

ДУШИНА АЛЕНА ЮРЬЕВНА

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

2.5.8. Сварка, родственные процессы и технологии

Автореферат

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Пермь, 2023

Работа выполнена в Федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего образования «Пермский национальный исследовательский политехнический университет»

Научный руководитель:

Ольшанская Татьяна Васильевна
доктор технических наук, доцент

Официальные оппоненты:

Шевченко Олег Игоревич
доктор технических наук, доцент,
Нижнетагильский технологический институт
(филиал) ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого
Президента России Б.Н. Ельцина», кафедра
металлургических технологий, заведующий

Слива Андрей Петрович
кандидат технических наук,
ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ», кафедра Технологии
металлов, доцент

Ведущая организация:

Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего
образования «Московский государственный
технический университет им Н.Э. Баумана»

Защита состоится «19» апреля 2023 года в 14 часов 00 мин на заседании диссертационного совета Пермского национального исследовательского политехнического университета Д ПНИПУ.05.13, по адресу: 614990, г. Пермь, Комсомольский проспект, д. 29, ауд. 345.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Пермский национальный исследовательский политехнический университет» (<http://pstu.ru/>)

Автореферат разослан 17 марта 2023 г.

Ученый секретарь

диссертационного совета Д ПНИПУ.05.13,
кандидат технических наук, доцент

Е.М. Федосеева

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

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 FN 8 (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 наплавленный 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.

Структура и объем диссертации. Диссертационная работа состоит из введения, 5 глав, заключения, списка литературы, приложения. Объем работы составляет 148 страниц, среди них 84 рисунка, 31 таблица. Список литературы содержит 141 наименование.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении представлено обоснование актуальности темы диссертации. Сформулирована научная новизна и практическая значимость, выносимые на защиту положения, апробация работы и количество публикаций, объем работы.

В первой главе диссертации выполнен анализ способов послойной проволочной наплавки. Рассмотрены технологии наплавки с использованием высококонцентрированных источников энергии и технологические приемы, позволяющие получать мелкозернистую структуру. Проанализированы литературные данные об особенностях кристаллизации сталей аустенитного класса и влиянии скорости охлаждения на кристаллизацию. Выявлено, что способ наплавки будет влиять на количество и морфологию феррита, тем самым оказывая влияние на механические свойства и коррозионную стойкость сталей. По результатам анализа литературного обзора сформулирована цель и задачи исследования.

Описаны методики проведения экспериментов, применяемое оборудование и характеристики материала.

Вторая глава посвящена исследованию влияния термического цикла наплавки на процессы кристаллизации сталей аустенитного класса. Исследования структуры на образцах с однослойной наплавкой показали, что при плазменной наплавке кристаллизация металла проходит по ферритно-аустенитному (ФА) механизму с разным видом морфологии феррита. В нижней части слоя преобладающей является пластинчатая (кружевная) морфология феррита, в средней и верхней частях присутствуют и пластинчатая, и скелетная морфологии (рисунок 1).

