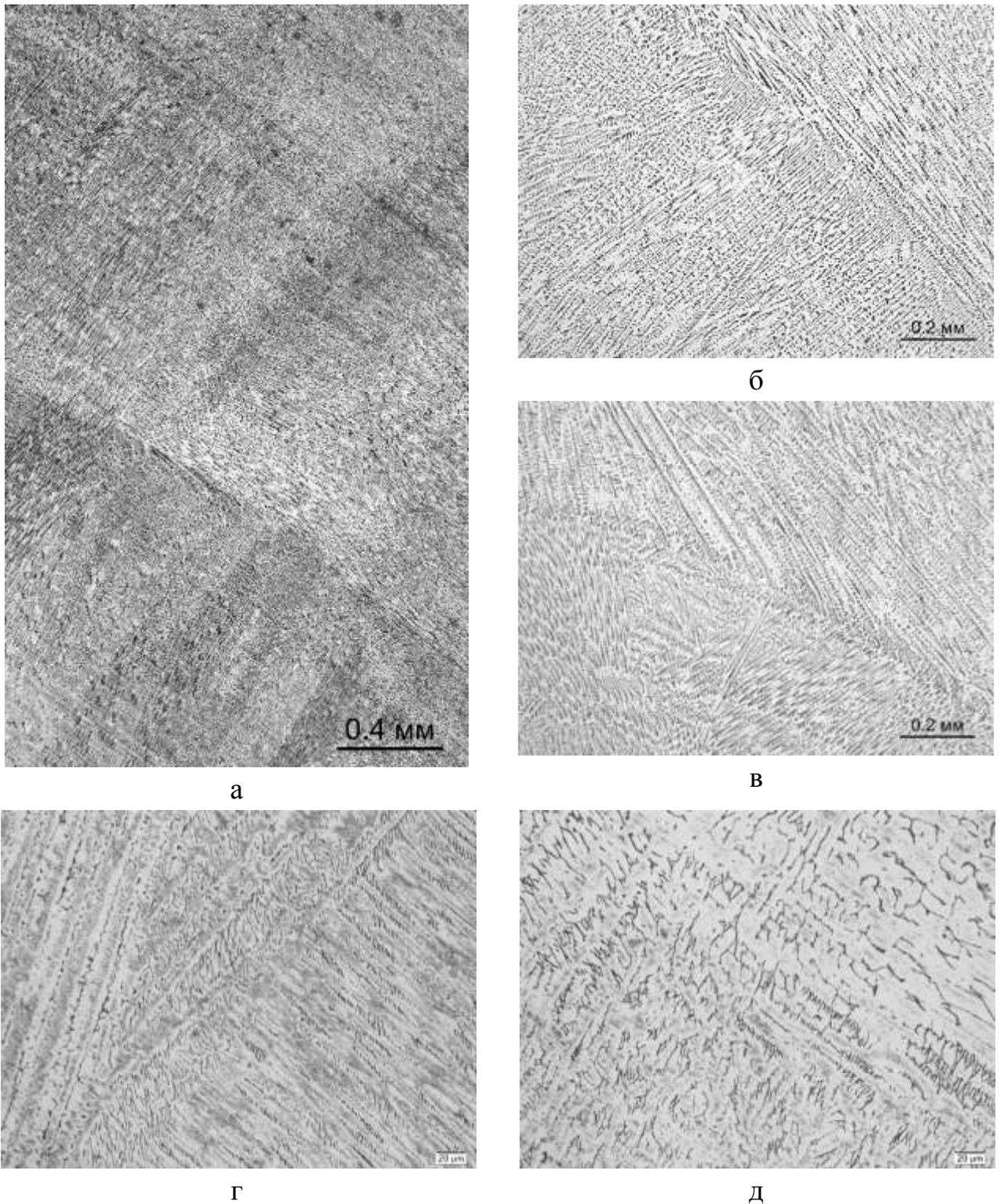
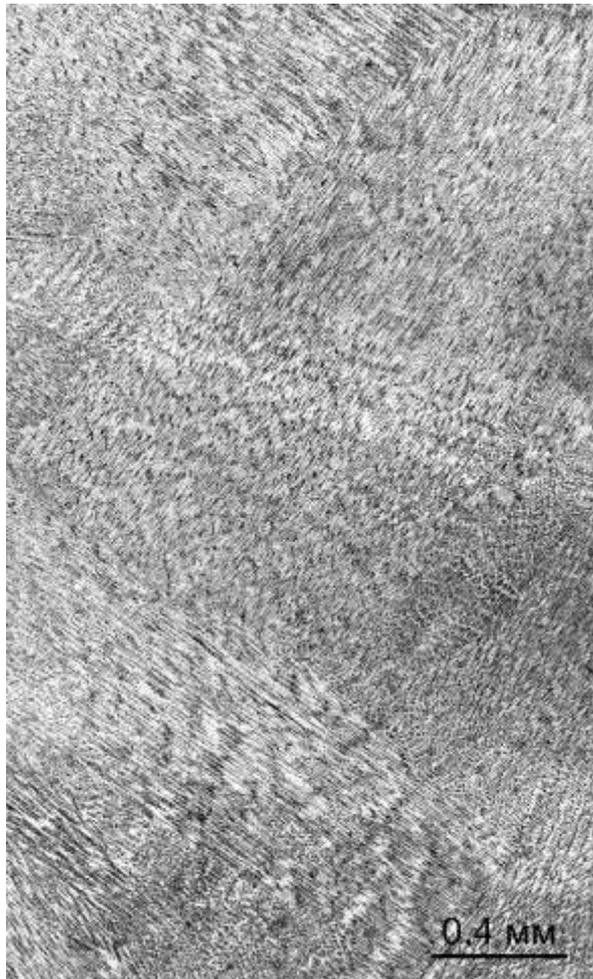
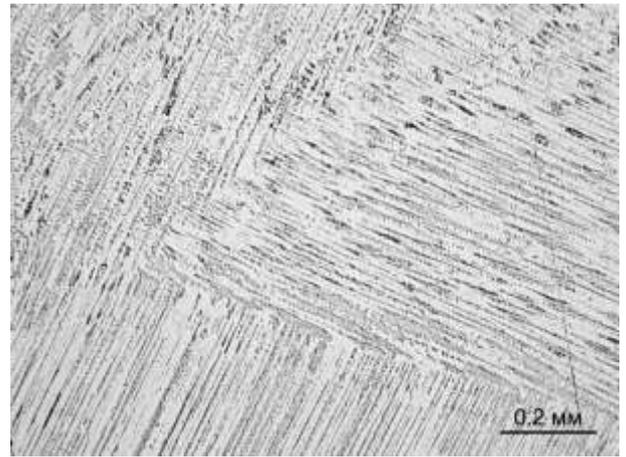


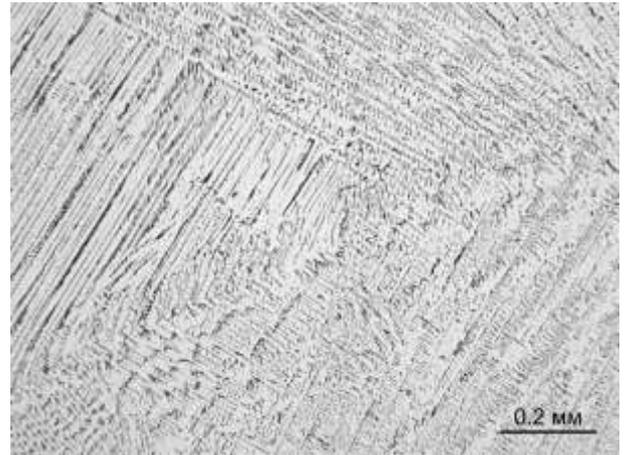
Рисунок 3.12 – Микроструктуры наплавленного металла с модуляцией тока, частота 5 кГц: а – панорамный снимок,  $\times 50$ ; б, в – зона сплавления,  $\times 100$ ; г, д – зона сплавления,  $\times 500$



а



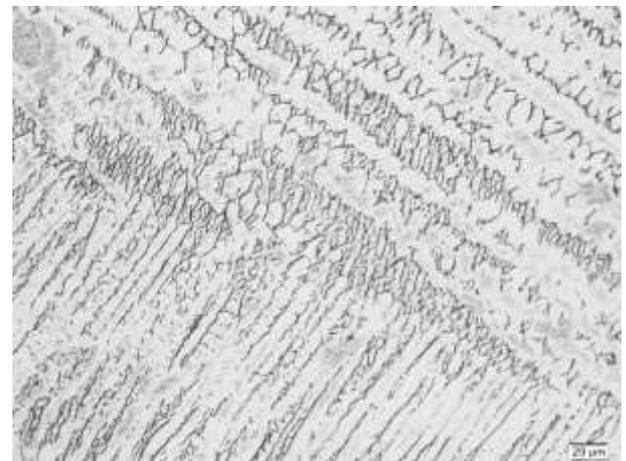
б



в



г



д

Рисунок 3.13 – Микроструктуры наплавленного металла с модуляцией тока, частота 15 кГц: а – панорамный снимок,  $\times 50$ ; б, в – зона сплавления,  $\times 100$ ; г, д – зона сплавления,  $\times 500$

Анализ механизма кристаллизации показал, что при плазменной наплавке с модуляцией тока и без модуляции кристаллизация металла идет преимущественно по ферритно-аустенитному механизму (FA) и с небольшой долей по аустенито-ферритному механизму (AF). При FA механизме кристаллизации имеет место и скелетная, и пластинчатая морфология феррита.

Модуляция тока оказала влияние на механизм кристаллизации металла, результаты анализа представлены в таблице 3.7. Уменьшение доли металла кристаллизующегося по AF механизму может быть связано как с выравниванием химического состава жидкого металла в результате динамических колебаний давления дуги, так и с изменением температурно-временных параметров в жидкой ванне.

Таблица 3.7 – Анализ механизма кристаллизации при плазменной наплавке

Способ наплавки	Схема кристаллизации
Плазменная наплавка без модуляции тока	FA – 90%; AF – 10%
Плазменная наплавка с модуляцией 5 кГц	FA – 95%; AF – 5%
Плазменная наплавка с модуляцией 15 кГц	FA – 92,5%; AF – 7,5%

### 3.2.3 Количественный анализ размерности микроструктуры наплавленных образцов

Анализ изменения размеров микроструктуры проводился по измерению междендритного расстояния. При плазменной наплавке без модуляции тока и с модуляцией по высоте наплаваемых слоев наблюдается тенденция уменьшения междендритных расстояний от нижней части к верхней. На рисунке 3.14 видно, что наибольшее междендритное расстояние, как в нижней части слоев, так и в верхней, получено при плазменной наплавке без модуляции тока. Размер междендритных расстояний находится в диапазоне от 27 до 19 мкм. Применение модуляции тока частотой 5 кГц приводит к уменьшению междендритного расстояния, их размер находится в диапазоне от 23 до 11 мкм. Модуляция тока частотой 15 кГц приводит к измельчению междендритного расстояния, особенно в верхней части слоев. При этом границы между слоями практически не

просматриваются. Размер междендритных расстояний находится в диапазоне от 20 до 15 мкм, что дает наименьший разброс изменения размерности микроструктуры.

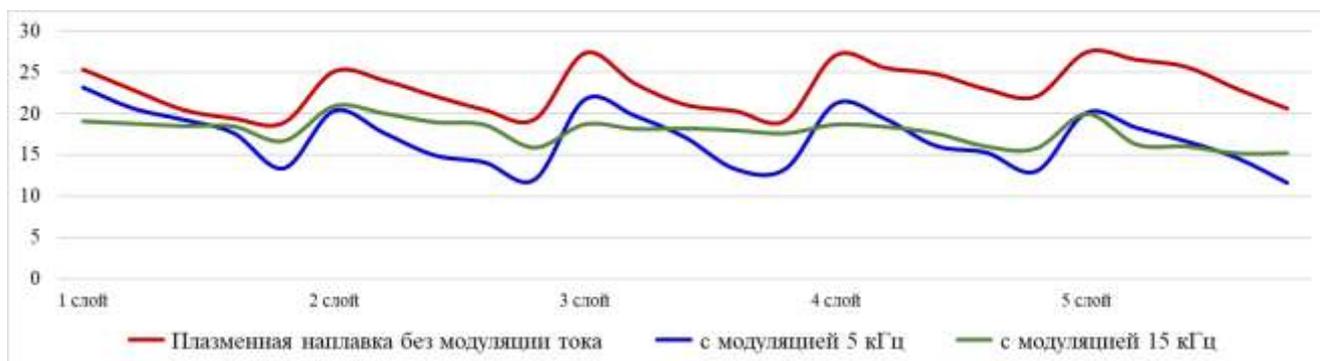


Рисунок 3.14 – Динамика изменения размерности микроструктуры (междендритного расстояния) в наплавленных образцах

Таким образом, сравнивая результаты измерения междендритного расстояния в микроструктуре образцов, можно отметить, что наплавка с частотой модуляции тока 15 кГц обеспечивает получение более однородной по размерности структуры.

### 3.2.4 Результаты растровой электронной микроскопии (РЭМ)

Для исследования тонкой микроструктуры и определения химического состава фаз применялся сканирующий электронный микроскоп высокого разрешения. На каждом образце, полученном методом послойной плазменной наплавки без модуляции и с модуляцией тока, определение химического состава каждой из фаз производилось по 5 полям зрения. Полученные результаты представлены на рисунках 3.15, 3.16, 3.17 и в таблицах 3.8, 3.9, 3.10.

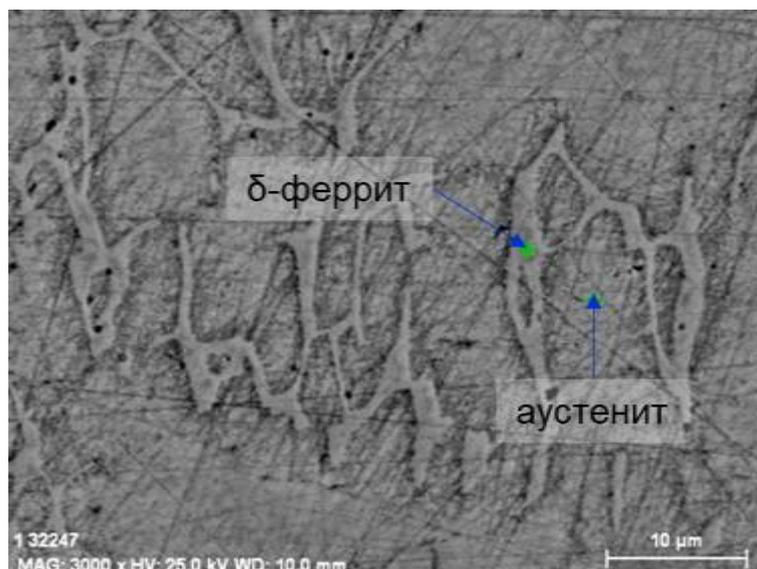


Рисунок 3.15 – Микроструктура РЭМ при плазменной наплавке без модуляции тока

Таблица 3.8 – Химический состав аустенитной и ферритной фазы при плазменной наплавке без модуляции тока

Химический элемент	Аустенит ( $\gamma$ ), атм	Феррит ( $\delta$ ), атм
Cr, %	19,02-19,99	24,29-26,92
Ni, %	9,64-12,04	4,77-6,37
Fe, %	66,44-68,08	65,58-67,40
Mn, %	1,75-2,16	1,41-1,85
Si, %	0,93-1,21	1,16-1,32

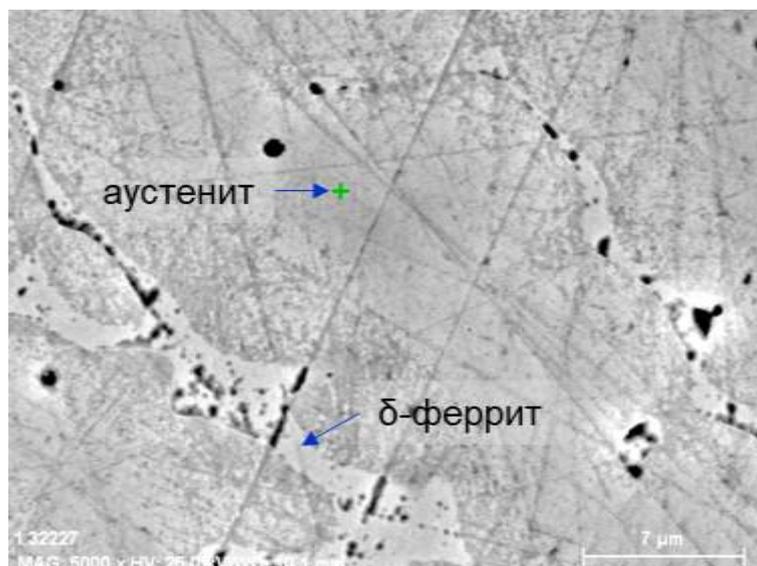


Рисунок 3.16 – Микроструктура РЭМ при плазменной наплавке с модуляцией тока 5 кГц

Таблица 3.9 – Химический состав аустенитной и ферритной фазы при плазменной наплавке с модуляцией тока 5 кГц

Химический элемент	Аустенит ( $\gamma$ ), атм	Феррит ( $\delta$ ), атм
Cr, %	19,00-22,65	22,02
Ni, %	7,49-11,82	7,90
Fe, %	66,40-68,21	67,59
Mn, %	1,39-1,71	1,35
Si, %	1,02-1,09	1,14

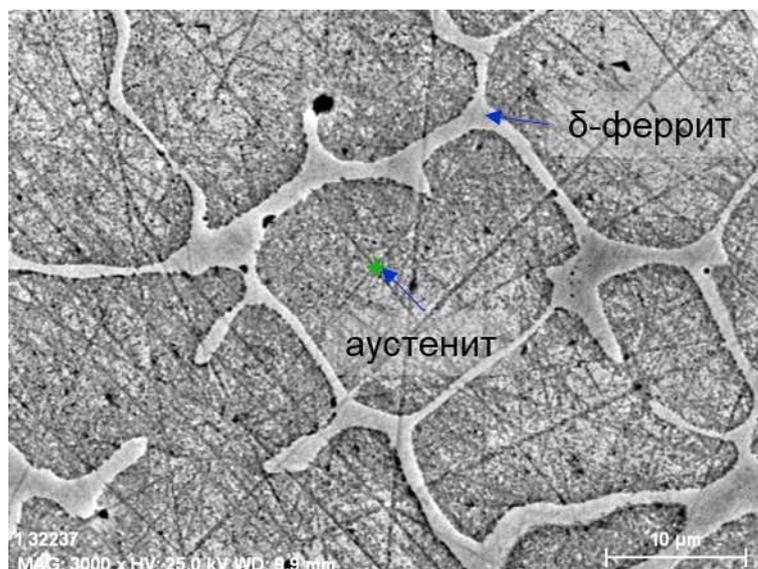


Рисунок 3.17 – Микроструктура РЭМ при плазменной наплавке с модуляцией тока 15 кГц

Таблица 3.10 – Содержание химических элементов в фазах наплавленного металла при плазменной наплавке с модуляцией тока 15 кГц

Химический элемент	Аустенит ( $\gamma$ ), атм	Феррит ( $\delta$ ), атм
Cr, %	18,90-20,02	26,57
Ni, %	9,67-12,22	4,99
Fe, %	68,55-65,82	65,72
Mn, %	1,61-1,95	1,44
Si, %	0,99-1,12	1,28

Анализ полученных результатов показал, что при плазменной наплавке без модуляции тока и с модуляцией тока при частоте 15 кГц химический состав аустенитной и ферритной фаз по содержанию основных легирующих элементов хрома (Cr) и никеля (Ni) примерно одинаковый (таблица 3.8 и 3.10). При этом количество хрома в ферритной фазе значительно превосходит его количество в аустенитной фазе, а количество никеля, наоборот, в аустенитной фазе заметно превосходит его количество в ферритной фазе.

При наплавке с модуляцией тока при частоте 5 кГц содержание хрома (Cr) и никеля (Ni) в фазах незначительно отличается и составляет для аустенитной фазы (Cr = 19,00-22,65 атм.%; Ni = 7,49-11,82 атм.%), для ферритной фазы (Cr =

22,02 атм.%; Ni = 7,9 атм.%). При этом в ферритной фазе содержание хрома имеет наименьшее значение, а никеля наибольшее, чем при наплавке без модуляции тока и с модуляцией при частоте 15 кГц.

Таким образом, применение модуляции тока с частотой 5 кГц позволяет получить синтезируемый металл с наименьшей химической неоднородностью.

### **3.2.5 Результаты рентгенофазового анализа (РФА) наплавленных образцов**

Для определения влияния модуляции тока при плазменной наплавке на фазовый состав металла был проведен рентгенофазовый анализ. Исследования проводились на образцах, вырезанных из поперечного сечения наплавленных стенок. Методика проведения рентгенофазового анализа и выбор эталонных веществ из базы данных «COD» для идентификации аустенита и  $\delta$ -феррита подробно описаны в главе 2, раздел 2.2.6.

Результаты идентификации и количественного анализа образцов представлены на рисунке 3.18 и в таблице 3.11. На исследуемых дифрактограммах анализируемых образцов наблюдается по 6 пиков. в пиках № 1 ( $2\theta$  43,60°) и № 5 ( $2\theta$  96,02°) наблюдается наложение рефлексов аустенита и  $\delta$ -феррита.

Проведенный количественный анализ показал, что при плазменной наплавке без модуляции тока в металле образуется примерно 8%  $\delta$ -феррита. Применение при наплавке модуляции тока дуги с частотой 5 кГц приводит к повышению содержания  $\delta$ -феррита до 14%. При повышении частоты модуляции до 15 кГц количество  $\delta$ -феррита в наплавленном металле снова уменьшается до 8-9 %.

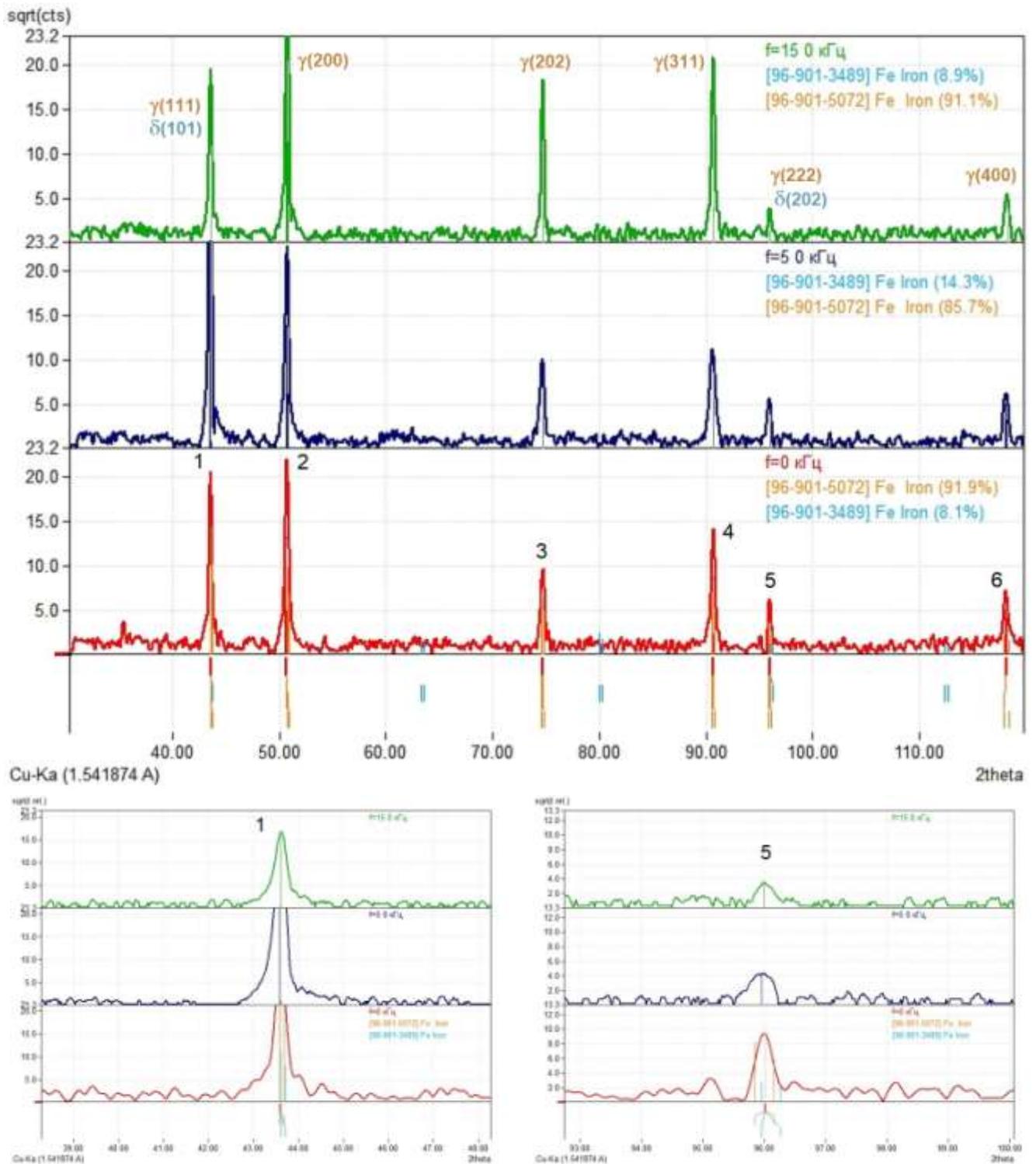


Рисунок 3.18 – Дифрактограммы наплавленных образцов и результаты рентгенофазового анализа

Таблица 3.11 – Результаты рентгенофазового анализа наплавленных образцов

<b>Характеристика дифракционных линий эталонных веществ из базы данных «COD»</b>												
	<i>Аустенит (№ 96-901-5072)</i> <i>Fm-3m (225)</i>				<i>δ-феррит (96-901-3489)</i> <i>Im-3m (229)</i>							
№ пика	d-spacing [Å]	Int. [%]	h k l	d-spacing [Å]	Int. [%]	h k l						
1	2,0756	1000	(111)	2,0739	1000	(101)						
2	1,7975	466	(200)									
3	1,2710	243	(202)									
4	1,0839	234	(311)									
5	1,0378	63,1	(222)	1,0370	63	(202)						
6	0,8988	22,4	(400)									
<b>Характеристика экспериментальных дифрактограмм</b>												
№	<i>Без модуляции (F = 0 кГц)</i>				<i>С модуляцией (F = 5 кГц)</i>				<i>С модуляцией (F = 15 кГц)</i>			
	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	Height [cts]	FWHM [°2Th.]	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	Height [cts]	FWHM [°2Th.]	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	Height [cts]	FWHM [°2Th.]
1	43,60	2,0759	1000	0,1606	43,60	2,0759	1000	0,2365	43,60	2,0750	279,6	0,2088
2	50,74	1,7993	900	0,2935	50,82	1,7967	312	0,2543	50,80	1,7973	1000	0,2099
3	74,74	1,2702	196,3	0,2875	74,72	1,2705	59,7	0,3132	74,76	1,2699	255	0,1882
4	90,74	1,0833	419,0	0,2716	90,62	1,0844	90,7	0,4288	90,72	1,0835	310,3	0,2349
5	96,02	1,0372	98,7	0,1843	95,96	1,0377	18,4	0,3175	96,00	1,0374	11,4	0,2290
6	118,12	0,8988	106,2	0,3395	118,16	0,8986	22,4	0,4386	118,26	0,8982	20	0,3482
<b>Количественная оценка образовавшихся фаз</b>												
Аустенит – 91,9 %				Аустенит – 85,7 %				Аустенит – 91,1 %				
δ-феррит – 8,1 %				δ-феррит – 14,3 %				δ-феррит – 8,9 %				

### 3.2.6 Результаты измерения твердости наплавленных образцов

Определение микротвердости и получение карт распределения позволяют косвенно определить не только уровень механических свойств наплавленного металла, но и их однородность.

Измерения твердости наплавленных образцов проводились в виде трех дорожек, расположенных параллельно на расстоянии 0,2 мм с шагом 0,15 мм. Примеры измерения твердости представлены на рисунке 3.19.

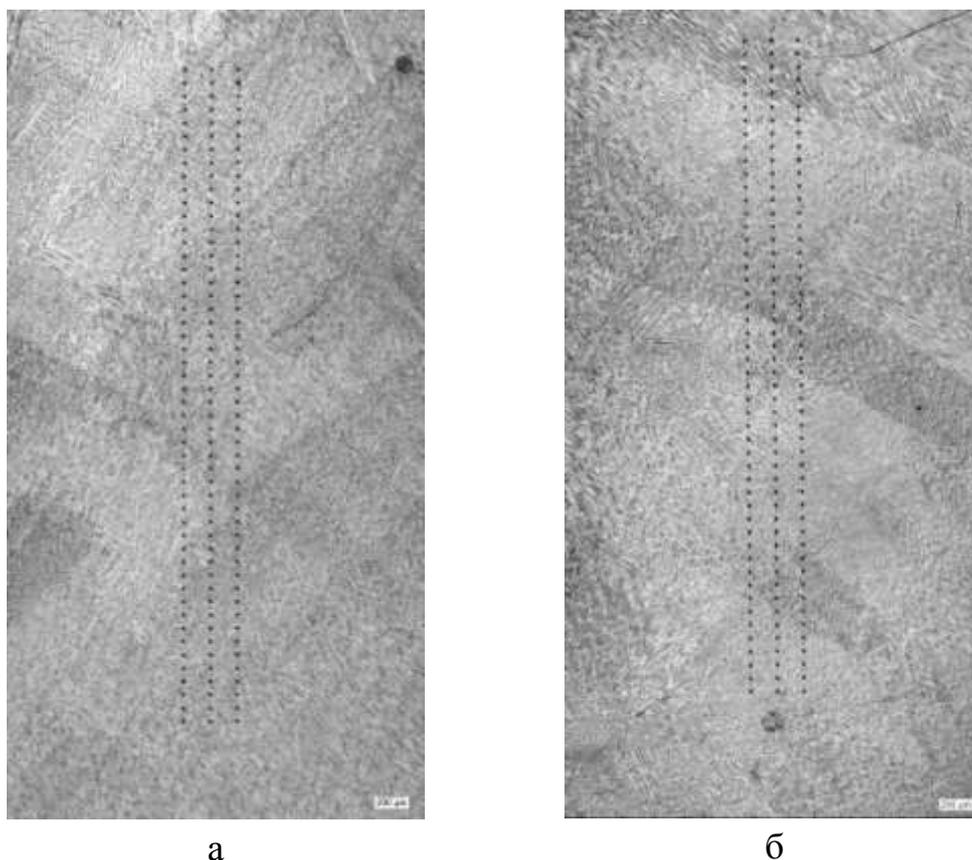


Рисунок 3.19 – Пример измерения микротвердости на образцах:

а – частота тока 5 кГц, б – частота тока 15 кГц

На рисунке 3.20 представлены карты распределения значений твердости для каждого образца. По полученным значениям проведен статистический анализ, результаты которого представлены в таблице 3.12 и на рисунке 3.21. Из полученных данных видно, что применение модуляции тока приводит к увеличению твердости наплавленного металла. Наибольшее среднее значение твердости наблюдается при наплавке с частотой модуляции тока 15 кГц (выше  $200 \text{ кг/мм}^2$ ), однако, при этом разброс по значениям наибольший. Наименьший разброс значений твердости наблюдается у наплавленного металла с частотой импульса тока 5 кГц. Таким образом, можно предположить, что данный металл будет иметь более однородные механические свойства.

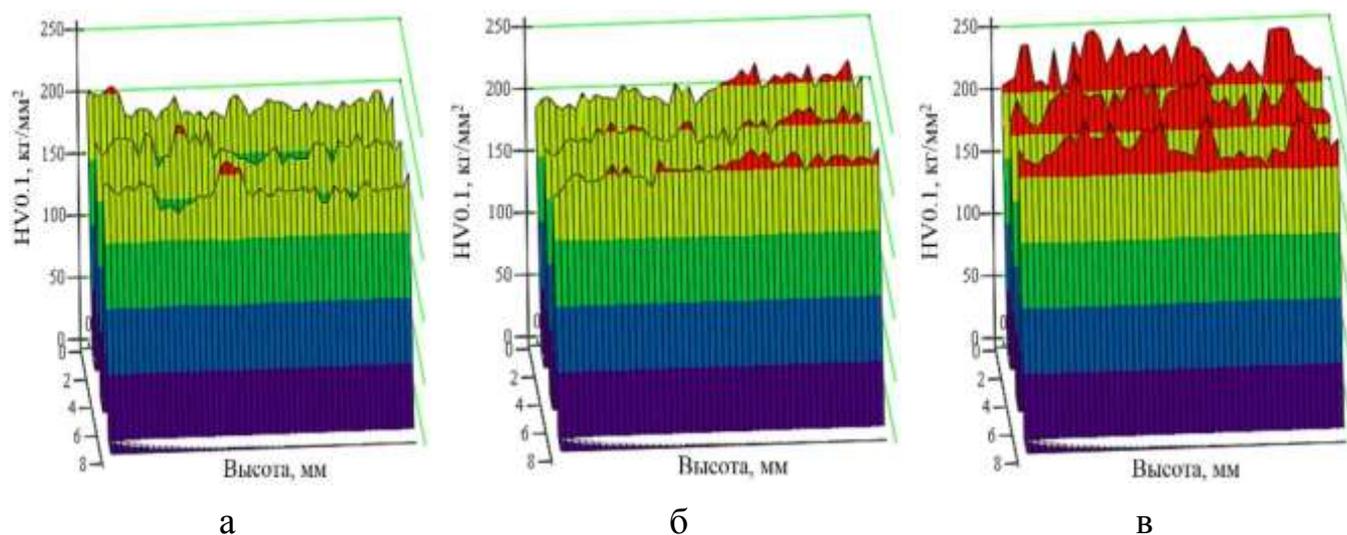


Рисунок 3.20 – Карты микротвердости наплавленных образцов:

а – без модуляции тока, б – частота 5 кГц, в – частота 15 кГц

Таблица 3.12 – Микротвердость наплавленных образцов, полученных с использованием различных вариантов

	Наплавка без модуляции тока	Наплавка с модуляцией тока, частота 5 кГц	Наплавка с модуляцией тока, частота 15 кГц
	HV 0,1 кг/мм <sup>2</sup>	HV 0,1 кг/мм <sup>2</sup>	HV 0,1 кг/мм <sup>2</sup>
Среднее значение	186	200	223
Минимальное значение	169	182	201
Максимальное значение	210	217	250
Среднеквадратичное отклонение ( $\sigma$ )	8,5	7	12
Коэффициент вариации ( $\nu$ , %)	4,56	3,5	5,38

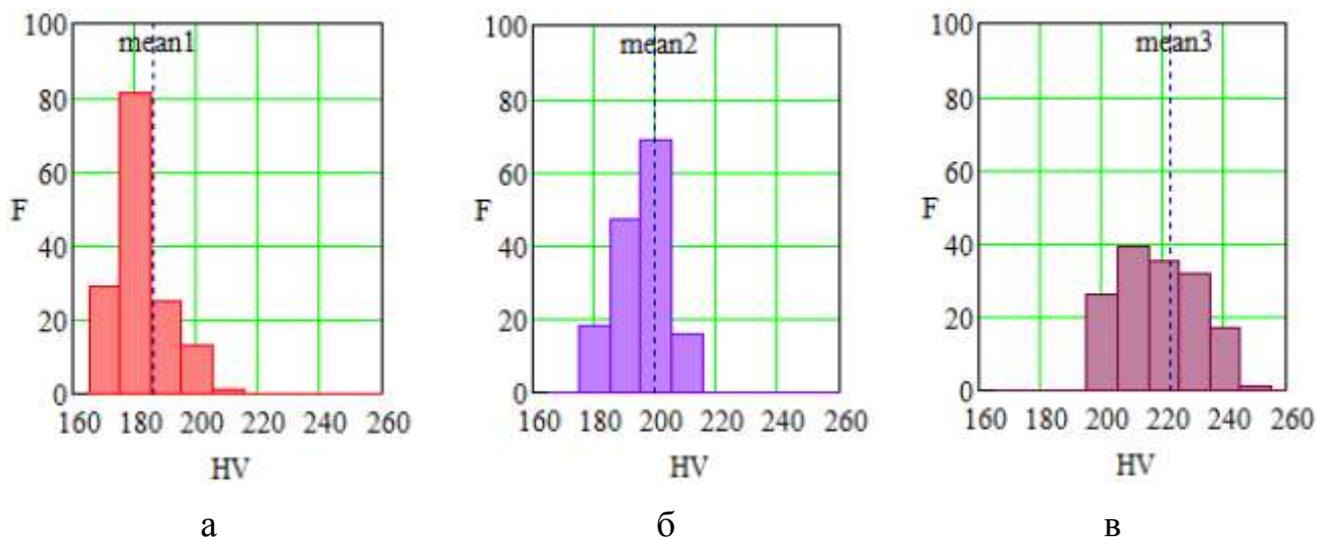


Рисунок 3.21 – Гистограммы частотных распределений значений микротвердости HV 0,1, кг/мм<sup>2</sup>: а – без модуляции тока, б – частота 5 кГц, в – частота 15 кГц

### 3.3 Выводы по главе 3

1. Установлено, что для стабильного формирования геометрии наплаваемых слоев при послойной плазменной наплавке с модуляцией тока частота должна быть более 5 кГц.

2. Установлено, что применение модуляции тока при послойной плазменной наплавке сталей аустенитного класса приводит к частичному подавлению транскристаллизации наплавленного металла: формируются зерна столбчатой формы длиной в пределах 2-3-х слоев, т.е. меньше, чем при наплавке без модуляции; изменяется направление роста столбчатых кристаллитов относительно предыдущего слоя; наибольший эффект проявляется при частоте модуляции 5 кГц.

3. Установлено, что плазменная наплавка с частотой модуляции тока 15 кГц обеспечивает получение более однородной по размерности структуры, что способствует наибольшему повышению среднего значения твердости.

4. Установлено, что более однородная по химическому составу структура образуется при послойной плазменной наплавке с модуляцией тока частотой 5 кГц, когда практически весь металл кристаллизуется по FA механизму (доля по AF механизму до 5 %) и в структуре образуется около 14% δ-феррита. Получение более однородной структуры по химическому составу приводит к понижению разброса значений микротвердости в наплавленных слоях.

## **Глава 4. Влияние послойной холодной проковки на формирование структуры при плазменной наплавке плавящимся электродом**

Воздействие на материал подложки методом холодного деформирования является технологическим приемом влияния на процессы кристаллизации при сварке и наплавке. Подобная обработка пластическими деформациями известна и применяется для сварных изделий с целью увеличения ресурса эксплуатации [72-76]. Применение послойной проковки при аддитивном выращивании заготовки приводит к снижению технологических напряжений, уменьшению размеров зерна и, как следствие, повышению механических характеристик до уровня основного металла, снижению пористости и анизотропии металла [77-81]. Данная глава посвящена исследованию влияния послойной проковки на микроструктуру, фазовый состав и свойства заготовок при плазменной наплавке плавящимся электродом.

### **4.1 Исследование макроструктуры образцов**

Макроструктура образцов в продольном и поперечном сечениях представлена на рисунке 4.1. При многослойной наплавке без послойной проковки образуется макроструктура характерная для направленной транскристаллизации металла, когда зерна столбчатой формы прорастают через несколько наплавленных слоев, в направлении противоположном максимальному теплоотводу. При данной кристаллизации в процессе охлаждения жидкого металла наплавленного слоя центрами кристаллизации становятся оплавленные зерна предыдущего слоя, и дальнейший рост зерен происходит с сохранением кристаллографической ориентации. В результате образуются длинные столбчатые зерна, прорастающие через наплавленные слои. Кроме этого, в макроструктуре металла, наплавленного без послойной проковки, четко видны границы между слоями с тонкой переходной зоной (рисунок 4.1 а, б).

В макроструктуре образцов, наплавленных с послойной проковкой, отсутствуют характерные признаки транскристаллизации металла. В макроструктуре поперечного сечения не везде наблюдаются мелкие столбчатые зерна, растущие в пределах одного слоя, большей частью структура равноосная

(рисунок 4.1 в). В продольном сечении внутри слоев структура равноосная (рисунок 4.1 г). Граница между наплавленными слоями наиболее хорошо видна в продольном сечении.

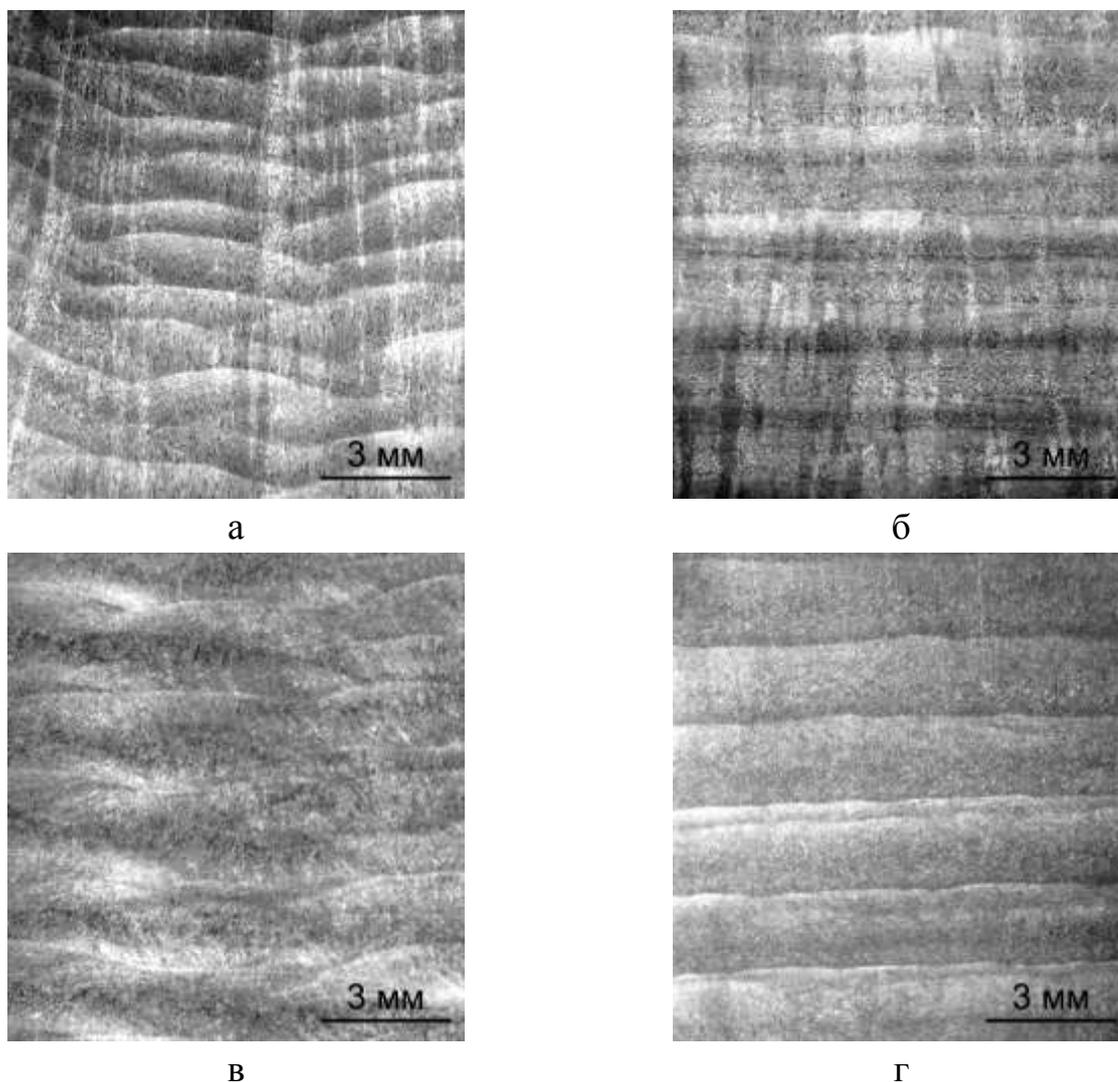


Рисунок 4.1 – Макроструктура наплавленного металла: а, б – при наплавке без послойной проковки, в, г – при наплавке с послойной проковкой; а, в – поперечное сечение, б, г – продольное сечение

#### 4.2 Исследование микроструктуры наплавленных образцов

На рисунке 4.2 представлена микроструктура наплавленного металла без послойной проковки, поперечное сечение. Микроструктура имеет дендритное строение, характерное для наплавленного металла стали аустенитного класса. На панорамном снимке (рисунок 4.2 а), видна столбчатая форма дендритов, зоны сплавления между слоями и прорастание дендритов сквозь зоны сплавления.