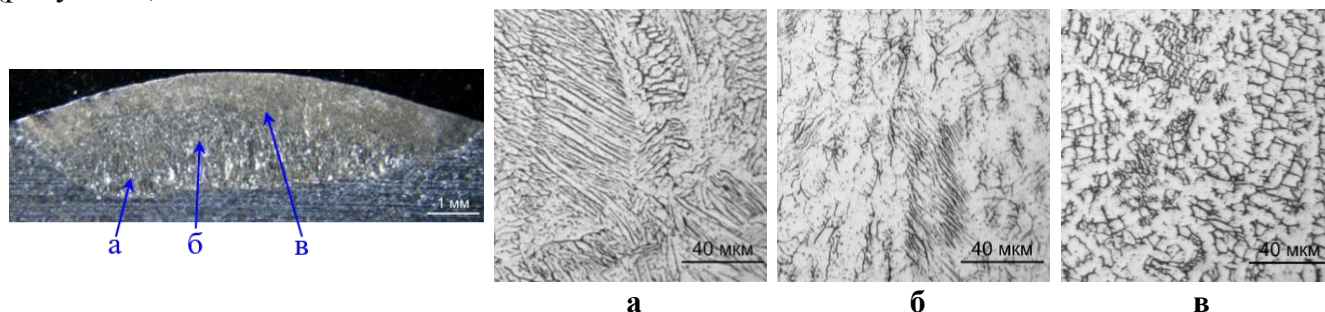


Рисунок 1 – Макро- и микроструктура однослойного образца при плазменной наплавке

При плазменной наплавке плавящимся электродом (плазма-МИГ) нижняя и средняя части валика кристаллизуется как по ФА механизму со скелетной морфологией феррита, так и по аустенито-ферритному (АФ) механизму, в верхней части – механизм кристаллизации ФА с различными морфологиями (рисунок 2).

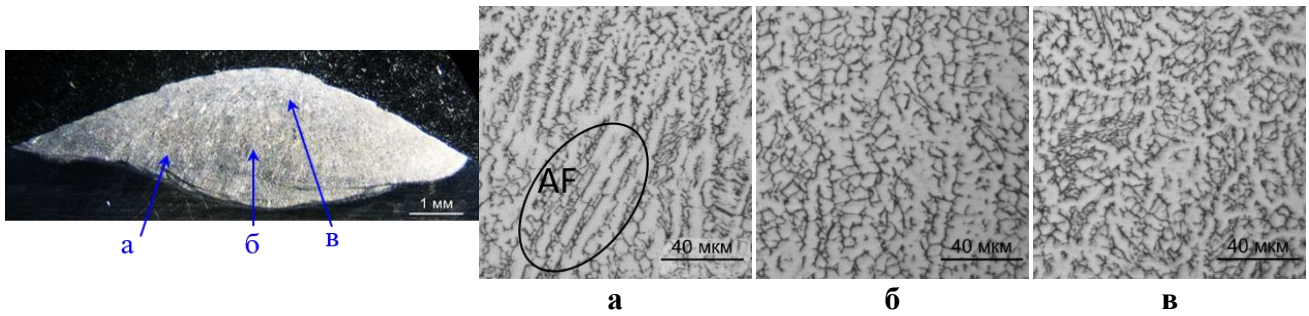


Рисунок 2 – Макро- и микроструктура однослойного образца при плазма-МИГ наплавке

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. Уравнения тепловых моделей были получены аналитически методом функций Грина для бесконечной пластины при воздействии источников тепла мощностью эквивалентной мощности при наплавке. Для плазменной наплавки рассматривалось действие плоского нормально-кругового источника тепла, а для наплавки плазма-МИГ действие комбинированного источника тепла, состоящего из плоского нормально-кругового и объемного нормально-кругового. По полученным уравнениям был произведен расчет распределения температурных полей, скоростей охлаждения жидкого металла до температуры кристаллизации, изменения градиентов температур во всем объеме сварочной ванны и по фронту кристаллизации.

Анализ проведенных расчетных исследований показал, что при одной и той же форме проплавления в результате действия плазменного источника тепла в металле образуется более концентрированное температурное поле, имеющее более высокий градиент температур в жидкой ванне (до $800\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мм}$), по сравнению с воздействием источника тепла плазма-МИГ (рисунок 3 б, г). Максимальные значения скоростей охлаждения достигаются в центральной части жидкой ванны и при плазменной наплавке превышают $1700\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{сек}$, а при наплавке плазма-МИГ – $1350\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{сек}$.