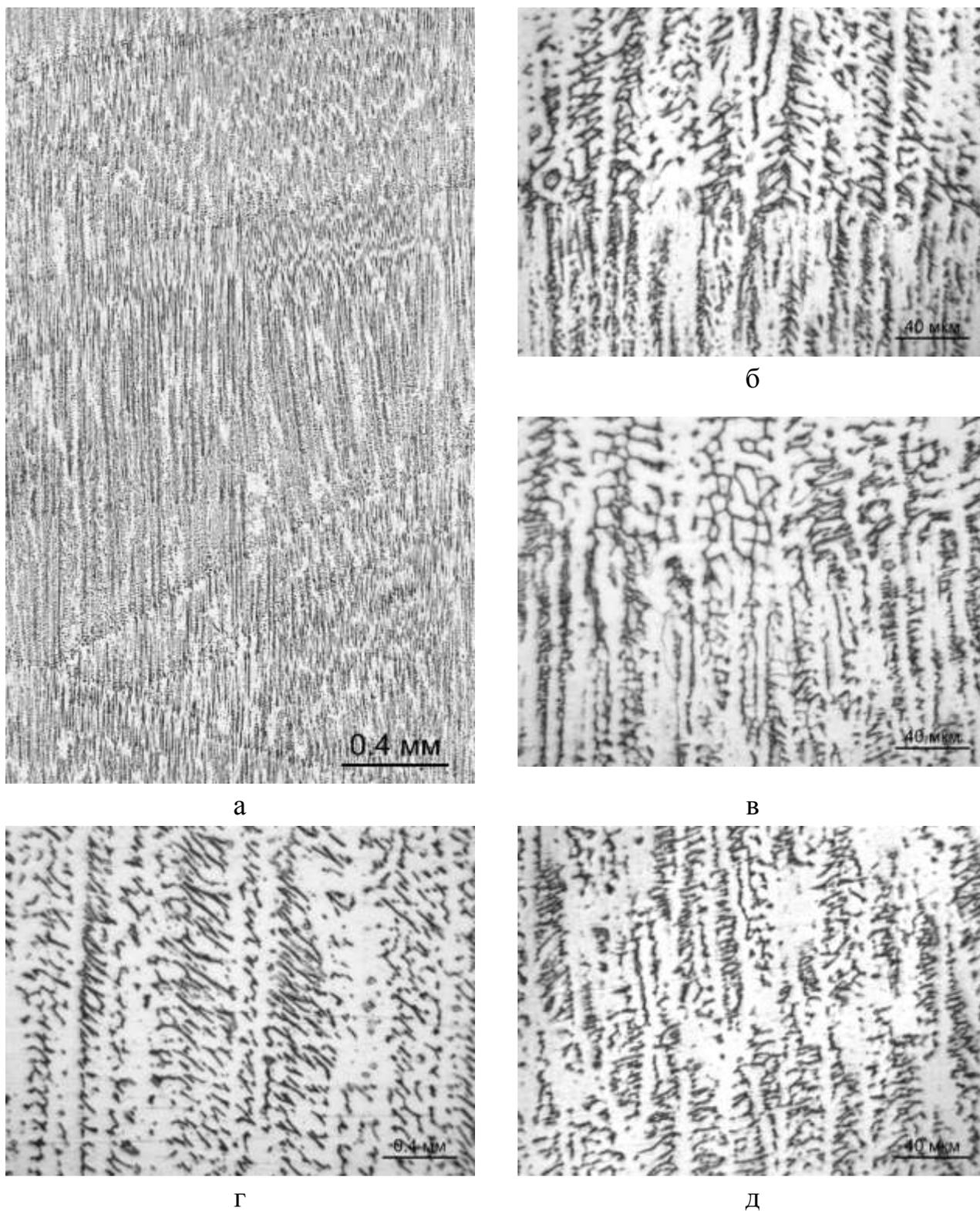


Рисунок 4.2 – Микроструктуры наплавленного металл без послойной проковки:

а – панорамный снимок,  $\times 50$ ; б, в – зона сплавления,  $\times 500$ ;

г, д – структура внутри слоя  $\times 500$

По глубине слоев наблюдается незначительное изменение дисперсности микроструктуры. В зонах сплавления между слоями (рисунок 4.2 б, в) видно

совпадение направления роста столбчатых дендритов нижнего слоя с верхним. Типичная дендритная структура внутри слоя представлена на рисунке 4.2 г, д. Данная микроструктура характерна и для продольного сечения.

Микроструктура наплавленного металла с послойной проковкой представлена на рисунке 4.3. Данный металл имеет так же дендритное строение. На панорамном снимке (рисунок 4.3 а) видно, что в основном образуются дендриты равноосной формы с небольшой долей столбчатых дендритов в отдельных слоях. По глубине слоев наблюдается значительное увеличение дисперсности микроструктуры. На границе сплавления между слоями (рисунок 4.3 б, в) видно изменение направления роста дендритов относительно предыдущего слоя. Сравнивая микроструктуру внутри слоя (рисунок 4.3 г, д) со структурой наплавленного металла без проковки можно отметить существенное ее измельчение. Применение послойной холоднойковки приводит к измельчению структуры в поверхностных слоях, следовательно, при кристаллизации нового наплавленного слоя центрами кристаллизации становятся измельченные зерна. В результате формируется микроструктура меньшего размера, чем при наплавке без проковки. Так же при холодной проковке в поверхностном слое повышается плотность дислокаций и напряжений. Это способствует смене направления роста кристаллитов в следующем слое.

Таким образом, применение послойной холоднойковки при наплавке позволяет устранить транскристаллизацию наплавленного металла и повысить дисперсность микроструктуры.

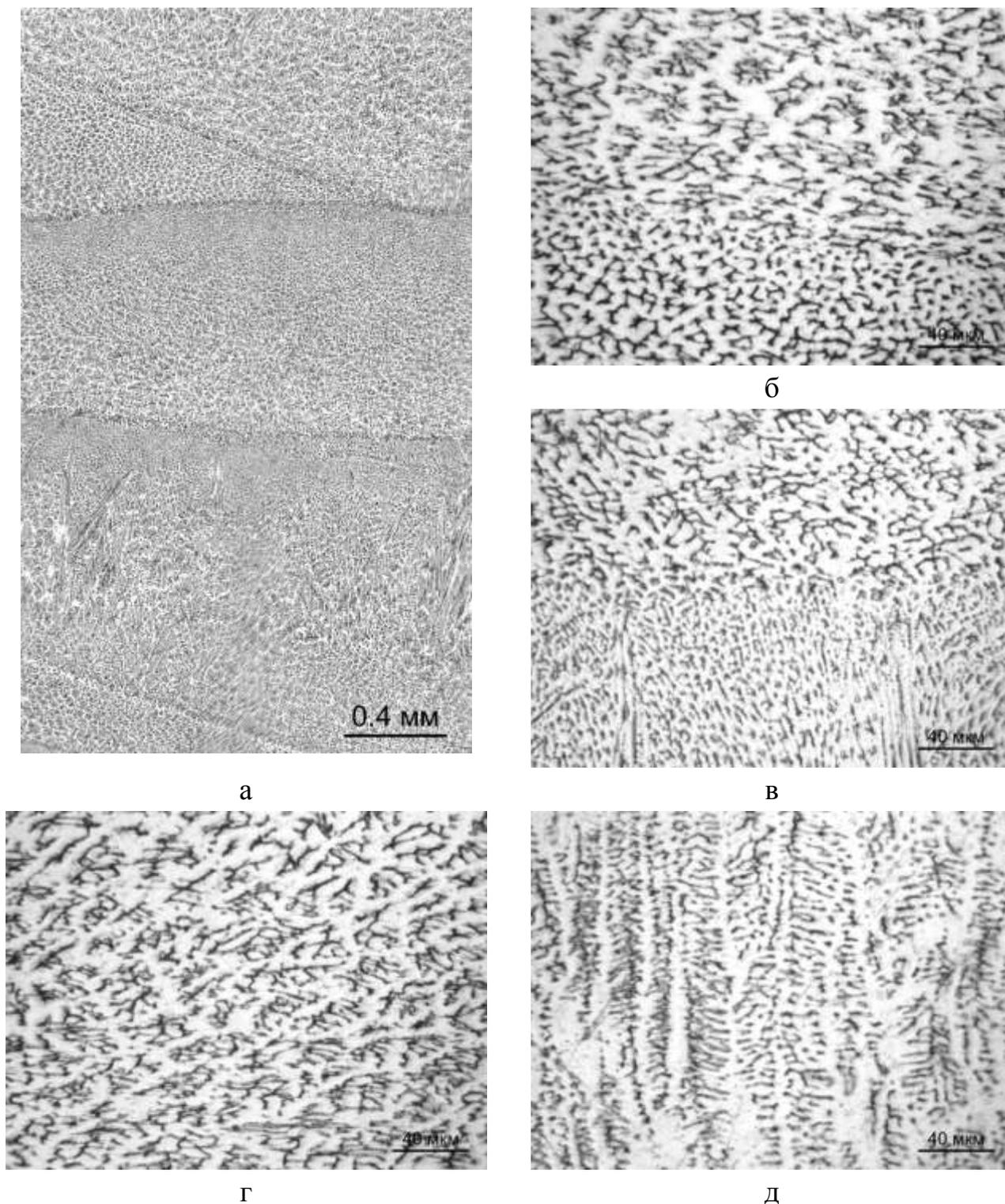


Рисунок 4.3 – Микроструктуры наплавленного металл с послойной проковкой:  
 а – панорамный снимок,  $\times 50$ ; б, в – зона сплавления,  $\times 500$ ; г, д – структура  
 внутри слоя  $\times 500$

Для выявления природы тонкой структуры междендритного пространства были проведены исследования на оптическом микроскопе при увеличении  $\times 1000$  с применением поляризованного света и темнопольного освещения.

Проведенные исследования показали, что при кристаллизации металла в междендритном пространстве наблюдается образование не только дельта феррита ( $\delta$ ), но и небольшое количество мелкодисперсных карбидов (рисунки 4.4, 4.5). Это наблюдается как при наплавке без послойной проковки, так и с проковкой. Однако, можно отметить, что при наплавке с послойной проковкой количество карбидных частиц в междендритных границах несколько больше, чем при наплавке без деформации, и карбиды имеют несколько другую окраску.

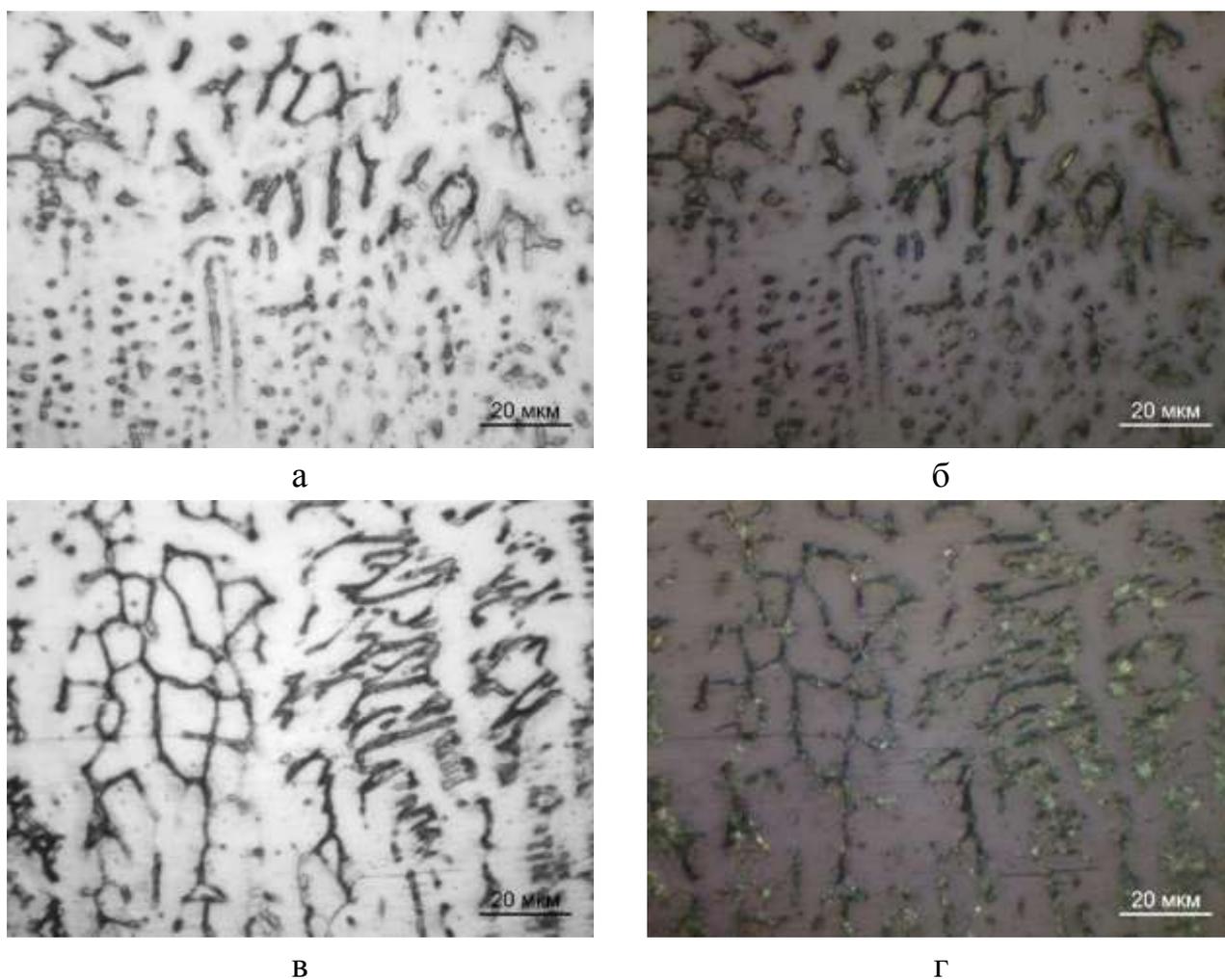
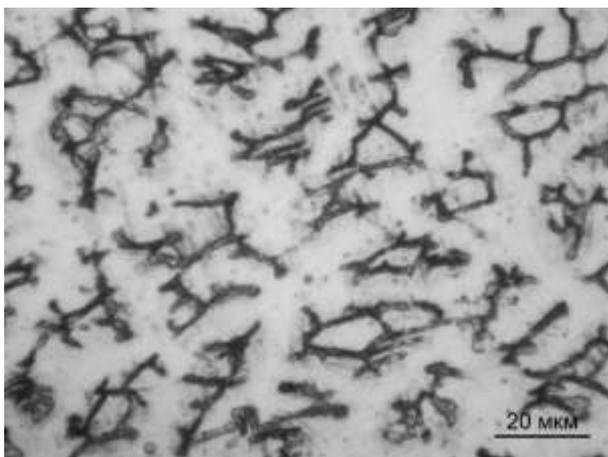
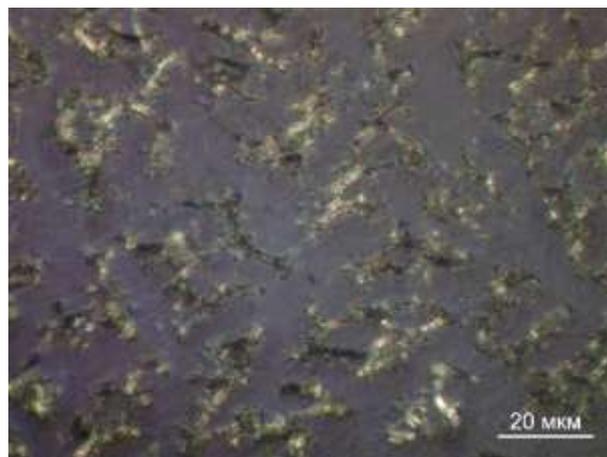


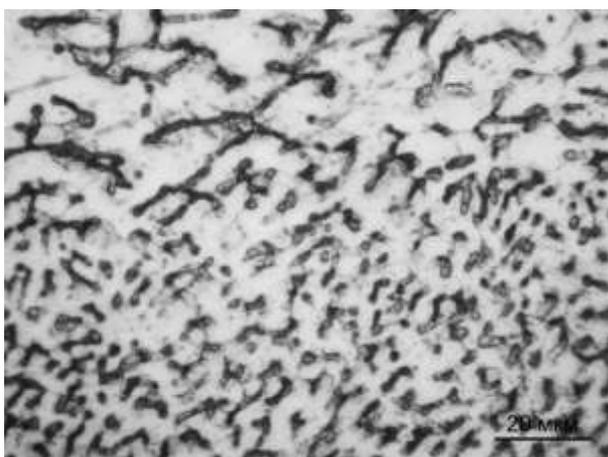
Рисунок 4.4 – Микроструктуры наплавленного металла без послойной проковки,  $\times 1000$ : а, б – зона сплавления; в, г – структура внутри слоя; а, в – съёмка в светлом поле; б, г – съёмка в поляризованном свете



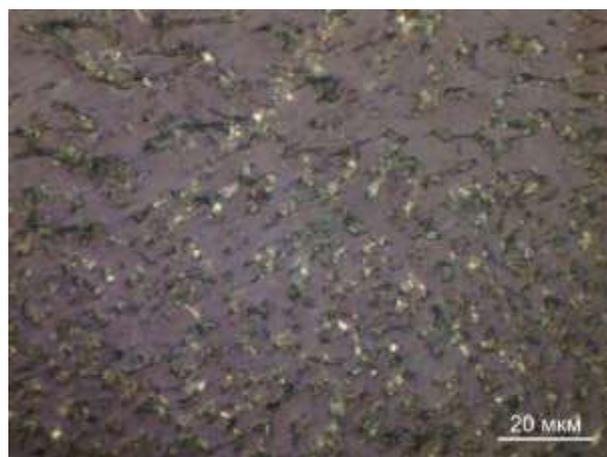
а



б



в



г

Рисунок 4.5 – Микроструктуры наплавленного металл с послойной проковкой  $\times 1000$ : а, б – зона сплавления; в, г – структура внутри слоя; а, в – съёмка в светлом поле; б, г – съёмка в поляризованном свете

На механизм кристаллизации послойная холодная проковка влияния не оказала: до 20% объемной доли металла кристаллизуется по аустенито-ферритному механизму, при феррито-аустенитном механизме морфология феррита скелетная и пластинчатая.

### 4.3 Количественный анализ размерности микроструктуры наплавленных образцов

Анализ изменения размеров микроструктуры проводился по измерению междендритного расстояния. На рисунке 4.6 видно, что наибольшее междендритное расстояние, как в основании слоев, так и в верхней части, получено при плазма-МИГ наплавке без послойной проковки. Проковка приводит к уменьшению междендритного расстояния, особенно в верхней части слоя. Меняется форма дендритов, становится более равносая, что положительно будет сказываться на характеристиках образца, полученного при наплавке с холодной послойной проковкой.

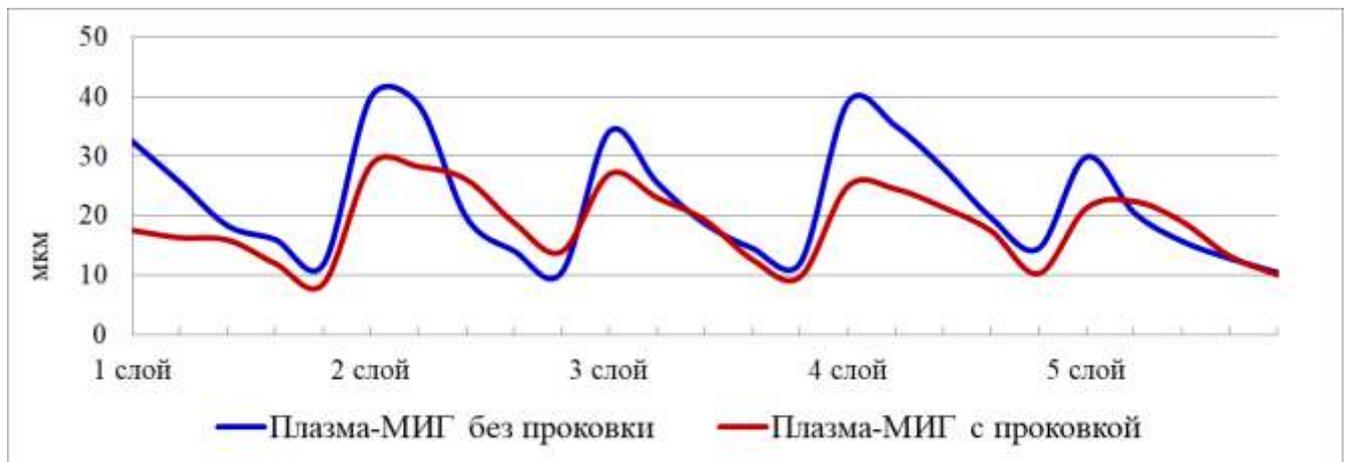


Рисунок 4.6 – Динамика изменения междендритного расстояния наплавленных образцов от основания до верхней части

### 4.4. Исследования на сканирующем электронном микроскопе

Исследование тонкой структуры междендритного пространства проводились на сканирующем электронном микроскопе (РЭМ), снимки микроструктуры представлены на рисунке 4.7. В силу определенных особенностей, связанных с процессом подготовки шлифов, их травления и со структурой материала, избежать выкрашивания твердых мелкодисперсных частиц и фаз из мягкой матрицы не удалось, что видно на снимках. Однако при больших увеличениях видны отдельные сохранившиеся частицы и следы от выкрашенных частиц. В металле, полученном наплавкой без проковки, частицы имеют больший размер, чем в металле, полученном с послойной проковкой при наплавке. Кроме

этого, в металле, полученном с послойной проковкой при наплавке количество следов от выкрашенных частиц значительно больше, и такие следы видны также в теле дендритов.

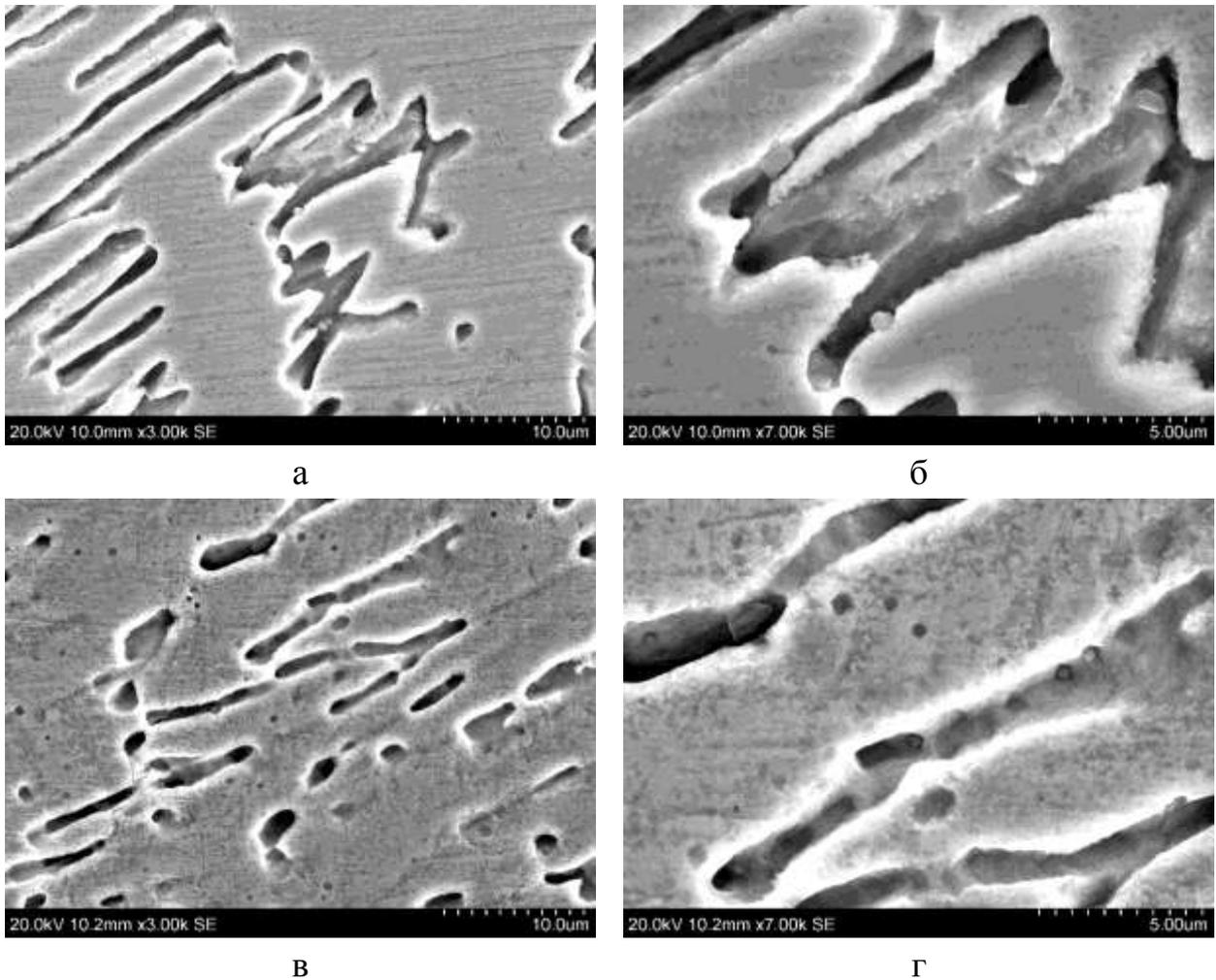


Рисунок 4.7 – Снимки микроструктуры РЭМ: а, б – наплавленный металл без послойной проковки; в, г – наплавленный металл с послойной проковкой; а, в –  $\times 3000$ ; б, г –  $\times 7000$

С помощью энергодисперсионного спектрометра, установленного на РЭМ, было произведено определение химического состава мелкодисперсионных частиц, результаты исследования представлены на рисунках 4.8, 4.9 и в таблицах 4.1, 4.2.