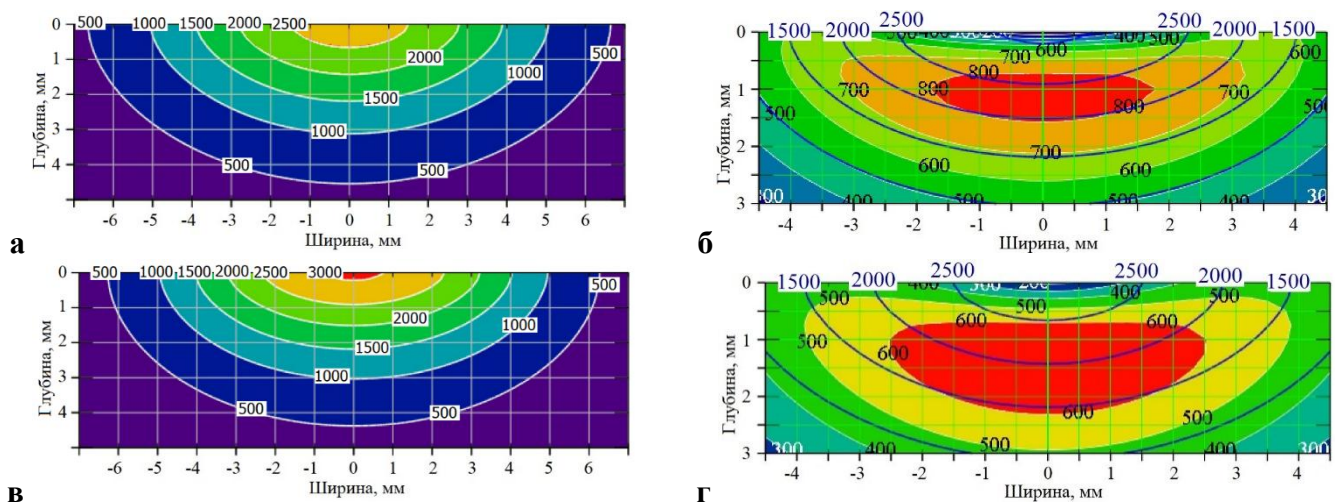


Рисунок 3 – Распределения температур (а, в), карты распределения градиента температур и изотермы (б, г) в поперечном сечении при плазменной (а, в) и плазма-МИГ наплавке (б, г)

Для оценки влияния термического цикла наплавки на схему кристаллизации сталей аустенитного класса был выбран количественный критерий – градиент температур по фронту кристаллизации (рисунок 4). Установлено, что при градиенте температур более

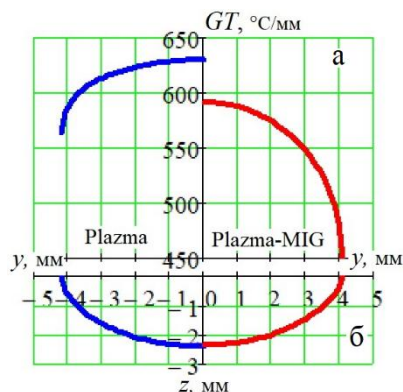


Рисунок 4 – Изотермы кристаллизации в поперечном сечении (б) и градиент температур (а) для плазменной наплавки и плазма-МИГ

550°C/мм кристаллизация наплавленного металла будет проходить по FA механизму. При меньшем значении металл начнет кристаллизоваться по AF механизму, и чем ниже будет градиент температур, тем больший объем металла будет кристаллизоваться по этому механизму.

Исследования образцов, полученных многослойной наплавкой, показали, что в обоих случаях наплавки 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. При плазма-МИГ наплавке транскристаллизация проявляется в большей степени: образуются длинные столбчатые зерна, прорастающие через все наплавленные слои, хорошо видны границы между слоями (рисунок 5 б). При плазменной наплавке, когда скорости охлаждения наплавленных слоев выше, транскристаллитный рост наблюдается в пределах 2-3 слоев, столбчатые кристаллиты имеют большую ширину и меньшую длину, границы между слоями практически не видны (рисунок 5 а).