Из представленных результатов видно, анализируемые мелкодисперсионные фазы представляют собой карбидные соединения сложного состава.

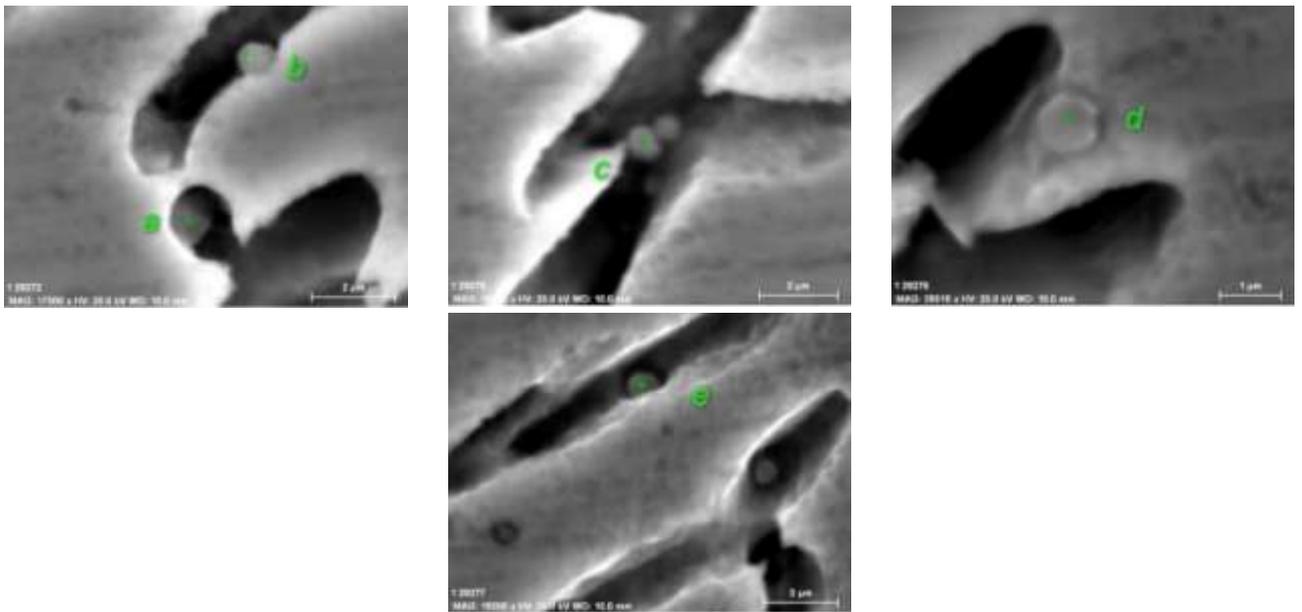


Рисунок 4.8 – Микроструктура и анализируемые фазы в металле, наплавленном без проковки

Таблица 4.1 – Содержание химических элементов в фазах наплавленного металла без проковки, атом. %

Химический элемент	Место определения (рисунок 4.8)				
	Точка <i>a</i>	Точка <i>b</i>	Точка <i>c</i>	Точка <i>d</i>	Точка <i>e</i>
C	71.22	49.43	46.84	34.91	13.03
Si	0.29	3.23	2.60	6.70	3.85
Cr	6.16	9.62	10.42	11.25	16.35
Mn	0.55	4.41	5.31	7.30	9.03
Fe	19.59	27.87	29.89	34.87	48.24
Ni	2.00	2.83	3.01	3.82	4.47
Cu	0.14	1.01	0.57	0.26	0.83
Mo	0.05	1.59	1.35	0.90	4.19

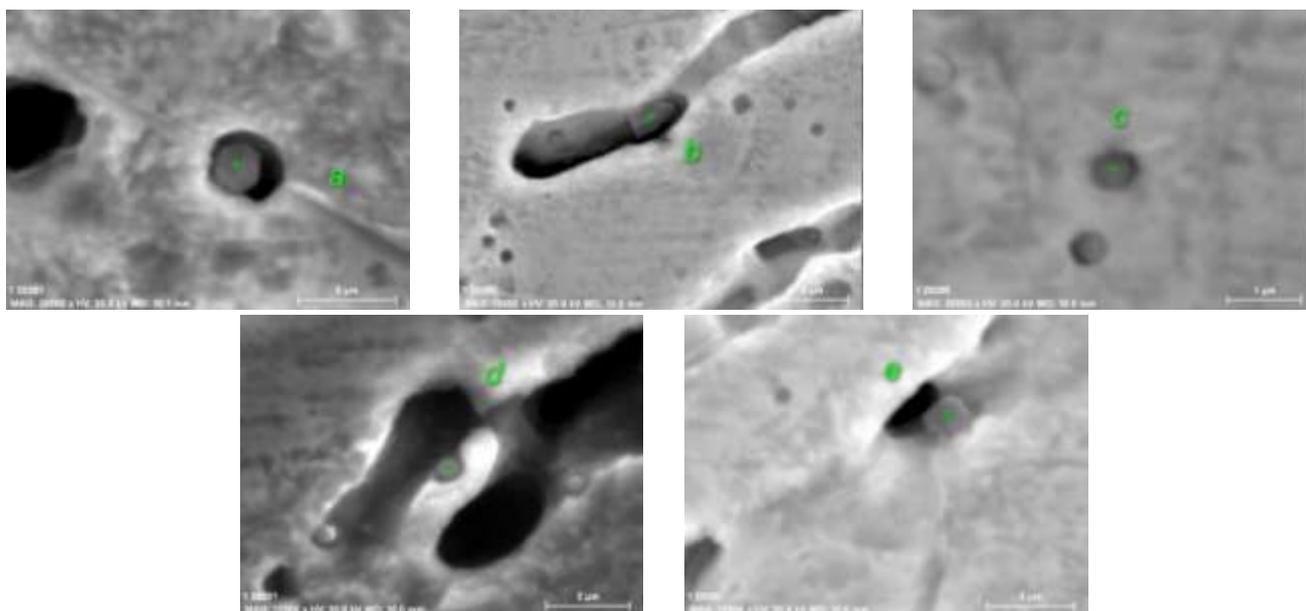


Рисунок 4.9 – Микроструктура и анализируемые фазы в металле, наплавленном с проковкой

Таблица 4.2 – Содержание химических элементов в фазах наплавленного металла с проковкой, атом. %

Химический элемент	Место определения (рисунок 4.9)				
	Точка <i>a</i>	Точка <i>b</i>	Точка <i>c</i>	Точка <i>d</i>	Точка <i>e</i>
C	21.54	83.62	43.62	41.85	73.56
Al	0.36	-	-	0.26	-
Si	5.73	0.24	0.30	1.22	0.23
S	1.12	-	4.93	2.34	-
Cr	14.48	3.67	10.04	10.60	5.35
Mn	7.84	0.52	6.76	3.69	0.62
Fe	43.50	11.03	29.74	34.40	18.15
Ni	4.70	0.92	4.00	4.31	2.09
Cu	4.70	-	0.62	1.32	-

Полученные результаты подтверждают результаты исследования тонкой микроструктуры на оптическом микроскопе.

Для выявления  $\delta$ -феррита применялся реактив Verahas. Результаты химического анализа представлены на рисунках 4.10, 4.11 и в таблицах 4.3, 4.4.

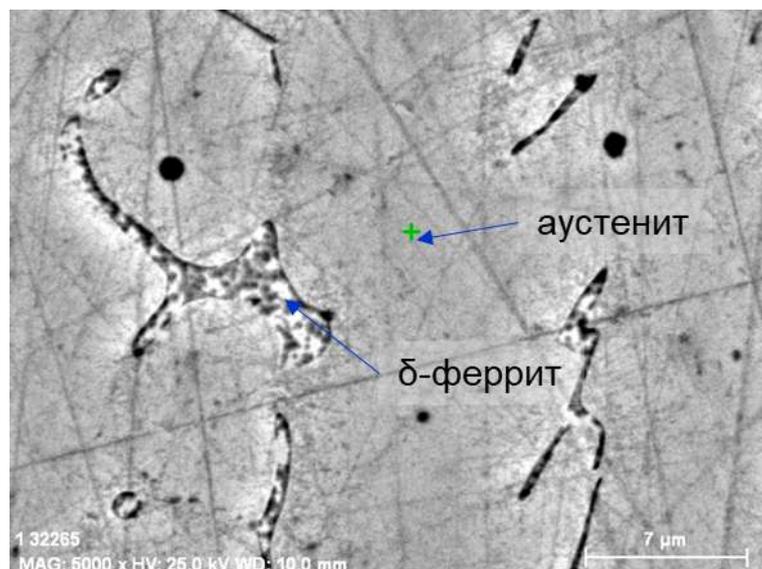


Рисунок 4.10 – Микроструктура и анализируемые фазы при плазма-МИГ наплавке без послыонной проковки

Таблица 4.3 – Химический состав аустенитной и ферритной фазы при плазма-МИГ наплавке без послыонной проковки

Химический элемент	Аустенит ( $\gamma$ ), атм	Феррит ( $\delta$ ), атм
Cr, %	18,89-19,60	23,78-25,50
Ni, %	9,51-10,61	5,07-6,14
Fe, %	67,20-68,14	66,73-67,80
Mn, %	1,84-2,04	1,60-1,76
Si, %	0,83-0,91	0,90-0,99

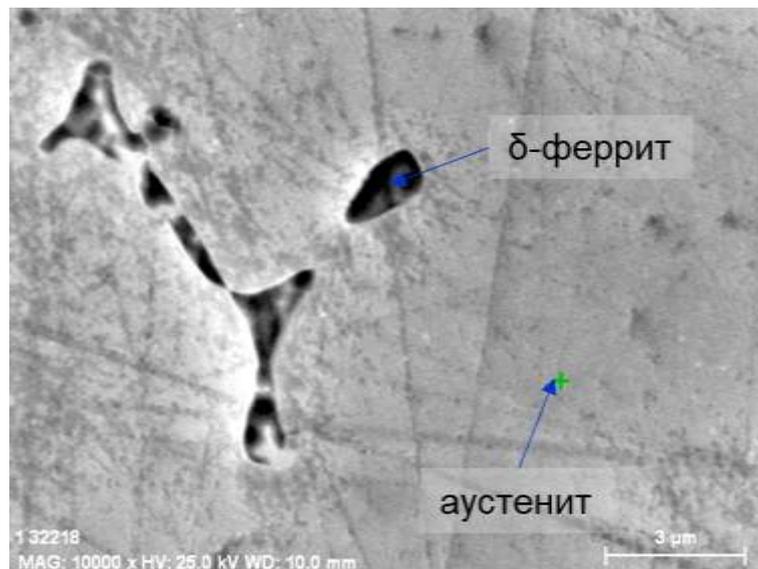


Рисунок 4.11 – Микроструктура и анализируемые фазы при плазма-МИГ наплавке с послойной проковкой

Таблица 4.4 – Химический состав аустенитной и ферритной фазы при плазма-МИГ наплавке с послойной проковкой

Химический элемент	Аустенит ( $\gamma$ ), атм	Феррит ( $\delta$ ), атм
Cr, %	18,41-19,52	21,94-23,19
Ni, %	10,49-11,17	6,77-7,38
Fe, %	67,66-68,53	67,86-68,96
Mn, %	1,43-1,44	1,26-1,38
Si, %	0,45-0,89	0,34-0,67

Проведенный РЭМ анализ показал, что содержание хрома (Cr) и никеля (Ni) в аустените и  $\delta$ -феррите при плазма-МИГ наплавке без проковки и с послойной проковкой имеют примерно одинаковый химический состав (таблица 4.3 и 4.4).

#### 4.5. Результаты рентгенофазового анализа наплавленных образцов

С целью определения влияния холодной послойной проковки на структурный состав при наплавке плазма-МИГ был проведен рентгенофазовый анализ. Для исследования использовались образцы, вырезанные из поперечного сечения наплавленных стенок. Методика проведения рентгенофазового анализа и выбор эталонных веществ из базы данных «COD» для идентификации аустенита,  $\delta$ -феррита и карбидной фазы подробно описаны в главе 2, раздел 2.2.6.

На рисунке 4.12 и в таблице 4.5 представлены результаты анализа экспериментальных образцов. На дифрактограмме образца, наплавленного без деформации видны 4 пика, на дифрактограмме образца, наплавленного с послойной холодной деформацией – 6 пиков, имеющих различную интенсивность. На исследуемых дифрактограммах наблюдается следующее наложение рефлексов фаз: - пики № 1 ( $2\theta$  43,56°) и № 5 ( $2\theta$  96,02°) – наложение рефлексов аустенита и  $\delta$ -феррита;

- пик № 2 ( $2\theta$  50,78°) и пик № 4 ( $2\theta$  90,58°) – наложение рефлексов аустенита и карбидов  $C_6Cr_{23}$ .

При количественной оценке фазового состава наплавленного металла учитывался суммарный процент карбидов и  $\delta$ -феррит. Как показал анализ, при наплавке без послойного деформирования в структуре может образовываться более 10% карбидов и  $\delta$ -феррит. Применение послойной холодной проковки способствует небольшому повышению содержания вторых фаз более 13%.

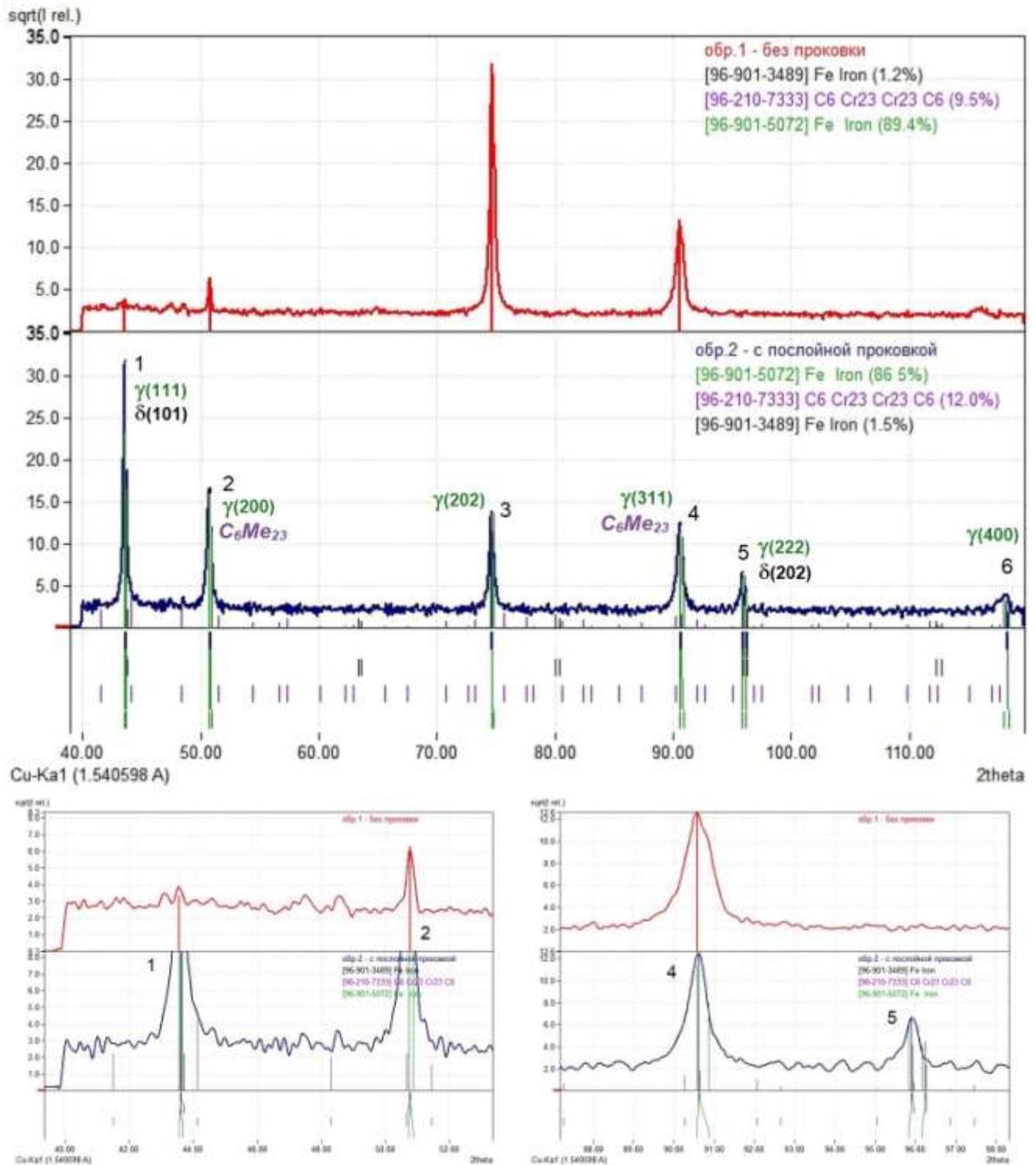


Рисунок 4.12 – Дифрактограммы наплавленных образцов и результаты рентгенофазового анализа

Таблица 4.5 – Результаты рентгенофазового анализа наплавленных образцов

<b>Характеристика дифракционных линий эталонных веществ из базы данных «COD»</b>									
№	<i>Аустенит</i> (№ 96-901-5072) <i>Fm-3m (225)</i>			<i>δ-феррит</i> (96-901-3489) <i>Im-3m (229)</i>			<i>C<sub>6</sub>Cr<sub>23</sub></i> (№ 96-210-7333) <i>Fm-3m (225)</i>		
	d-spacing [Å]	Int. [%]	h k l	d-spacing [Å]	Int. [%]	h k l	d-spacing [Å]	Int. [%]	h k l
1	2,0756	1000	(111)	2,0739	1000	(101)			
2	1,7975	466	(200)				1,775	132,4	(600)
3	1,2710	243	(202)						
4	1,0839	234	(311)				1,2551	159,2	(822)
5	1,0378	63,1	(222)	1,0370	63	(202)			
6	0,8988	22,4	(400)						
<b>Характеристика экспериментальных дифрактограмм</b>									
№	<i>Без проковки</i>				<i>С послойной проковкой</i>				
	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	Height [cts]	FWHM [°2Th.]	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	Height [cts]	FWHM [°2Th.]	
1	43,56	2,0760	10,8	0,2470	43,62	2,0733	1000	0,1628	
2	50,78	1,7965	39,1	0,2014	50,78	1,7965	256,3	0,3059	
3	74,68	1,2700	1000	0,2951	74,70	1,2697	187,8	0,3042	
4	90,58	1,0839	171,3	0,5881	90,64	1,0833	149,8	0,4057	
5					96,02	1,0372	44,7	0,3570	
6					118,32	0,8972	9	0,5657	
<b>Количественная оценка образовавшихся фаз</b>									
Аустенит – 89,3 %					Аустенит – 86,5 %				
Карбиды + δ-феррит – 10,7 %					Карбиды + δ-феррит – 13,5 %				

Как было установлено ранее (глава 2, раздел 2.2.6) при послойной плазменной наплавке плавящимся электродом кристаллизация металла имеет транскристаллитный характер, формируется структура с преимущественной ориентацией зерен, когда рост столбчатых дендритов происходит преимущественно в направлении плоскости (220) и в меньшей степени в направлении плоскости (311).

На дифрактограмме металла, полученного наплавкой с послойной холодной проковкой, рефлексы  $\gamma$ -железа наблюдаются от большего числа кристаллографических плоскостей. Большую интенсивность имеют пики от кристаллографических плоскостей  $\gamma$ -железа (111), (200), (202), (311) и (222), т.е. в данном металле при кристаллизации не наблюдается преимущественного

направления роста зерен, формируется дезориентированная структура. Это подтверждает отсутствие транскристаллитного характера кристаллизации металла при послойной наплавке плазма-МИГ с холодной проковкой.

#### 4.6. Результаты измерения твердости наплавленных образцов

Изменения свойств в переходной зоне между наплавленными слоями производилось посредством измерения твердости по методу Викерса. Измерения производились таким образом, чтобы захватить участки нижнего и верхнего слоев. По результатам измерения были построены карты твердости. На рисунке 4.13 представлен пример измерения микротвердости и полученные карты твердости. На рисунке линией отмечена зона сплавления, значения по глубине ( $h$ ) со знаком «-» соответствуют нижнему слою, со знаком «+» – верхнему слою. Была проведена статистическая обработка полученных измерений, результаты представлены в таблице 4.6 и на рисунке 4.14.