Микроструктура имеет дендритное строение, характерное для наплавленного металла стали аустенитного класса (рисунок 6). По высоте наплавленных слоев наблюдается изменение размеров микроструктуры: при плазма-МИГ наплавке междендритное расстояние изменяется почти в 4 раза, при плазменной наплавке изменения незначительные, микроструктура более мелкодисперсная (рисунок 5 в).

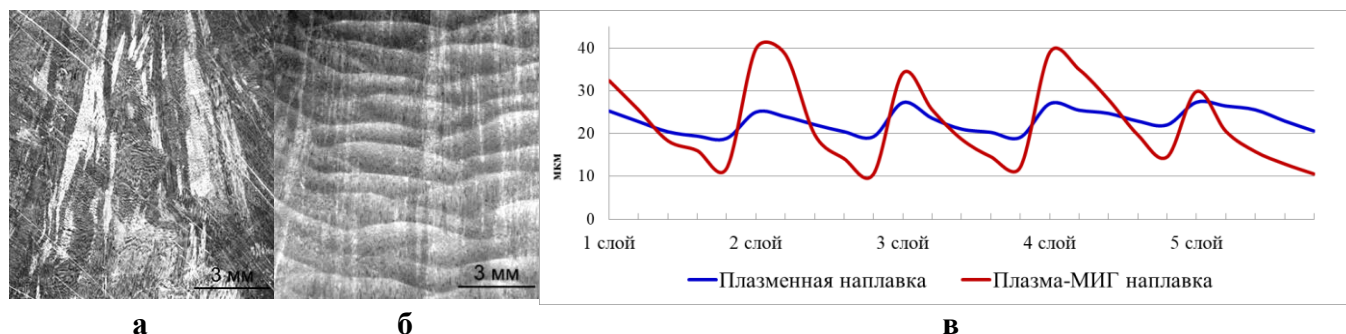


Рисунок 5 – Макроструктура наплавленного металла в поперечном сечении при плазменной (а) и плазма-МИГ наплавке (б) и изменение размеров междендритного расстояния по высоте слоя (в)

Микроструктурный анализ подтверждает транскристаллитный характер роста зерен при многослойной наплавке. В зонах сплавления между слоями видно совпадение направления роста столбчатых дендритов нижнего слоя с верхним (рисунок 6 а,в). При плазма-МИГ наплавке прорастание отслеживается практически через все слои, при плазменной наплавке часть кристаллитов меняет направление роста в следующем слое

(рисунок 6 б). Также микроструктурным анализом было установлено, что при многослойной плазменной наплавке кристаллизация металла происходит в основном по FA механизму, не более 10% кристаллизуется по AF механизму. При плазма-МИГ наплавке доля металла, кристаллизующегося по AF механизму увеличивается до 20%. При FA механизме кристаллизации имеет место как скелетная, так и пластинчатая морфология феррита.

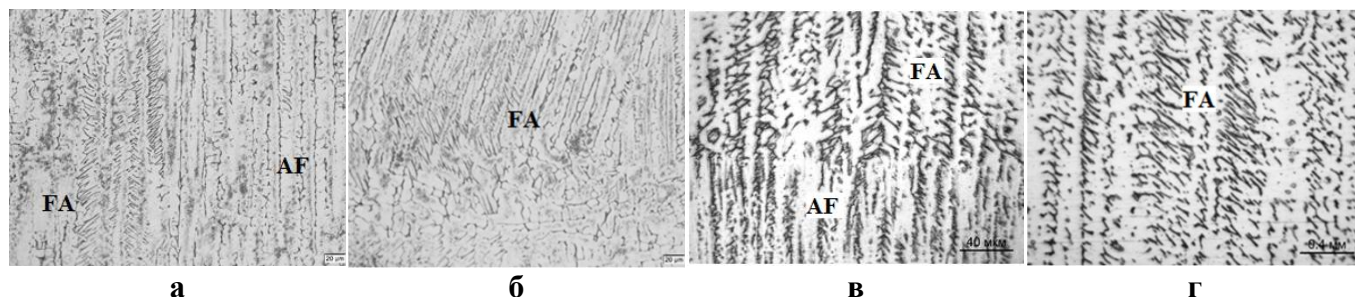


Рисунок 6 – Микроструктура при плазменной (а, б) и плазма-МИГ наплавке (в, г) в зоне сплавления (а, б, в) и внутри слоя (г)

Для выявления природы тонкой структуры междендритного пространства и определения химического состава фаз на сканирующем электронном микроскопе с энергодисперсионным спектрометром применялись два вида реактивов травления образцов: реактив Васильева для выявления неизвестных фаз, реактив Verahas для выявления δ -феррита. В результате применения первого реактива на образцах, полученных плазма-МИГ, остались частички второй фазы (рисунок 7 б); при плазменной наплавке эти частицы не были обнаружены (рисунок 7 а). По химическому составу было установлено, что частицы второй фазы представляют собой карбиды сложного состава. При травлении реактивом Verahas на образцах, полученных плазменной наплавкой, в междендритном пространстве полностью сохранялся δ -феррит (рисунок 7 в).

Таким образом, при послойной плазменной наплавке, когда по AF механизму кристаллизуется не более 10% объемной доли металла, формируется аустенито-ферритная структура. При более медленных скоростях охлаждения, когда объемная доля металла кристаллизующегося по AF механизму увеличивается (наплавка плазма-МИГ), происходит выделение мелкодисперсных карбидов в междендритном пространстве. Выделение карбидов происходит в ферритной фазе под воздействием термических циклов наплавки (эффект самостарения).

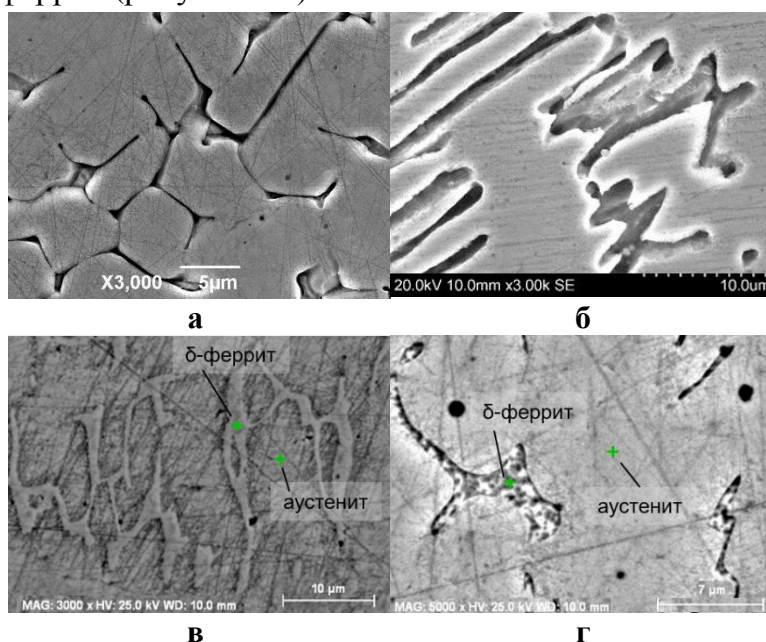


Рисунок 7 – Растровая электронная микроскопия при плазменной (а, в) и плазма-МИГ наплавке (б, г)

Проведенный количественный рентгенофазовый анализ показал, что при плазменной наплавке в структуре наплавленного металла образуется примерно 8% δ -феррита (рисунок 8), а при плазма-МИГ наплавке более 10% второй фазы (δ -феррита и карбидов).