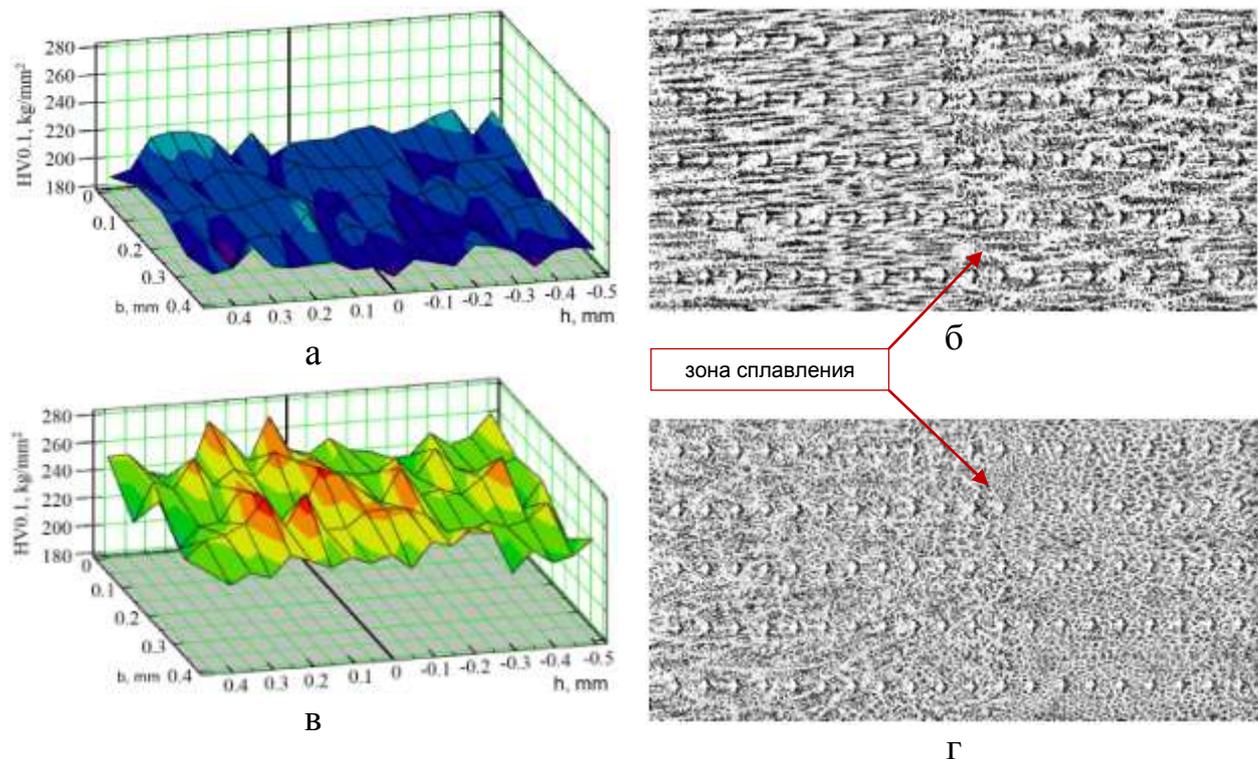
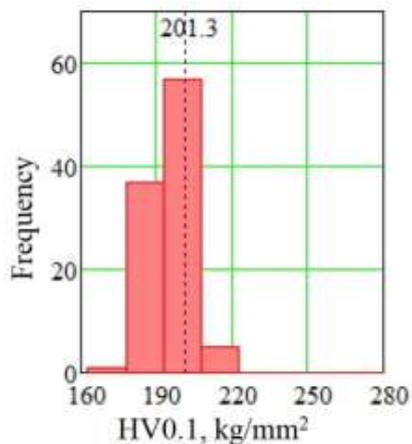


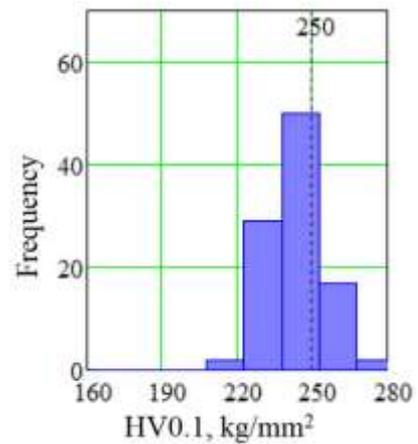
Рисунок 4.13 – Карты микротвердости переходной зоны между слоями (а, в) и примеры измерения (в, г): а, б – наплавка без проковки; в, г – наплавка с послойной проковкой;  $h$  – измерения по глубине слоя,  $b$  – измерения по ширине слоя

Таблица 4.6 – Микротвердость образцов, полученных плазма-МИГ наплавкой с послойной проковкой и без проковки

	Без послойной деформации	С послойной деформацией
	HV 0,1 кг/мм <sup>2</sup>	HV 0,1 кг/мм <sup>2</sup>
Среднее значение	201,36	250
Минимальное значение	180	224
Максимальное значение	217	279
$\sigma$ – Среднеквадратичное отклонение	7,16	11,35
$\nu$ – Коэффициент вариации (%)	3,56	4,54



а



б

Рисунок 4.14 – Блок-схемы частотных распределений значений микротвердости: а – плазма-МИГ наплавка без проковки; б – наплавка с послойной проковкой

Из представленных результатов видно, что при применении послойной холодной проковке общий уровень твердости увеличивается на 50 единиц HV, однако более однородная твердость наблюдается в случае наплавки без проковки.

#### 4.7 Выводы по главе 4

1. Установлено, что применение послойной холодной проковки при плазменной наплавке плавящимся электродом позволяет устранить транскристаллизацию наплавленного металла. В структуре наплавленного металла формируется однородная структура, как в продольном, так и в поперечном сечении с небольшими столбчатыми кристаллитами, прорастающими только в пределах одного слоя.

2. Установлено, что применение послойной холодной проковки приводит к повышению дисперсности микроструктуры, наиболее сильное измельчение наблюдается в верхней части слоев, при этом неоднородность по размерности также снижается. Наблюдается увеличение процентного содержания карбидных частиц, уменьшение их размерности и более однородное распределение в структуре.

3. Установлено, что применение послойной холодной проковки при наплавке плазма-МИГ приводит к повышению микротвердости на 50 единиц HV за счет измельчения микроструктуры и увеличения карбидных частиц.

4. Повышение неоднородности микротвердости при наплавке плазма-МИГ с послойной холодной проковкой связано с неравномерным упрочнением по высоте валика.

## **Глава 5. Исследования эксплуатационных свойств наплавленных образцов при плазменной и плазма-МИГ наплавке**

### **5.1 Исследование механических свойств наплавленного металла**

При аддитивном формировании изделий полученный образец должен соответствовать требуемым прочностным характеристикам. Как правило, они должны быть не ниже свойств материала, полученного традиционными способами (литье,ковка и т.д.).

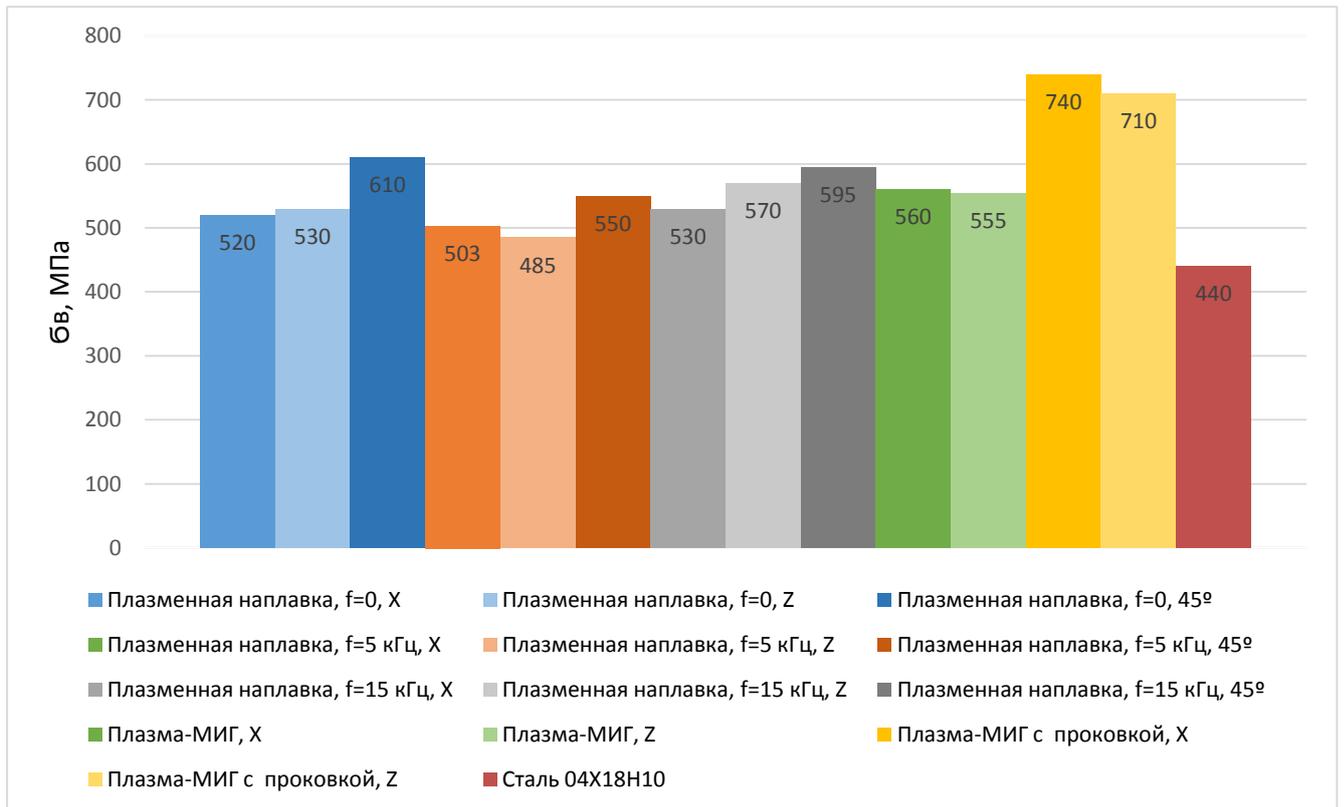
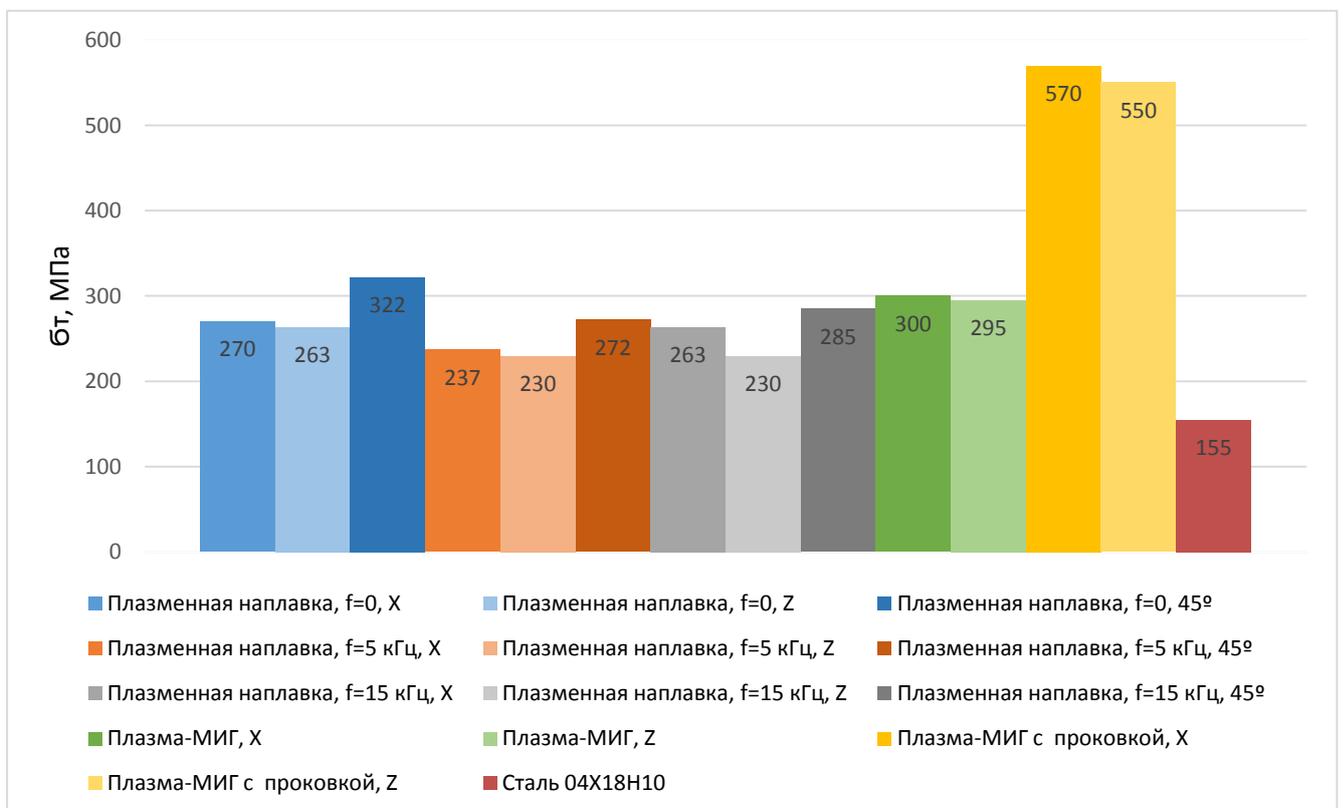
Были проведены исследования механических свойств (предел сопротивления, предел текучести, относительное удлинение относительное сужение) экспериментальных образцов из аустенитной стали, полученных послойной плазменной наплавкой без модуляции тока и с модуляцией, наплавкой плазма-МИГ и плазма-МИГ наплавкой с послойной холодной проковкой.

Из заготовки вдоль направления наплавки (X), поперек направления наплавки в вертикальном направлении (Z), а также под углом 45 градусов относительно вертикали, были вырезаны образцы. Подготовка и испытания образцов на растяжение выполнялась при комнатной температуре. Деформация проводилась со скоростью  $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  с использованием сервогидравлической системы Instron 8801 (США) на стандартных образцах диаметром 5 мм и длиной рабочей части 25 мм в соответствии с ГОСТ 1497-84

Результаты статистической обработки для значений полученных механических характеристик приведены в таблице 5.1 и отображены на рисунках 5.1 – 5.4. Также дополнительно (для сравнения) представлены данные механических свойств для аналогичной аустенитной стали 04X18H10, получаемой традиционными способами.

Таблица 5.1 – Сравнительная таблица механических свойств

№	Способ наплавки, материал	Предел прочности $\sigma_B$ , МПа	Предел текучести $\sigma_T$ , МПа	Относительное удлинение $\delta$ , %	Относительное сужение $\Psi$ , %	Примечание
1	Плазменная наплавка без импульсного воздействия	520±20	270±10	40±5	71±3	X
		530±15	263±8	37±3	68±3	Z
		610±20	322±9	37±5	55±3	45°
2	Плазменная наплавка с импульсным воздействием, частота 5 кГц	503±13	237±7	29±4	75±2	X
		485±20	230±10	38±5	69±5	Z
		550±30	272±7	47±6	57±12	45°
3	Плазменная наплавка с импульсным воздействием, частота 15 кГц	530±30	263±8	39±5	68±3	X
		570±30	230±10	42±2	68±3	Z
		595±3	285±20	49±5	61±2	45°
4	Наплавка Плазма-МИГ	560 ± 10	300 ± 10	50 ± 5	60 ± 5	X
		555 ± 7	295 ± 5	34 ± 3	72 ± 10	Z
5	Наплавка Плазма-МИГ с послойной холодной проковкой	740 ± 20	570 ± 30	36 ± 1	56 ± 6	X
		710 ± 20	550 ± 30	30 ± 6	50 ± 2	Z
6	Сталь 04X18H10 т/о закалка T = 1020-1100 °C	≥440	≥155	≥40	≥45	ГОСТ 5949-75 сортовой прокат
7	Сталь 04X18H10 т/о закалка Закалка 1050—1100 °C	≥ 441	≥ 157	38-40	45-50	ГОСТ 25054-81 поковки

Рисунок 5.1 – Динамика изменения предела прочности  $B_v$ Рисунок 5.2 – Динамика изменения предела текучести  $B_T$

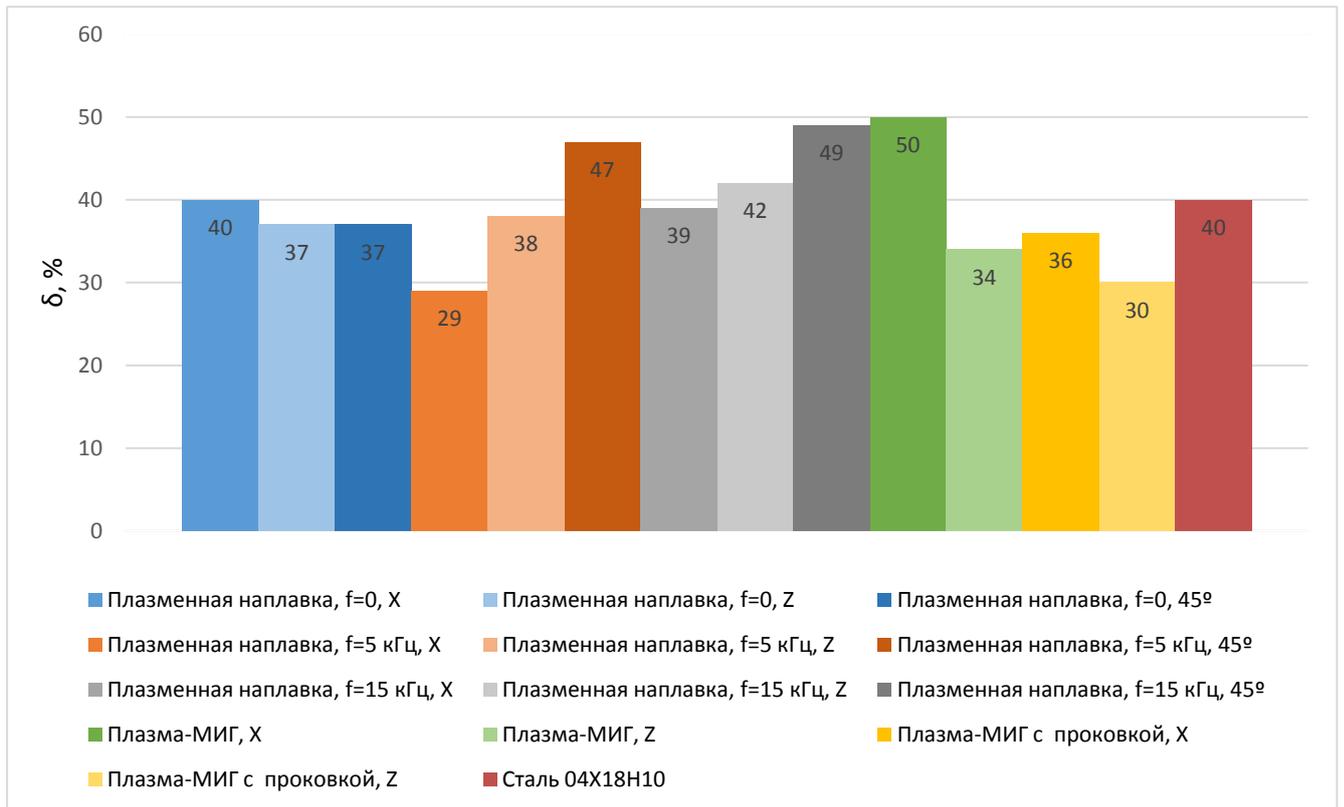


Рисунок 5.3 – Динамика изменения относительного удлинения  $\delta$

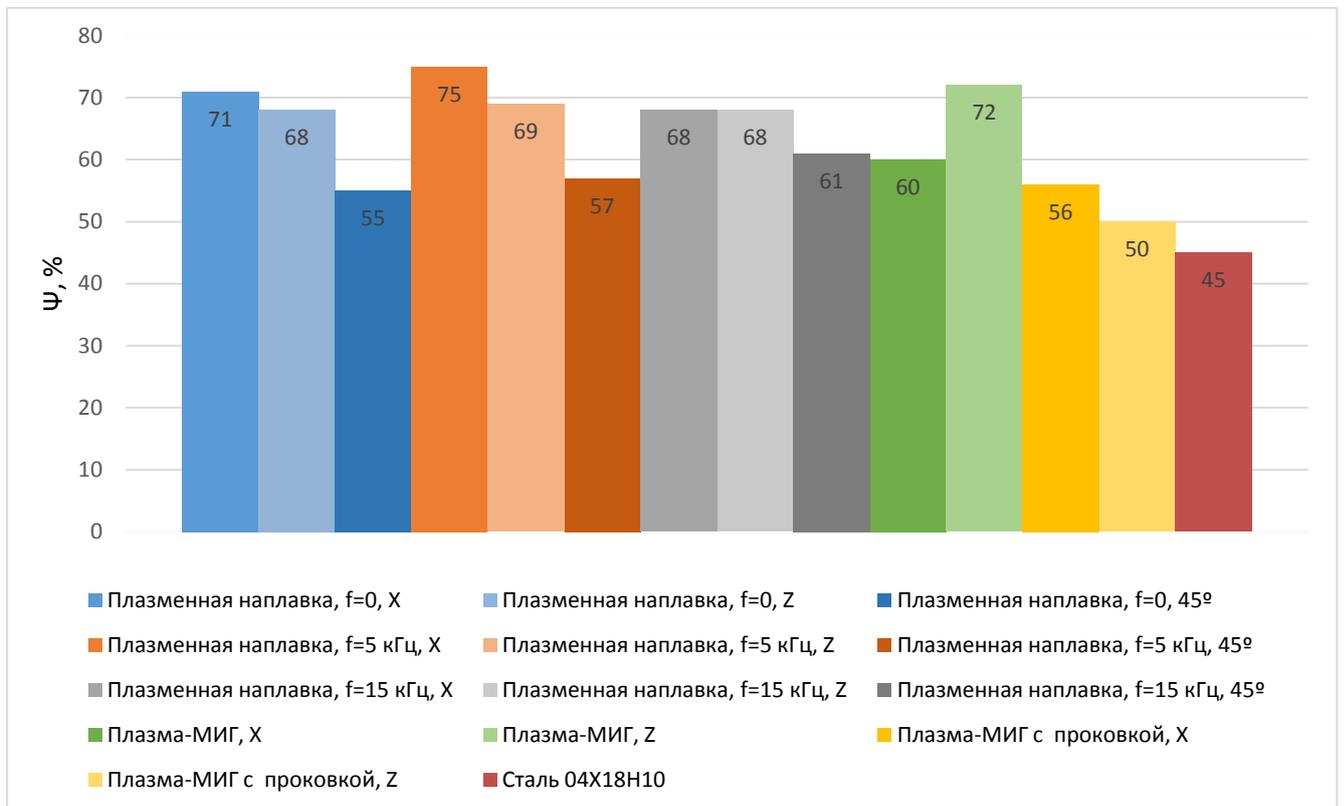


Рисунок 5.4 – Динамика изменения относительного сужения  $\Psi$

Анализ полученных результатов механических испытаний показал, что все исследованные механические свойства аустенитной стали, полученной послойной наплавкой (плазменной, плазма-МИГ, наплавкой с применением технологических приемов), превосходят или находятся на высоком уровне относительно характеристик изделий, получаемых традиционными методами.

Применение модуляции тока при плазменной наплавке приводит к незначительному понижению прочностных характеристик и повышению пластических, относительно наплавки без модуляции. Наилучшие по совокупности свойства наблюдаются при плазменной наплавке с модуляцией тока частотой 15 кГц. Применение модуляции тока способствует снижению анизотропии прочностных характеристик ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_T$ ).

Применение холодной послойной проковки при плазма-МИГ наплавке приводит к значительному повышению прочностных характеристик ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_T$ ), сохраняя пластические характеристики на высоком уровне, по сравнению с наплавкой Плазма-МИГ без проковки. Такое изменение прочностных свойств связано с уменьшением дисперсности микроструктуры и более равномерным распределением мелкодисперсных карбидов по объему дендритов. На фоне уменьшения уровня пластических характеристик ( $\delta$ ,  $\Psi$ ) послойное холодное деформирование способствует снижению их анизотропии.