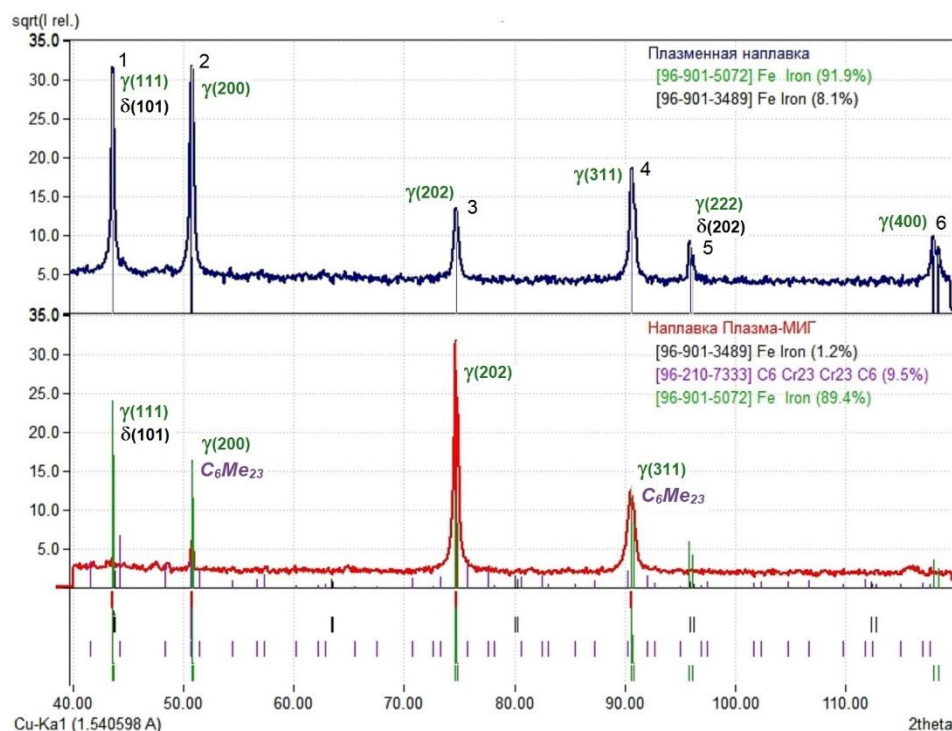


Рисунок 8 – Дифрактограммы наплавленных образцов и результаты рентгенофазового анализа

транскристаллитный характер кристаллизации металла. На дифрактограмме металла, полученного плазменной наплавкой таких пиков больше, при кристаллизации преимущественный рост дендритов происходит в нескольких направлениях, т.е. формируется структура без ярко выраженной ориентации зерен. Это подтверждает снижение степени транскристаллитного характера кристаллизации металла.

Таким образом, при многослойной наплавке сталей аустенитного класса более высокие скорости охлаждения наплавленных слоев способствуют уменьшению характера транскристаллитной кристаллизации, повышению доли металла, кристаллизующегося по FA механизму, уменьшению разницы размеров дендритной структуры.

Третья глава посвящена исследованию влияния модуляции тока дуги при многослойной плазменной наплавке на формирование структуры. Для выбора частоты модуляции тока были проведены предварительные исследования на однослойных образцах. Проведенные исследования и обработка результатов с применением функции желательности Харрингтона позволяют сделать вывод, что наилучшие результаты по стабильности формирования геометрии валиков, по структуре и механическим характеристикам, обеспечиваются при плазменной наплавке с частотой модуляции тока более 5 кГц. Дальнейшие исследования проводились при многослойной наплавке образцов с модуляцией тока при частоте 5 кГц, 15 кГц и без модуляции.

На дифрактограмме металла, полученного послойной наплавкой плазма-МИГ, максимальную интенсивность имеют два пика от кристаллографических плоскостей γ -железа (200) и (311), т.е. преимущественный рост столбчатых дендритов происходит в направлении этих плоскостей, и в металле формируется преимущественная ориентация зерен. Это подтверждает

Применение модуляции тока при послойной плазменной наплавке способствует частичному подавлению транскристаллизации наплавленного металла: изменяется направление роста столбчатых кристаллитов относительно предыдущего слоя. Наибольший эффект проявляется при частоте модуляции 5 кГц (рисунок 9).