## 5.2 Исследование коррозионных свойств наплавленного металла

Коррозионное разрушение является сложным процессом, на характер развития которого влияет большое количество факторов. Структура металла, химическая неоднородность, внутренние напряжения – значительно сказываются на стойкости металла. Аддитивное формирование изделий плазменной наплавкой влечет за собой наличие дополнительных негативных факторы за счет сложного термического воздействия, деформаций и напряжений от нагрева и кристаллизации металла и т.д. [140, 141].

Методика испытаний включала в себя подготовку образцов, заключающиеся в шлифовке и полировке поверхности (для уменьшения влияния фактора шероховатости), их взвешивание на аналитических весах HR-250AG с точностью до 0,0001 гр., и измерение размеров гладким микрометром МК-25 с ценой деления 0,01 мм. Испытания проводились в концентрированной соляной кислоте при температуре 65°C в течении 4 часов. После испытаний образцы промывались, сушились и вновь взвешивались на аналитических весах.

Далее производился расчет изменения массы образцов и расчет скорости коррозии, в виде массового показателя, по формуле:

$$V_m = \frac{\Delta m}{S \cdot t},$$

где  $V_m$  – скорость коррозии [гр/(м<sup>2</sup>·час)];  $\Delta m$  – разница массы после испытаний [гр];  $S$  – общая площадь поверхности образца [м<sup>2</sup>];  $t$  – время проведения испытаний [час].

Геометрические параметры образцов и результаты, полученные в ходе проведенного исследования, представлены в таблице 5.2. На рисунке 5.5 представлена скорость коррозии образцов, полученных плазменной наплавкой без модуляции тока и с модуляцией тока дуги при частоте 5 и 15 кГц. На рисунке 5.6 представлена скорость коррозии образцов, полученных плазменной наплавкой плавящимся электродом без деформации и с послойной холодной проковкой. Для сравнения испытаниям был подвергнут образец из стали 04X18H10, вырезанный из тонкого листа. Подготовка его поверхности так же включала полировку.

Таблица 5.2 – Параметры образцов и результаты коррозионных испытаний

Образец	Размер образца, мм			Площадь общ. $S$ , м <sup>2</sup>	Масса до испыт., $m_1$ , гр	Масса после испыт., $m_2$ , гр	Разница массы, $\Delta m$ , гр	Скорость коррозии, $V_m$ , г/(м <sup>2</sup> ·час)
	$L$	$B$	$H$					
<b>Плазменная наплавка</b>								
Модуляция $f = 0$ кГц	24,6	9,3	12,25	0,0012881	21,4291	19,6381	1,791	347,60
Модуляция $f = 5$ кГц	25,25	11,7	12,25	0,0014961	25,6645	23,7268	1,9377	323,79
Модуляция $f = 15$ кГц	22,7	12,5	9,4	0,0012293	19,0206	17,3624	1,6582	337,24
<b>Плазменная наплавка плавящимся электродом (плазма-МИГ)</b>								
Без проковки	22,75	13,5	12,25	0,0014299	26,3995	23,9125	2,487	434,83
С проковкой	17,4	13,35	11,55	0,0011749	20,0248	18,3116	1,7132	364,54
Лист	15,0	15,0	3,5	0,00066	10,8502	9,5761	1,2741	482,61

Из проведенных испытаний следует, что скорость коррозии металла, полученного плазменной наплавкой как с модуляцией тока, так и без неё, а также плазма-МИГ наплавкой с проковкой и без проковки ниже, чем скорость коррозии металла, полученного традиционным методом.

Из образцов, полученных *плазменной наплавкой*, наименьшую склонность к коррозии имеет металл, полученный при наплавке с модуляцией тока при частоте 5 кГц. Более высокая стойкость к коррозионному разрушению обусловлена структурой, которая сформировалась в процессе наплавки. Как было установлено выше, металл имеет более мелкое дендритное строение; более однородное распределение химических элементов по объему аустенитных зерен; практически одинаковый химический состав сформировавшегося аустенита и  $\delta$ -феррита. При этом содержание в структуре  $\delta$ -феррита наибольшее, по сравнению с другими образцами. Кристаллизация данной структуры происходит в основном по феррито-аустенитному механизму, доля металла, кристаллизующегося по аустенито-ферритному механизму, не превышает 5 %.

Более неоднородная структура металла, с наименьшим количеством  $\delta$ -феррита, формируется при плазменной наплавке без модуляции тока, когда доля металла, кристаллизующегося по аустенито-ферритному механизму, составляет до 10%. При модуляции тока частотой 15 кГц коррозионная стойкость имеет промежуточные значения, как и доля металла, кристаллизующегося по аустенито-ферритному механизму – 7,5 %.

Таким образом, коррозионная стойкость напрямую зависит от механизма кристаллизации и объемной доли металла, кристаллизующегося по аустенито-ферритному механизму: чем меньше объемной доля, тем выше коррозионная стойкость.

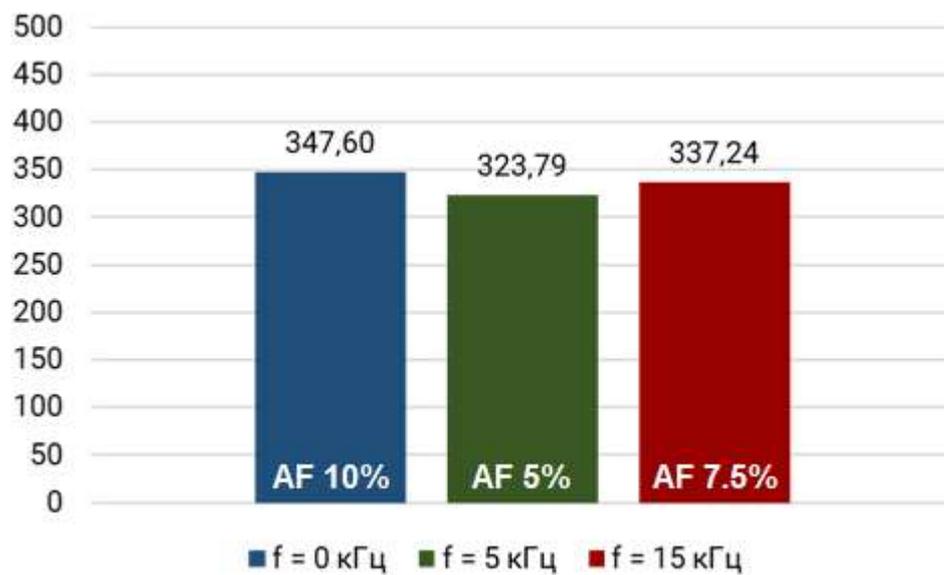


Рисунок 5.5 – Скорости коррозии образцов, полученных плазменной наплавкой; AF – доля металла, кристаллизующегося по аустенито-ферритному механизму

Из образцов, полученных *плазма-МИГ наплавкой*, наименьшую склонность к коррозии имеет металл, полученный при наплавке с послойной холодной проковкой. Учитывая, что послойная холодная деформация не оказывает влияние на механизм кристаллизации, более высокая стойкость к коррозионному разрушению обусловлена структурой, которая сформировалась в процессе наплавки: структура более мелкодисперсная, состоящая практически полностью из зерен равноосной формы. При этом содержание в структуре вторых

фаз ( $\delta$ -феррита и карбидов) большие, по сравнению образцом, полученном при наплавке без послойной деформации.

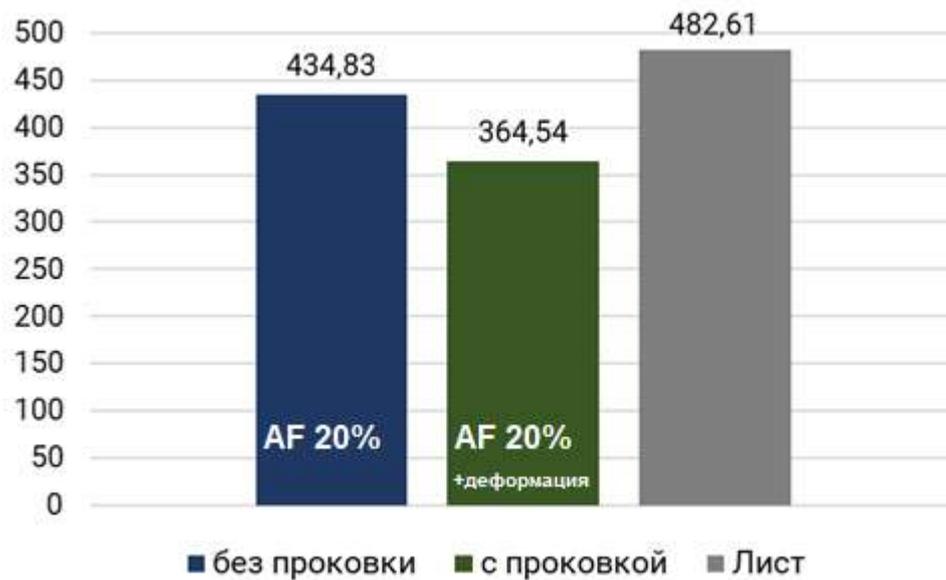


Рисунок 5.6 – Скорости коррозии образцов, полученных плазменной наплавкой плавящимся электродом; AF – доля металла, кристаллизующегося по аустенито-ферритному механизму

Дополнительно были проведены макрофрактографические исследования поверхности образцов с целью определения влияния параметров наплавки на характер коррозионного разрушения. Исследования проводились на оптическом стереомикроскопе Altami CM0745-T.

*Макрофрактографические исследования поверхности образцов, полученных плазменной наплавкой с модуляцией тока и без модуляции.* На рисунках 5.7, 5.8 и 5.9 представлены макроснимки поверхности образцов, наплавленных плазменной наплавкой, при 2-х увеличениях, сделанные с поперечного, продольного и горизонтального сечения.

Исследования показали, что во всех образцах, полученных плазменной наплавкой, наблюдается одинаковый тип коррозии, представляющий сплошную коррозию с неравномерным характером поражения. Неравномерность коррозионного поражения хорошо наблюдается на границах наплавленных слоев в виде более глубоких узких участков. Так же, с определенной периодичностью,

неравномерность коррозии наблюдается внутри каждого наплавленного слоя. Это хорошо видно во всех 3-х сечениях наплавленного металла (рисунок 5.7, 5.8, 5.9).

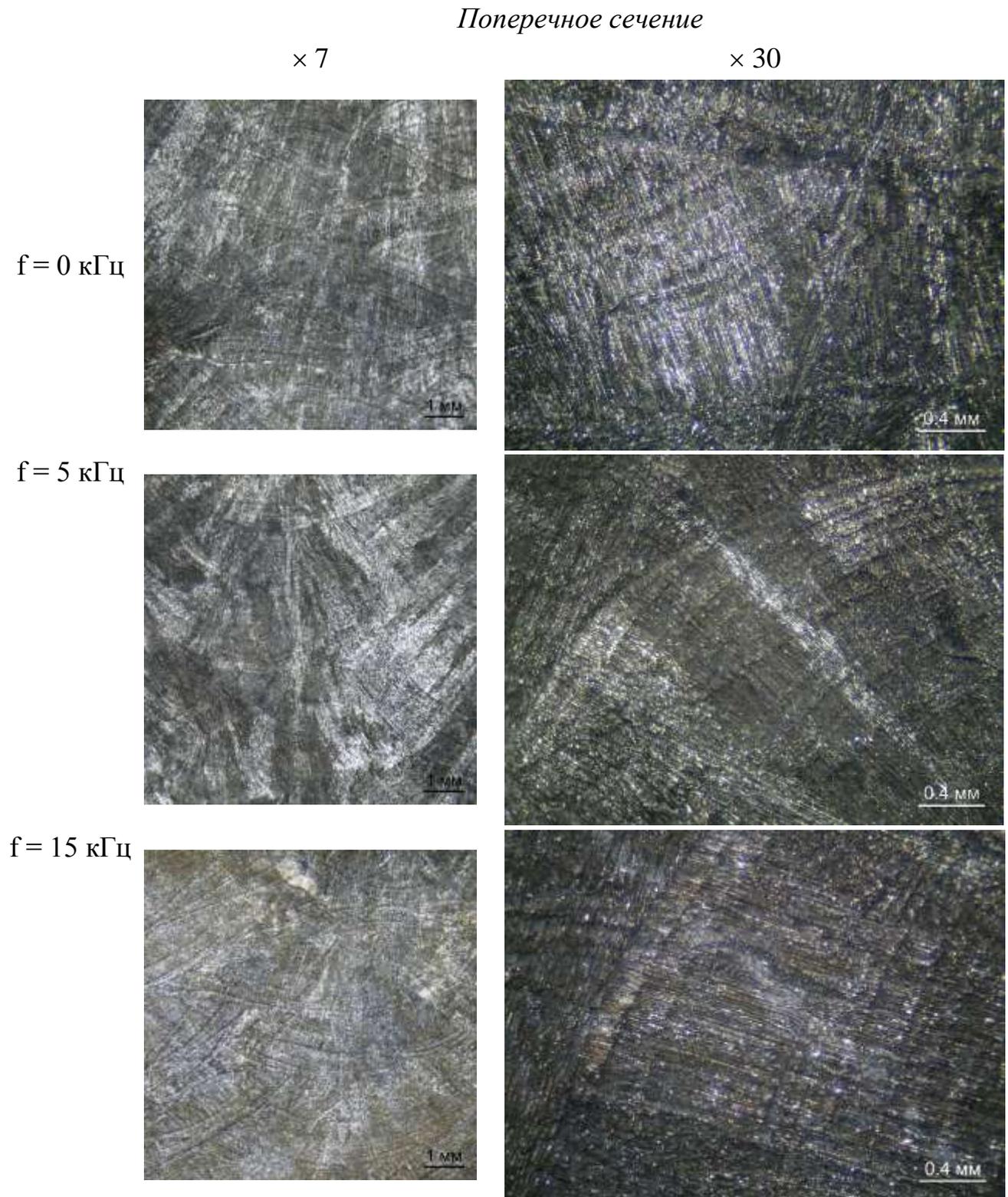


Рисунок – 5.7 Макрофрактограммы поверхности после коррозионных испытаний, поперечное сечение наплавленных образцов



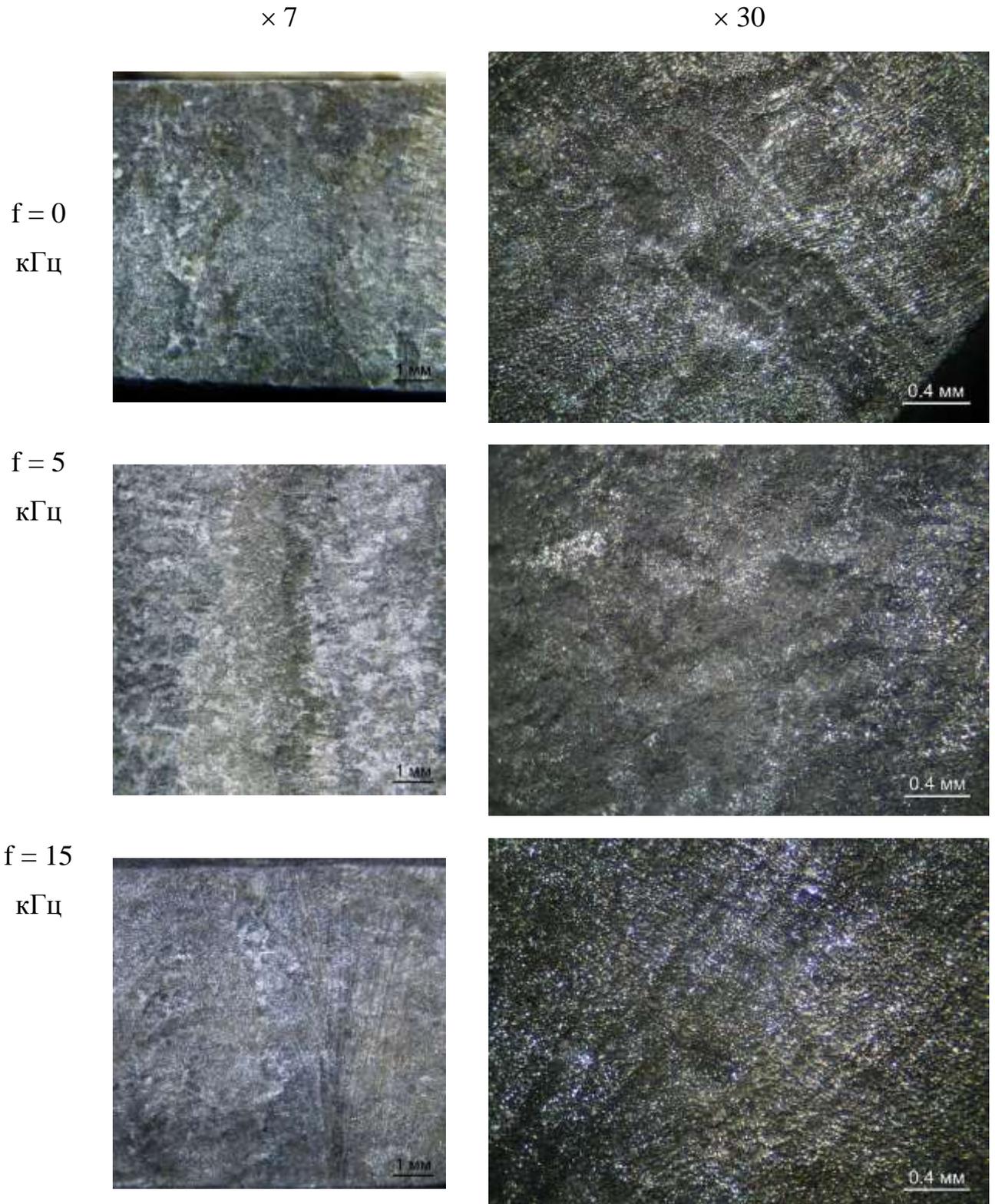
*Горизонтальное сечение*

Рисунок 5.9 – Макрофрактограммы поверхности после коррозионных испытаний, горизонтальное сечение наплавленных образцов

При большем увеличении на макрофрактограммах видно, что коррозионные поражения на микроуровне происходят по границам двух структурных составляющих. Неравномерный периодический характер коррозионного поражения металла внутри наплавленного слоя отражает его характер микрохимической неоднородности. Это связано с прерывистым ростом кристаллитов вследствие периодического образования у фронта кристаллизации со стороны жидкой фазы зоны концентрационного переохлаждения.

Чуть более глубокое коррозионное поражение в местах периодической остановки фронта кристаллизации наблюдается в металле, полученном плазменной наплавкой без модуляции тока с модуляцией тока частотой 15 кГц.

*Макрофрактографические исследования поверхности образцов, полученных плазма-МИГ наплавкой с послойной проковкой и без деформации.* Макрофрактографические исследования показали, что поверхности образцов имеют разные виды коррозионного разрушения. На поверхности металла, полученного наплавкой Плазма-МИГ без деформирования, наблюдаются участки с разными видами коррозионного разрушения. Внутри наплавленного слоя основная доля металла подвержена сплошной коррозии с неравномерным характером поражения. Здесь же есть небольшие участки, имеющие характер избирательного коррозионного поражения в виде пятен, а также участки избирательной коррозии с элементами межкристаллитной по границам отдельных столбчатых кристаллитов.

На границе между наплавленными слоями наблюдается избирательная коррозия с элементами межкристаллитной. Данный вид коррозии характеризуется образованием фасеток хрупкого коррозионного разрушения. Все эти виды коррозии хорошо проявляются в поперечном сечении наплавленного металла (рисунок 5.10).

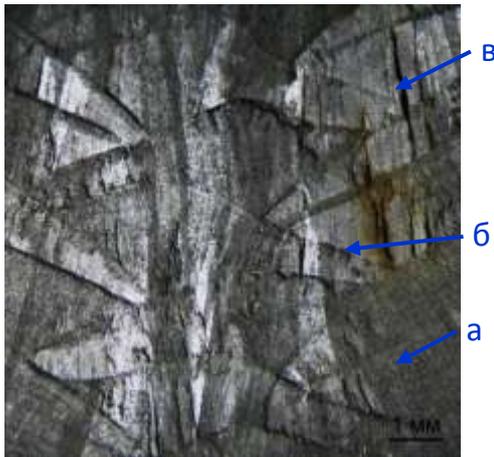
В продольном и горизонтальном сечениях основная доля металла подвержена сплошной коррозии с неравномерным характером (рисунок 5.11, 5.12), и есть участки коррозионного поражения металла по избирательному механизму с элементами межкристаллитного разрушения.

**Поперечное сечение**

без деформации

с послойной деформацией

× 14



× 30

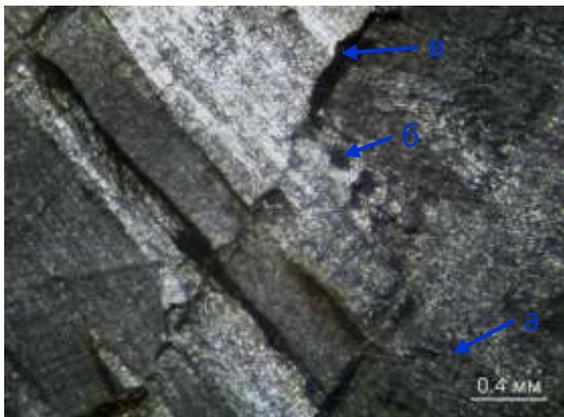
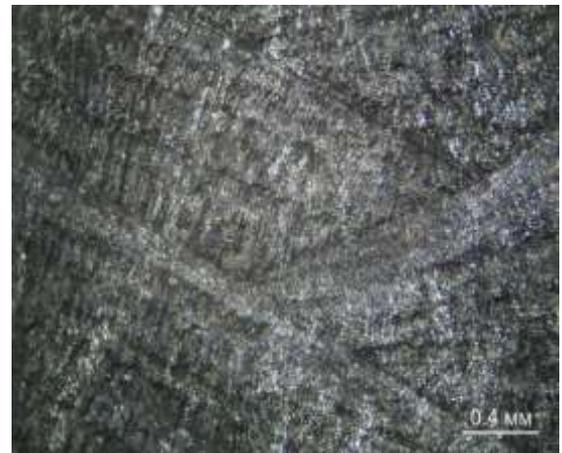


Рисунок 5.10 – Макрофрактограммы поверхности после коррозионных испытаний, поперечное сечение наплавленных образцов:

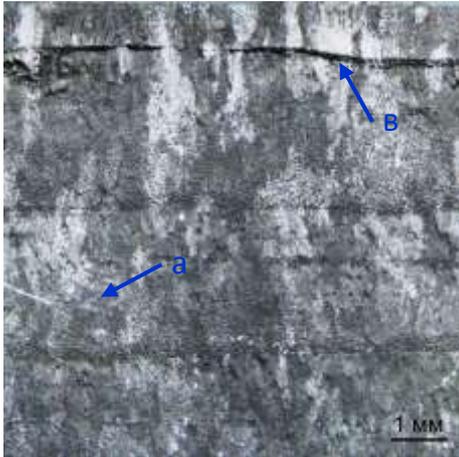
а – сплошная коррозия с неравномерным характером поражения; б – избирательная коррозия с поражением в виде пятен; в – избирательная коррозия с элементами межкристаллитной

**Продольное сечение**

без деформации

с послойной деформацией

× 14



× 30

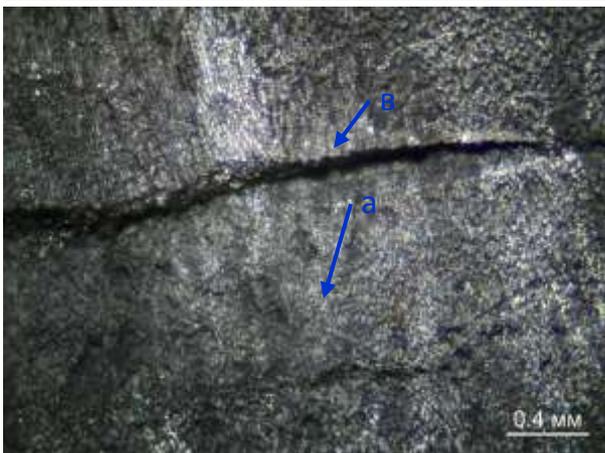
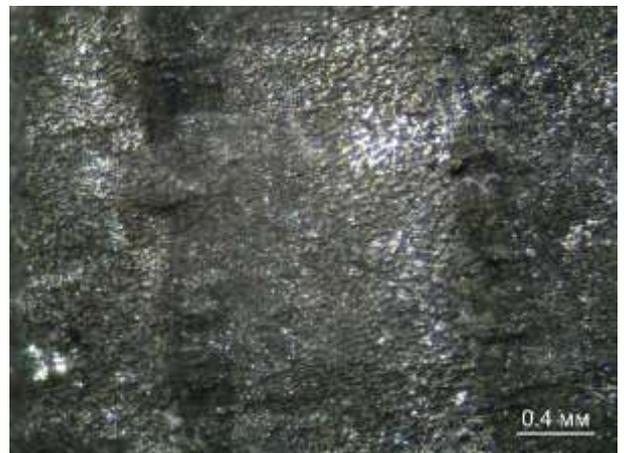
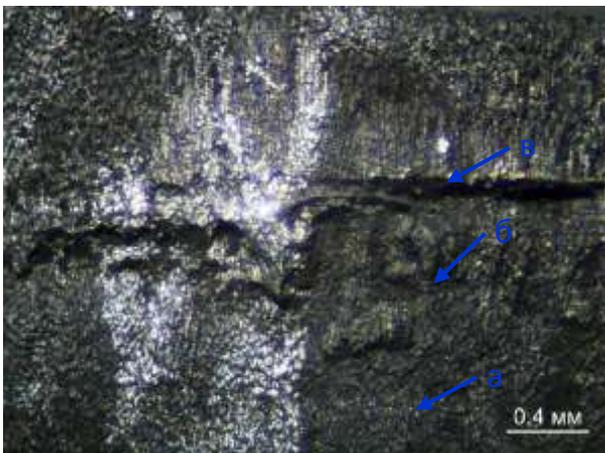


Рисунок 5.11 – Макрофрактограммы поверхности после коррозионных испытаний, продольное сечение наплавленных образцов:

а – сплошная коррозия с неравномерным характером поражения;

б – избирательная коррозия с поражения в виде пятен;

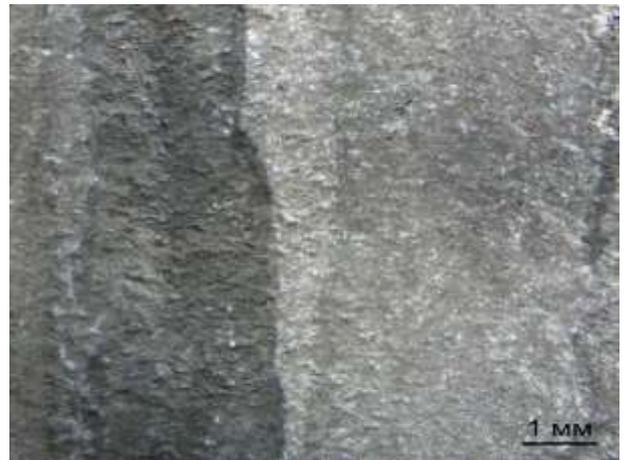
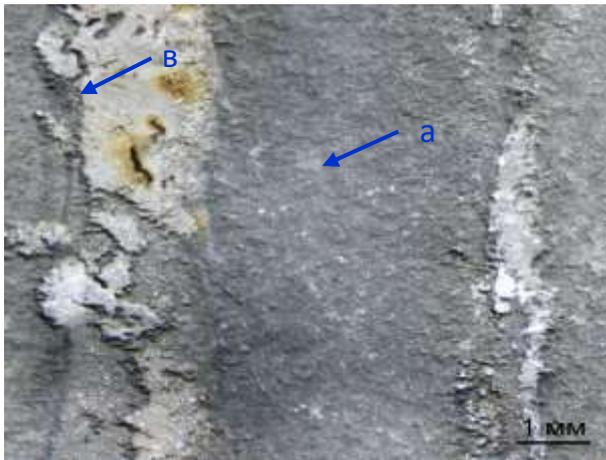
в – избирательная коррозия с элементами межкристаллитной

*Горизонтальное сечение*

без деформации

с послойной деформацией

× 14



× 30

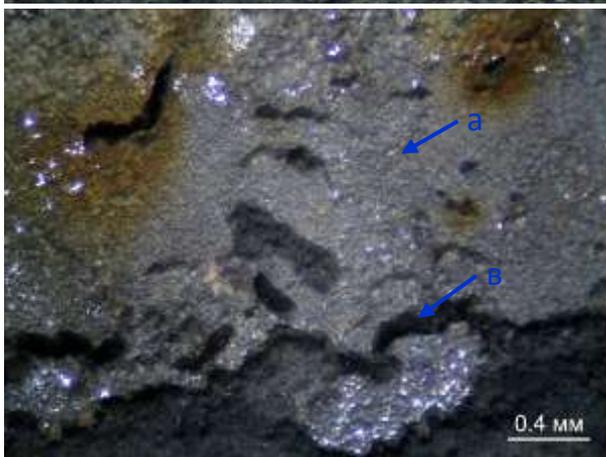
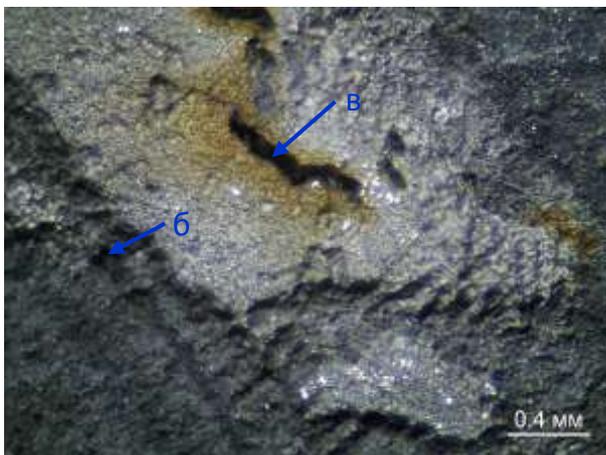


Рисунок 5.12 – Макрофрактограммы поверхности после коррозионных испытаний, горизонтальное сечение образцов, наплавленных плазма-МИГ наплавкой: а – сплошная коррозия с неравномерным характером поражения;  
 б – избирательная коррозия с поражения в виде пятен;  
 в – избирательная коррозия с элементами межкристаллитной

Применение послойной холодной проковки привело не только к снижению скорости коррозии, но и к изменению характера коррозионного разрушения. На поверхности металла наблюдается сплошная коррозия с неравномерным характером поражения. Неравномерность коррозионного поражения хорошо наблюдается на границах наплавленных слоев в виде более глубоких узких участков. Так же, с определенной периодичностью, неравномерность коррозии наблюдается внутри каждого наплавленного слоя. Это хорошо видно во всех 3-х сечениях наплавленного металла (рисунок 5.10 – 5.12).

При большем увеличении на макрофрактограммах видно, что коррозионные поражения на микроуровне происходят по границам двух структурных составляющих. Неравномерный периодический характер коррозионного поражения отражает характер микрохимической неоднородности металла внутри наплавленного слоя. Это связано с прерывистым ростом кристаллитов вследствие периодического образования у фронта кристаллизации со стороны жидкой фазы зоны концентрационного переохлаждения.

### 5.3 Выводы по главе 5

1. Установлено, что механические свойства аддитивно выращенных заготовок методами послойной плазменной наплавки из стали аустенитного класса превосходят или находятся на высоком уровне относительно характеристик изделий, получаемых традиционными методами.

2. Установлено, что применение модуляция тока дуги плазменной наплавке приводит к снижению анизотропии прочностных характеристик ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_T$ ) при незначительном понижении их общего уровня. При этом происходит повышение общего уровня пластических характеристик ( $\delta$ ,  $\Psi$ ).

3. Применение послойной холодной проковки приводит к значительному повышению прочностных характеристик ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_T$ ), по сравнению с наплавкой плазма-МИГ без проковки. На фоне уменьшения уровня пластических характеристик ( $\delta$ ,  $\Psi$ ) послойное холодное деформирование способствует снижению их анизотропии.

4. Установлено, что аустенитная сталь, полученная методами послойной плазменной наплавки, обладает более высокой коррозионной стойкостью, чем материал, полученный традиционными методами.

5. Коррозионная стойкость напрямую зависит от механизма кристаллизации и объемной доли металла, кристаллизующегося по аустенито-ферритному механизму: чем меньше объемная доля, тем выше коррозионная стойкость. Наибольшую коррозионную стойкость имеет металл, полученный при послойной плазменной наплавке с модуляцией тока с частотой 5 кГц, когда доля металла, кристаллизующегося по аустенито-ферритному механизму, не превышает 5%

6. Применение послойной холодной проковки при наплавке плазма-МИГ оказывает влияние на скорость коррозии, замедляя её, также меняет характер коррозионного разрушения, вследствие изменения макро- и микроструктуры (более мелкодисперсная, состоящая в основном из зерен равноосной формы).

## Основные результаты и выводы работы

1. Исследовано влияние термического цикла наплавки на процесс кристаллизации и формирование структуры сталей аустенитного класса с ферритным числом 8. Установлено, что скорость охлаждения оказывает влияние на механизм кристаллизации и фазовый состав сталей: при высоких скоростях охлаждения с градиентом температур более  $550^{\circ}\text{C}/\text{мм}$  образуется двухфазная аустенито-ферритная структура, кристаллизация идет по феррито-аустенитному механизму; при понижении скорости охлаждения, когда градиент температур ниже  $550^{\circ}\text{C} /\text{мм}$  часть металла начнет кристаллизоваться по аустенито-ферритному механизму. При кристаллизации металла по аустенито-ферритному механизму с объемной долей более 10% возможно выделение мелкодисперсных карбидов в междендритном пространстве (эффект самостарения).

2. Исследовано влияние модуляции тока дуги при послойной плазменной наплавке сталей аустенитного класса на формирование структуры. Установлено, что модуляция с частотой от 5 до 15 кГц приводит к частичному подавлению транскристаллизации наплавленного металла и способствует формированию стабильной геометрии наплаваемых слоев. При частоте модуляции тока 5 кГц снижается доля металла, кристаллизующегося по аустенито-ферритному механизму, повышается содержание  $\delta$ -феррита, что способствует получению более однородной по химическому составу структуры, и приводит к наименьшему разбросу значений микротвердости. Применение частоты модуляции 15 кГц обеспечивает получение более однородной по размерности микроструктуры, что приводит к повышению микротвердости.

3. Исследовано влияние послойной холодной пластической деформации при плазменной наплавке плавящимся электродом сталей аустенитного класса на формирование структуры и свойства. Установлено, что холодная послойная проковка позволяет устранить направленную транскристаллизацию, получить дезориентированную структуру. При этом происходит увеличение микротвердости, что обусловлено изменениями микроструктуры в наплавленных слоях: повышение

дисперсности, уменьшение неоднородности по размеру и увеличение содержания мелкодисперсных карбидов.

4. Исследовано влияния термического цикла, модуляции тока и холодной пластической деформации при послойной плазменной наплавке на механические и эксплуатационные характеристики аддитивно выращенных заготовок из сталей аустенитного класса. Определено, что механические свойства металла, получаемого послойной наплавкой, превосходят или находятся на высоком уровне относительно характеристик изделий, получаемых традиционными методами. Применение модуляции тока при плазменной наплавке, способствует снижению анизотропии прочностных характеристик, а применение холодной деформации при плазма-МИГ наплавке – снижению анизотропии пластических характеристик. Установлено, что аустенитная сталь, полученная методами послойной плазменной наплавкой, обладает более высокой коррозионной стойкостью, чем материал, полученный традиционными методами. Наибольшую коррозионную стойкость имеет металл, полученный при плазменной наплавке с модуляцией тока частотой 5 кГц. Применение послойной холодной проковки при наплавке плазма-МИГ оказывает влияние на скорость коррозии, замедляя ее, также меняет характер коррозионного разрушения

5. Результаты диссертационного исследования применены на АО «Пермский завод «Машиностроитель» при наплавке опытных заготовок из хромоникелевой стали детали проточной части перспективного авиационного двигателя (Приложение А).

### Список литературы

1. ГОСТ Р 57558-2017. Аддитивные технологические процессы. Базовые принципы. Часть 1. Термины и определения. М.: Стандартинформ, 2018
2. Литунов С. Н., Слободенюк В. С., Мельников Д. В. Обзор и анализ аддитивных технологий. Часть 1 //Омский научный вестник. – 2016. – №. 1 (145). – С. 12-17.
3. Передовые технологии аддитивного производства металлических изделий/ А. А. Осколков, Е. В. Матвеев, И. И. Безукладников [и др.] // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2018. – Т. 20. – № 3. – С. 90-105. – DOI 10.15593/2224-9877/2018.3.11.
4. Чумаков Д. М. Перспективы использования аддитивных технологий при создании авиационной и ракетно-космической техники //Труды МАИ. – 2014. – №. 78. – С. 31.
5. Зражевский, А. В. Применение аддитивных технологий в промышленности / А. В. Зражевский // Наукосфера. – 2021. – № 8-1. – С. 9-13.
6. Аддитивные технологии / А. И. Рудской, А. А. Попович, А. В. Григорьев, Д. Е. Каледина. – Санкт-Петербург : Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования "Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого", 2017. – 252 с.
7. Herzog D. et al. Additive manufacturing of metals //Acta Materialia. – 2016. – Т. 117. – С. 371-392.
8. Mukherjee T. et al. Printability of alloys for additive manufacturing //Scientific reports. – 2016. – Т. 6. – №. 1. – С. 1-8.
9. Tumbleston J. R. et al. Continuous liquid interface production of 3D objects //Science. – 2015. – Т. 347. – №. 6228. – С. 1349-1352.
10. Wei H. L., Mazumder J., DebRoy T. Evolution of solidification texture during additive manufacturing //Scientific reports. – 2015. – Т. 5. – №. 1. – С. 1-7.
11. Зленко, М. А. Аддитивные технологии в машиностроении: Пособие для инженеров / М. А. Зленко, М. В. Нагайцев, В. М. Довбыш. – Москва:

Центральный ордена Трудового Красного Знамени научно-исследовательский автомобильный и автомоторный институт "НАМИ", 2015. – 220 с.

12. Yilmaz O, Uгла AA. Shaped metal deposition technique in additive manufacturing: A review. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. 2016;230(10):1781-1798. doi:10.1177/0954405416640181

13. Ding D. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests / D. Ding [et al.] // Int. J. Adv. Manuf. Technol. - 2015. - Vol. 81. - pp. 465-481.

14. Евтодьева М.Г. Аддитивное производство и дополненная реальность как новые производственные технологии в авиационной отрасли. Вестник МГИМО-Университета. 2020; 13(5): 307-330. <https://doi.org/10.24833/2071-8160-2020-5-74-307-330>

15. Manufacture of complex titanium parts using wire + arc additive manufacture [Электронный ресурс] / A. Addison, J. Ding, F. Martina, H. Lockett, S. Williams // As Deposited Mechanical Properties, Titan. Eur. – 2015. – URL: <http://cdn.ymaws.com/titanium.org/resource/resmgr/AddisonAdrianTiEU2015-3DAddi.pdf>

16. Alberti E. A., Silva L. J., D'Oliveira A. S. C. M. Additive manufacturing: the role of welding in this window of opportunity //Welding international. – 2016. – Т. 30. – №. 6. – С. 413-422.

17. Ding D. et al. Bead modelling and implementation of adaptive MAT path in wire and arc additive manufacturing //Robotics and Computer-Integrated Manufacturing. – 2016. – Т. 39. – С. 32-42.

18. Bajaj P. et al. Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties //Materials Science and Engineering: A. – 2020. – Т. 772. – С. 138633.

19. Терентьев С.А. Разработка технологии и оборудования аддитивного производства металлических изделий плазменной наплавкой плавящимся электродом: автореф. дисс. канд. техн. наук. - Пермь, 2019. - 16с.

20. Терентьев С. А. Разработка технологии и оборудования аддитивного производства металлических изделий плазменной наплавкой плавящимся электродом: дис. – Пермь: дис. канд. техн. наук, 2019.

21. Somashekara M. A. et al. Investigations into effect of weld-deposition pattern on residual stress evolution for metallic additive manufacturing //The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2017. – Т. 90. – №. 5. – С. 2009-2025.

22. Wang H. et al. Solid freeform fabrication based on micro-plasma powder deposition //2003 International Solid Freeform Fabrication Symposium. – 2003.

23. Lee H. Effect of plasma current on surface defects of plasma-MIG welding in cryogenic aluminum alloys / H. Lee, S. Park, C. Kang // Journal of Materials Processing Technology. - 2015. - Vol. 223. - pp. 203-215.

24. Lee, H. Control of surface defects on plasma-MIG hybrid welds in cryogenic aluminum alloys/ H. Lee [et al.] // Int. J. Nav. Archit. Ocean Eng. - 2015. - № 7. - pp. 770-783

25. Blakhyna I. Investigation of surfaced press molds made its working resource / I. Blakhyna // Technology audit and production reserves. - 2017. - Vol. 3. - № 1(35). - pp. 34-38.

26. Song Y. A., Park S., Chae S. W. 3D welding and milling: part II— optimization of the 3D welding process using an experimental design approach //International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2005. – Т. 45. – №. 9. – С. 1063-1069.

27. Szost B. A. et al. A comparative study of additive manufacturing techniques: Residual stress and microstructural analysis of CLAD and WAAM printed Ti–6Al–4V components //Materials & Design. – 2016. – Т. 89. – С. 559-567.

28. Xiong J. et al. Fabrication of inclined thin-walled parts in multi-layer single-pass GMAW-based additive manufacturing with flat position deposition //Journal of Materials Processing Technology. – 2017. – Т. 240. – С. 397-403.

29. Xiong X., Haiou Z., Guilan W. A new method of direct metal prototyping: hybrid plasma deposition and milling //Rapid Prototyping Journal. – 2008.

30. Неулыбин С.Д. Влияние полярности тока на свойства слоистых материалов, получаемых многослойной плазменной наплавкой: дис. канд. техн. наук: 05.02.10. – Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2017. – 135 с
31. Гладкий, П. В. Плазменная наплавка (обзор) / П. В. Гладкий, Е. Ф. Переплетчиков, И. А. Рябцев // Сварочное производство. – 2007. – № 2. – С. 32-40.
32. Шевченко О. И. Управление структурой, составом и свойствами покрытий при плазменной наплавке за счет технологических воздействий: дис. д-ра техн. наук //Нижний Тагил: НТИ (ф) УГТУ-УПИ. – 2006.
33. Щицын Ю.Д. Специальные плазменные технологии: учеб. Пособие / Ю.Д.Щицын. – Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2017. – 159 с.
34. Щицын Ю.Д. Возможности плазменной обработки металлов током обратной полярности / Щицын Ю.Д., Косолапов О.А., Щицын В.Ю. // Сварка. Диагностика. – 2009. –№ 2. – С. 42–45.
35. Алексеенко, Д. В. Анализ способов наплавки / Д. В. Алексеенко, И. А. Бартенев // Advances in Science and Technology : Сборник статей XI международной научно-практической конференции, Москва, 30 ноября 2017 года. – Москва: Общество с ограниченной ответственностью "Актуальность.РФ", 2017.
36. Щицын, Ю.Д. Плазменные технологии и оборудование: учеб. пособие / Ю.Д. Щицын. - Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2014. - 76 с.
37. Белинин Д. С. Совершенствование технологии плазменной поверхностной обработки тяжело нагруженных изделий из высоколегированных сталей: дис. канд. техн. наук: 05.02.10. – Екатеринбург, 2014.
38. Низкотемпературная плазма // Справочник в 4-х Т., Новосибирск: Наука, - 1991.
39. Гринюк, А.А. Гибридные технологии сварки алюминиевых сплавов на основе дуги с плавящимся электродом и сжатой дуги / А.А. Гринюк [и др.] // Автоматическая сварка. - 2016. - № 5-6. - С. 107-113.
40. Чигарев, В.В. Исследование плавления электродного металла и формирования валика при плазма-МИГ наплавке порошковой проволоки [Текст] /

В.В. Чигарев, К.А. Кондрашов, Н.А. Макаренко // Вісник Приазовського Державного Технічного Університету. - 2011. - № 11. - С. 172-174.

41. Дедюх, Р.И. Особенности процесса плазменной сварки плавящимся электродом (обзор) / Р.И. Дедюх // Сварочное производство. - 2014. - №5. - С. 34-39.

42. Гринюк, А.А. Основные тенденции развития плазменно-дуговой сварки алюминиевых сплавов /А.А. Гринюк [и др.] // Автоматическая сварка. - 2015. - № 11. - С. 39-50.

43. Овчинников В. В. и др. Современные тенденции развития технологии плазменной сварки алюминиевых сплавов //Машиностроение и инженерное образование. – 2016. – №. 3. – С. 10-23.

44. Агеев, А.О. Разработка технологии плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом емкости из нержавеющей стали [Электронный ресурс] / А.О. Агеев, Р.И. Дедюх. – Электрон. дан. (490 Кб). - Режим доступа. - <http://www.lib.tpu.ru/fulltext/c/2013/C36/V2/015.pdf>.

45. Демидов Д. И. Исследование стабильности процесса плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом в непрерывном режиме: магистерская диссертация / Д. И. Демидов; Национальный исследовательский Томский политехнический университет (ТПУ), Институт неразрушающего контроля (ИНК), Кафедра оборудования и технологии сварочного производства (ОТСП); науч. рук. Р. И. Дедюх. — Томск, 2017.

46. Krivonosova E. A. Influence of surfacing technologies on structure formation of high-temperature nickel alloys / Krivonosova E. A. , Schitsin Yu. D., Trushnikov D. N., Myshkina S.N., Akulova A.V. , Neulybin. S.D., Dushina A.Yu. // Metallurgist. – 2019. - Vol. 63, No. 1–2. pp. 197-205/ DOI 10.1007/s11015-019-00810-1

47. Shitsyn Yu.D. Plasma surfacing of high-alloy steel 10Cr18Ni8Ti on low-alloy steel 09Mg2Si / Shitsyn Yu.D., Belinin D.S., Neulybin S.D. // International Journal of Applied Engineering Research. – 2015. – Vol. 10. - № 20. – P. 41103–41109.