Кристаллизация металла идет преимущественно по ФА механизму с небольшой долей по АФ механизму: 10 % при наплавке без модуляции тока, 5 % - с модуляцией при частоте 5 кГц, 7,5 % - при частоте 15 кГц. Применение модуляции тока при наплавке способствует измельчению структуры. Более однородная по размерности структура образуется при частоте 15 кГц (рисунок 10).

Химический состав, определенный на сканирующем электронном микроскопе показал, что при плазменной наплавке без модуляции тока и с модуляцией 15 кГц состав фаз аустенита и феррита одинаковый, количество хрома в δ -феррите больше, чем в аустените, а никеля меньше. При наплавке с частотой 5 кГц образуется более однородная структура по химическому составу: содержание легирующих элементов в аустените и феррите практически одинаковое (рисунок 11).

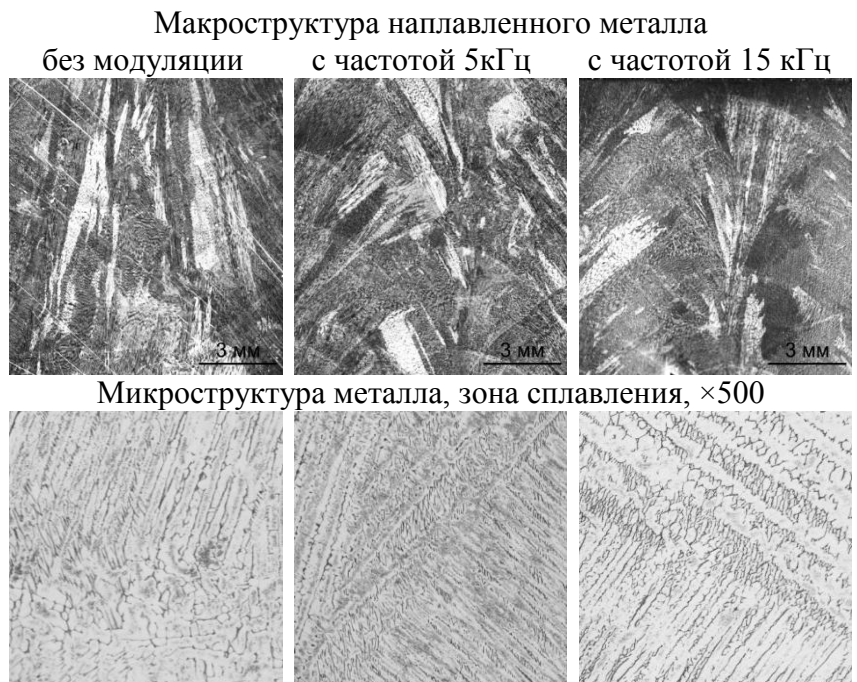


Рисунок 9 – Макро- и микроструктура металла при плазменной наплавке

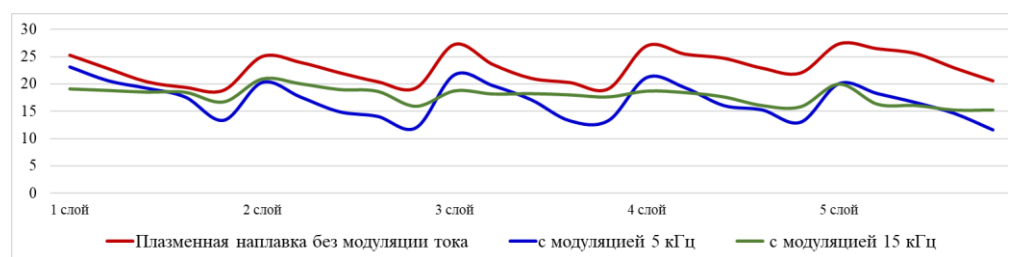


Рисунок 10 – Изменение размеров междендритного расстояния по высоте слоя

Без модуляции тока Частота 5кГц Частота 15 кГц

	аустенит	δ -феррит	аустенит	δ -феррит	аустенит	δ -феррит
Cr, %	19,02-19,99	24,29-26,92	19,00-22,65	22,02	18,90-20,02	26,57
Ni, %	9,64-12,04	4,77-6,37	7,49-11,82	7,90	9,67-12,22	4,99