48. Shchitsyn Y. D. Formation of 04Cr18Ni9 steel structure and properties during additive manufacturing of blanks / Shchitsyn Y. D., Terentev S.A., Neulybin S.D.,

Artyomov A.O. // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. - 2019. - Vol. 102, - Iss. 9-12. - P. 3719-3723.

49. Haghdadi, N., Laleh, M., Moyle, M. et al. Additive manufacturing of steels: a review of achievements and challenges. *J Mater Sci* 56, 64–107 (2021). <https://doi.org/10.1007/s10853-020-05109-0>

50. Nagasai B. P., Malarvizhi S., Balasubramanian V. Effect of welding processes on mechanical and metallurgical characteristics of carbon steel cylindrical components made by wire arc additive manufacturing (WAAM) technique //CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology. – 2022. – Т. 36. – С. 100-116.

51. Щицын Ю. Д. и др. Создание слоистых материалов на основе высоконикелевых сплавов с использованием плазменной дуги на токе обратной полярности //Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2016. – Т. 18. – №. 2. – С. 7-20.

52. Щицын Ю. Д. и др. Использование плазменной наплавки для аддитивного формирования заготовок из алюминиевых сплавов //Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2019. – Т. 21. – №. 2. – С. 63-72.

53. Shi X. et al. Selective laser melting-wire arc additive manufacturing hybrid fabrication of Ti-6Al-4V alloy: Microstructure and mechanical properties //Materials Science and Engineering: A. – 2017. – Т. 684. – С. 196-204.

54. Chang T. et al. Wire and arc additive manufacturing of dissimilar 2319 and 5B06 aluminum alloys //Journal of Materials Science & Technology. – 2022. – Т. 124. – С. 65-75.

55. Abe T., Sasahara H. Dissimilar metal deposition with a stainless steel and nickel-based alloy using wire and arc-based additive manufacturing //Precision Engineering. – 2016. – Т. 45. – С. 387-395.

56. Adomako N. K. et al. Microstructures and mechanical properties of multi-layered materials composed of Ti-6Al-4V, vanadium, and 17-4PH stainless steel produced by directed energy deposition //Additive Manufacturing. – 2022. – С. 103174.

57. Сараев, Ю. Н. Анализ существующих методов управления структурой металла сварного шва / Ю. Н. Сараев, В. А. Лебедев, С. В. Новиков // Машиностроение: сетевой электронный научный журнал. – 2016. – Т. 4. – № 1. – С. 16-26.

58. Морозов В. П. Влияние внешнего пульсирующего источника тепла на расплавленный металл сварного шва в процессе его кристаллизации с целью эффективного управления структурообразованием / В. П. Морозов // Наука и образование: научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана. – 2010. – № 10. – С. 4.

59. Морозов В. П. Влияние колебательного механизма кристаллизации на процесс измельчения первичной структуры металла шва и зоны термического влияния / В. П. Морозов // Наука и образование: научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана. – 2010. – № 9. – С. 1.

60. Повышение эффективности модифицирования сварных швов при сварке плавлением / А. М. Болдырев, Е. М. Рубцова, А. С. Орлов [и др.] // Фундаментальные, поисковые и прикладные исследования Российской академии архитектуры и строительных наук по научному обеспечению развития архитектуры, градостроительства и строительной отрасли Российской Федерации в 2018 году / Российская академия архитектуры и строительных наук. – Москва: Издательство АСВ, 2019. – С. 114-122. – DOI 10.22337/9785432303134-114-122.

61. Управление структурой и свойствами сварных соединений технических систем ответственного назначения методами адаптивной импульсно-дуговой сварки / Ю. Н. Сараев, В. П. Безбородов, А. А. Григорьева [и др.] // Вопросы материаловедения. – 2015. – № 1(81). – С. 127-132.

62. Технологические особенности аргонодуговой сварки алюминиевых сплавов с вращающимся электродом / В. В. Овчинников, А. М. Дриц, М. А. Гуреева, Р. Н. Растопчин // Заготовительные производства в машиностроении. – 2016. – № 1. – С. 10-16.

63. Рыжов Р. Н., Кузнецов В. Д. Внешние электромагнитные воздействия в процессах дуговой сварки и наплавки (обзор) // Автоматическая сварка. – 2006.

64. Ризванов Р. Г., Файрушин А. М., Каретников Д. В. Влияние параметров вибрационной обработки в процессе сварки на свойства сварных соединений //Литьё и металлургия. – 2012. – №. 3 (66). – С. 337-342.

65. Сварка аустенитной нержавеющей стали с использованием лазерного луча высокой мощности и электромагнитного управления сварочной ванной / М. Бахманн, В. Авиллов, А. Гуменюк, М. Ретмайер // Автоматическая сварка. – 2014. – № 3(730). – С. 23-27

66. Протоковиллов И. В. и др. Способы создания внешних магнитных полей для управления процессом электрошлаковой сварки //Автоматическая сварка. – 2013. – №. 12. – С. 45-50.

67. Крампит, А. Г. Способы управления формированием сварного шва / А. Г. Крампит, Н. Ю. Крампит // Технологии и материалы. – 2015. – № 3. – С. 21-26.

68. Крампит, А. Г. Современные способы импульсно-дуговой MIG/MAG сварки / А. Г. Крампит, Е. А. Зернин, М. А. Крампит // Технологии и материалы. – 2015. – № 1. – С. 4-11.

69. Сараев Ю. Н. и др. Структура и твердость наплавленных на низкоуглеродистую сталь износостойких покрытий при низкочастотной модуляции тока //Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2020. – Т. 63. – №. 6. – С. 469-473.

70. Емелюшин А. Н. и др. Формирование структуры и свойств зоны сплавления при плазменно-порошковой наплавке покрытия типа 250X15Г20С //Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. ГИ Носова. – 2011. – №. 3. – С. 70-73.

71. Шекшеев М. А., Ширяева Е. Н. Формирование структуры наплавленного металла низкоуглеродистой стали при различных технологических воздействиях //Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. ГИ Носова. – 2021. – Т. 19. – №. 1. – С. 42-47.

72. Кныш В.В., Соловей С.А., Кузменко А.З. /Эффективность упрочнения высокочастотной механической проковкой стыковых сварных соединений с длительной наработкой// Автоматическая сварка. 2014. №11, с. 46-49

73. Медовар Б. И. Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов [Текст] / Б. И. Медовар, д-р техн. наук проф. - 3-е изд., перераб. и доп. - Москва: Машиностроение, 1966. - 430 с.

74. Островская С. А., Лесков Г. И., Волошкевич Г. З. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением //С. А. Островская, Г. И. Лесков, Г. З. Волошкевич и др./Под ред. Б. Е. Патона. – Москва: Машиностроение. – 1974.–768 с. – 1974.

75. Моршневу А. В. Анализ зон применимости аддитивных технологий на машиностроительных предприятиях РФ / А. В. Моршневу // Наука и бизнес: пути развития. – 2019. – № 12(102). – С. 110-114.

76. Lu J. Z. et al. Grain refinement mechanism of multiple laser shock processing impacts on ANSI 304 stainless steel //Acta Materialia. – 2010. – Т. 58. – №. 16. – С. 5354-5362.

77. Martina F., Williams S. W., Colegrove P. Improved microstructure and increased mechanical properties of additive manufacture produced Ti-6Al-4V by interpass cold rolling //2013 International Solid Freeform Fabrication Symposium. – University of Texas at Austin, 2013.

78. Colegrove P. A. et al. Application of bulk deformation methods for microstructural and material property improvement and residual stress and distortion control in additively manufactured components //Scripta Materialia. – 2017. – Т. 135. – С. 111-118.

79. Hönnige J. R., Colegrove P., Williams S. Improvement of microstructure and mechanical properties in wire+ arc additively manufactured Ti-6Al-4V with machine hammer peening //Procedia engineering. – 2017. – Т. 216. – С. 8-17.

80. Исследование режимов прокатки и механических свойств холоднокатаных, отожженных и сварных полуфабрикатов из опытных сплавов системы Al-Mg, экономнолегированных скандием// Баранов В.Н., Сидельников С.Б., Безруких А.И., Зенкин Е.Ю. // Цветные металлы. 2017. №9. с. 91-96

81. Панин В.Е., Каблов Е.Н., Плешанов В.С. и др. / Влияние ультразвуковой ударной обработки на структуру и сопротивление усталости сварных соединений высокопрочной стали ВКС-12 // Физическая мезомеханика. 2006. Т.9. №2, с.85-96.

82. 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 [и др.] // Вестник Брянского государственного технического университета. – 2020. – № 6(91). – С. 22-30. – DOI 10.30987/1999-8775-2020-6-22-30.

83. Формирование структуры и механических свойств заготовок из Al-Mg сплавов при многослойной наплавке с межслойным деформационным воздействием / Г. Л. Пермяков, Д. Н. Трушников, Т. В. Ольшанская [и др.] // СТИН. – 2022. – № 8. – С. 32-35.

84. Моделирование рекристаллизации сплава АМг6 в прокованном слое при наплавке материала в процессе гибридного аддитивного производства / Н. К. Салихова, Д. С. Дудин, И. Э. Келлер [и др.] // Вычислительная механика сплошных сред. – 2022. – Т. 15. – № 2. – С. 234-246. – DOI 10.7242/1999-6691/2022.15.2.18. – EDN TKVTDN.

85. Структурообразование и свойства алюминиевых сплавов в процессах послойного синтеза изделий / Е. А. Кривоносова, Д. Н. Трушников, Ю. Д. Щицын, М. Ф. Карташев // Сварочное производство. – 2020. – № 1. – С. 3-8.

86. Martin J. H. et al. 3D printing of high-strength aluminium alloys //Nature. – 2017. – Т. 549. – №. 7672. – С. 365-369.

87. Карташев, М. Ф. Способы повышения качества изделий из сплава ВТ6, получаемых при многослойной наплавке / М. Ф. Карташев, Д. Н. Трушников // Электрофизические методы обработки в современной промышленности : Материалы IV Международной научно-практической конференции молодых ученых, аспирантов и студентов, Пермь, 14–15 декабря 2020 года. – Пермь: Пермский национальный исследовательский политехнический университет, 2021. – С. 232-235.

88. Hönnige J. R. et al. The effectiveness of grain refinement by machine hammer peening in high deposition rate wire-arc AM Ti-6Al-4V //Metallurgical and Materials Transactions A. – 2020. – Т. 51. – №. 7. – С. 3692-3703.

89. Повышение качества изделий из сплава ВТ6, получаемых при многослойной наплавке / Д. Н. Трушников, М. Ф. Карташев, Т. В. Ольшанская [и др.] // СТИН. – 2021. – № 6. – С. 12-14.

90. Щицын Ю. Д. и др. Влияние ультразвукового воздействия в процессе цикла наплавки на свойства и структуру наплавленного металла из стали 12Х18Н10Т //Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2019. – Т. 21. – №. 2. – С. 23-30.

91. Анализ способов введения в сварочную ванну ультразвуковых колебаний в процессе дуговой наплавки и разработка устройства для его осуществления / Д. В. Прияткин, А. А. Артемьев, Г. Н. Соколов [и др.] // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2019. – № 4(227). – С. 68-75.

92. Petrovič D.S., Klančnik G., Pirnat M., Medved J., Differential scanning calorimetry study of solidification sequence of austenitic stainless steel, Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, July 2011, Volume 105, Issue 1, pp. 251–257

93. DebRoy T. et al. Additive manufacturing of metallic components–process, structure and properties //Progress in Materials Science. – 2018. – Т. 92. – С. 112-224.

94. Lo K. H., Shek C. H., Lai J. K. L. Recent developments in stainless steels //Materials Science and Engineering: R: Reports. – 2009. – Т. 65. – №. 4-6. – С. 39-104.

95. Нержавеющая сталь / Бородулин Г.М., Мошкевич Е.И. - М.: Металлургия, 1973. - 320 с.

96. KRTA A. E. S. P. An AES investigation of brushed AISI 304 stainless steel after corrosion testing //Materiali in tehnologije. – 2008. – Т. 42. – №. 1. – С. 39-43.

97. Rajasekhar K, Harendranath C.S, Raman R., Kulkarni S.D., Microstructural evolution during solidification of austenitic stainless steel weld metals: a color

metallographic and electron microprobe analysis study. *Mater Charact*, 1997, 38, pp. 53–65

98. Воробьев А. Ю., Якимович А. Р. Обзор современных сварочных материалов для сварки сталей аустенитного класса // *Universum: технические науки*. – 2021. – №. 4-1 (85). – С. 60-62.

99. Безруких А. А. и др. Сравнительный анализ наплавки различными способами плавящимися электродами для сварки нержавеющей сталей // *Сибирский аэрокосмический журнал*. – 2010. – №. 4. – С. 145-148.

100. Ходаков, В. Д. Опыт эксплуатации и ремонта разнородных сварных соединений оборудования и трубопроводов из аустенитных и перлитных сталей / В. Д. Ходаков, А. С. Зубченко // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Обеспечение безопасности АЭС*. – 2008. – № 23. – С. 103-108.

101. Артеменко, Ю. А. Исследование склонности к образованию горячих трещин высоколегированных хромоникелевых сталей при обратноступенчатой наплавке / Ю. А. Артеменко, С. Г. Шеховцов, И. Н. Бурилич // *Современные инструментальные системы, информационные технологии и инновации : материалы VIII Международной научно-технической конференции: в 2 частях, Курск, 28 декабря 2010 года / Ответственный редактор: Е.И. Яцун*. – Курск: Юго-Западный государственный университет, 2011. – С. 203-207.

102. Hossein Nedjad S., Yildiz M., Saboori A. Solidification behaviour of austenitic stainless steels during welding and directed energy deposition // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2022. – С. 1-17.

103. Brooks J. A., Lippold J. C. Selection of wrought austenitic stainless steels // *ASM handbook*. – 1993. – Т. 6. – С. 456-470.

104. Shankar V, Gill TPS, Mannan SL, Sundaresan S, Solidification cracking in austenitic stainless steel welds, *Sadhana*, Vol. 28, Parts 3 & 4, June/August 2003, pp. 359–382.

105. Pellini W. S. et al. Strain theory of hot tearing // *Foundry*. – 1952. – Т. 80. – №. 11. – С. 125-133.

106. Medovar I. On the nature of weld hot cracking //Avtomatich. Svarka. – 1954. – T. 7. – C. 12.
107. Borland J. C. Generalized theory of super-solidus cracking in welds //Br. Weld. J. – 1960. – T. 7. – C. 508-512.
108. Scherer R, Riedrich G, Hougardy H 1941 US Patent 2 240 672
109. Saluja R., Moeed K. M. The emphasis of phase transformations and alloying constituents on hot cracking susceptibility of type 304L and 316L stainless steel welds //International journal of engineering science and technology. – 2012. – T. 4. – №. 5. – C. 2206-2216.
110. Brooks, J.A., Williams, J.C. & Thompson, A.W. Microstructural origin of the skeletal ferrite morphology of austenitic stainless steel welds. Metall Mater Trans A 14, 1271–1281 (1983). <https://doi.org/10.1007/BF02664809>
111. Ou W. et al. Fusion zone geometries, cooling rates and solidification parameters during wire arc additive manufacturing //International Journal of Heat and Mass Transfer. – 2018. – T. 127. – C. 1084-1094.
112. Wang L., Xue J., Wang Q. Correlation between arc mode, microstructure, and mechanical properties during wire arc additive manufacturing of 316L stainless steel //Materials Science and Engineering: A. – 2019. – T. 751. – C. 183-190.
113. Каховский Н. И. Сварка нержавеющей сталей. – Рипол Классик, 2013. – 316 с.
114. David S. A. Ferrite morphology and variations in ferrite content in austenitic stainless steel welds. – Oak Ridge National Lab., TN, 1981.
115. Elmer J. W., Allen S. M., Eagar T. W., Microstructural Development during Solidification of Stainless Steel Alloys // Met Trans. October 1989, V.20A, p. 2117-2131
116. Особенности структуры и механические свойства сталей, полученных методом электронно-лучевой 3D-печати / Е. Г. Астафурова, С. В. Астафуров, Е. В. Мельников [и др.] // Физическое материаловедение. Актуальные проблемы прочности: Сборник материалов X Международной школы, посвященной 10-летию лаборатории "Физика прочности и интеллектуальные диагностические

системы" и LXIII Международной конференции, Тольятти, 13–17 сентября 2021 года. – Тольятти: Тольяттинский государственный университет, 2021. – С. 45-46.

117. Сварка и свариваемые материалы: справочник в 3-х т. / Под общ. ред. В.Н.Волченко. – М.: Metallurgy, 1991. – Т. 1. Свариваемость материалов / Под ред. Э.Л.Макарова. – 528 с.

118. Lippold J. C., Savage W. F. Solidification of austenitic stainless steel weldments: Part 2—The effect of alloy composition on ferrite morphology //Welding journal. – 1980. – Т. 59. – №. 2. – С. 48s-58s.

119. Вайнгард У. Введение в физику кристаллизации металлов. – Рипол Классик, 2013. – 176 с.

120. Suutala N., Takalo T., Moisio T. The relationship between solidification and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds //Metallurgical Transactions A. – 1979. – Т. 10. – №. 4. – С. 512-514.

121. Astafurov S., Astafurova E. Phase composition of austenitic stainless steels in additive manufacturing: A review //Metals. – 2021. – Т. 11. – №. 7. – С. 1052.

122. Suutala N., Takalo T., Moisio T. Ferritic-austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds //Metallurgical Transactions A. – 1980. – Т. 11. – №. 5. – С. 717-725.

123. Kim Y. H. et al. Influences of Cr/Ni equivalent ratios of filler wires on pitting corrosion and ductility-dip cracking of AISI 316L weld metals //Metals and Materials International. – 2011. – Т. 17. – №. 1. – С. 151-155.

124. Сварка. Резка. Контроль: Справочник. В 2-х томах / Под общ. ред. Н.П. Алешина, Г.Г. Чернышова. - М.: Машиностроение, 2004. Н.П. Алешин, Г.Г. Чернышов, А.И. Акулов и др. - 480 с.

125. Алешин Д. В. О некоторых особенностях дендритной кристаллизации конструкционной хромоникельмолибденовой стали [Текст]: Автореферат дис. на соискание учен. степени кандидата техн. наук / Центр. науч.-исслед. ин-т черной металлургии им. И. П. Бардина. - [Москва] : [б. и.], 1962. - 21 с.

126. Липпольд Д. Металлургия сварки и свариваемость нержавеющей сталей: [пер. с англ.] / Д. Липпольд, Д. Котеги; под ред. Н.А. Соснина, А.М. Левченко. – СПб.: Изд-во Политехн.ун-та, 2011. – 467 с.

127. Takalo T., Suutala N., Moisio T. Austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds //Metallurgical Transactions A. – 1979. – Т. 10. – №. 8. – С. 1173-1181.

128. Hunter A., Ferry M. Phase formation during solidification of AISI 304 austenitic stainless steel //Scripta Materialia. – 2002. – Т. 46. – №. 4. – С. 253-258.

129. Katayama S., Fujimoto T., Matsunawa A. Correlation among solidification process, microstructure, microsegregation and solidification cracking susceptibility in stainless steel weld metals (materials, metallurgy & weldability)// Transactions of JWRI. – 1985. – Т. 14. – №. 1. – С. 123-138.

130. Язовских, В.М. Математическое моделирование и инженерные методы расчета в сварке. В 2 ч. Ч. 2. Тепловые процессы при сварке и моделирование в пакете MathCad / В.М.Язовских. – Пермь: Изд-во ПГТУ, 2008. – 119 с.

131. Ольшанская Т. В., Федосеева Е. М. Математический анализ роста неметаллических включений в сварочной ванне //Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2017. – Т. 19. – №. 1. – С. 139-154.

132. Ольшанская Т. В., Федосеева Е. М. Выбор основных критериев термического цикла для методов прогнозирования структуры сварных швов при электронно-лучевой сварке //Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2019. – Т. 21. – №. 2. – С. 73-81.

133. Малинина Р.И. Практическая металлография/ Р.И. Малинина и др.- М.: Интермет Инжиниринг, 2004. - 240с.

134. Панченко Е. В. Лаборатория металлографии/ Б.И.Кример, Е.В.Панченко, Ю.А.Скаков.- М.: Металлургия 1965.-341 с

135. Анисович А.Г. Практика металлографических исследований металлов/ А.Г. Анисович, И.Н. Румянцева. – Минск: Беларус. Наука, 2013. – 221 с.

136. Петров А.В., Бирман У.И. Кристаллизация металла шва при импульсно-дуговой сварке // Сварочное производство. – 1968. – № 6. – С. 1–3.

137. Аристов С.В., Руссо В.Л. Кристаллизация металла шва при низкочастотных колебаниях расплава // Сварочное производство. – 1982. – № 11. – С. 42–44

138. Особенности кристаллизации аустенитных сталей при аддитивном производстве/ А.Ю. Душина, У.А. Карабатова, Т.В. Ольшанская, Е.М. Федосеева// Химия, экология, урбанистика. – 2020. – Т.1. – С. 324 – 328.

139. Язовских В.М., Математическое планирование и инженерные методы расчета в сварке. Ч.1. Статистическая обработка и планирование эксперимента: учеб. пособие. – Пермь: Изд-во Перм. гос. тех. ун-та, 2007. – 124 с.

140. Прохоров Н.Н. Физические процессы в металлах при сварке. – М.: Металлургия, 1968. – 695 с.

141. Дергач, Т. А. Анализ качественных характеристик коррозионностойких ферритно-аустенитных сталей с целью расширения областей их применения / Т. А. Дергач // Металознавство та термічна обробка металів. – 2014. – № 3(66). – С. 20-29.

Корпорация «Тактическое ракетное вооружение»  
 Военно-промышленная корпорация «НПО машиностроения»  
 акционерное общество



**ПЕРМСКИЙ ЗАВОД «МАШИНОСТРОИТЕЛЬ»**

Россия, 614014, г. Пермь, ул. Новозаягинская, 57  
 тел. (342) 263-17-32, факс (342) 263-17-24, телеграф «Овод»  
 e-mail: pz mash@perm.ru http://pzmash.ru  
 ОКПО 07520139, ОГРН 1075906004217  
 ИНН/КПП 5906075029/785050001

УТВЕРЖДАЮ

Первый заместитель  
 Генерального директора-  
 Главный инженер

№ \_\_\_\_\_  
 от \_\_\_\_\_



И.С. Башмаков

«17» января 2023г.

**АКТ**

об использовании результатов диссертационного исследования способов повышения однородности механических и эксплуатационных характеристик изделий из аустенитных сталей при послойной плазменной наплавке на соискание ученой степени кандидата технических наук аспиранта кафедры «Сварочное производство, метрология и технология материалов» Душиной Алены Юрьевны.

Результаты использовались при изготовлении 3х опытных заготовок из хромоникелевой стали детали проточной части перспективного авиационного двигателя.

Разработанная технология наплавки обеспечила изготовление изделий в соответствии с установленными требованиями. Благодаря использованию разработанной технологии удалось добиться эффекта значительного сокращения сроков и затрат на производство изделия в сравнении с традиционными технологиями.

Главный сварщик

К.А. Рожков