Рисунок 11 – Растровая электронная микроскопия при плазменной наплавке

Рентгенофазовый анализ показал, что применение при послойной наплавке модуляция тока дуги с частотой 5 кГц приводит к повышению содержания δ -феррита до 14 %. При повышении частоты модуляции до 15 кГц количество δ -феррита в наплавленном металле снова уменьшается до 8-9 % (рисунок 12).

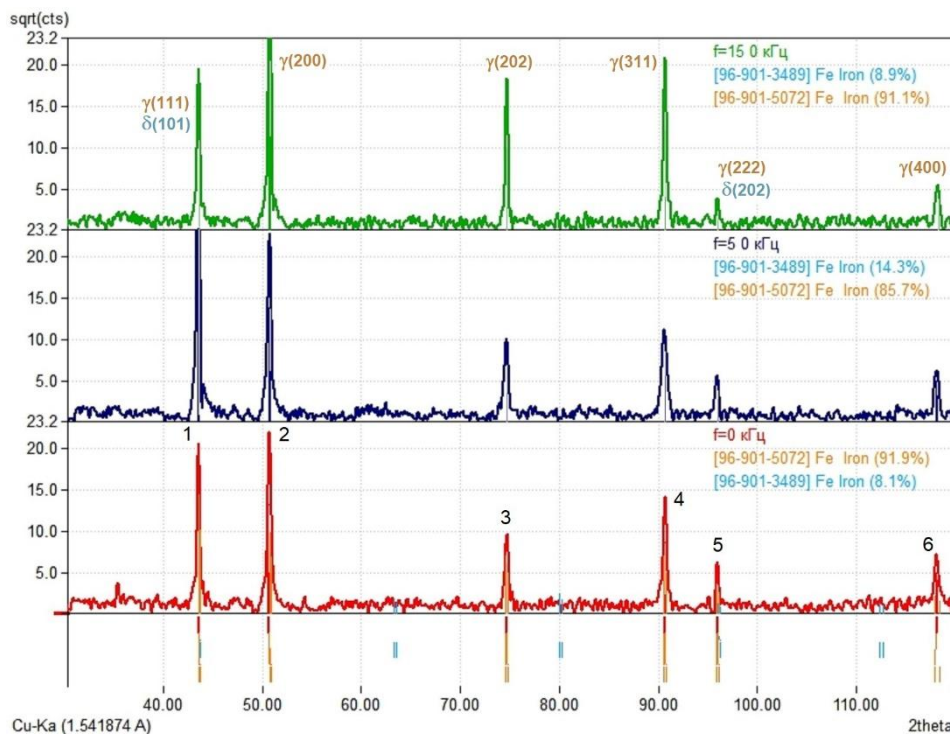


Рисунок 12 – Дифрактограммы наплавленных образцов и результаты рентгенофазового анализа при плазменной наплавке

Применение модуляции тока приводит к увеличению твердости наплавленного металла. Наибольшее среднее значение твердости наблюдается при частоте модуляции тока 15 кГц, что связано с измельчением структуры. Наименьший разброс наблюдается при частоте модуляции тока 5 кГц, что связано с образованием более однородной по химическому составу структуры (таблица 1).

Таблица 1 – Микротвердость наплавленных образцов, полученных плазменной наплавкой

	Без модуляции тока HV 0,1 кг/мм ²	Частота 5 кГц HV 0,1 кг/мм ²	Частота 15 кГц HV 0,1 кг/мм ²
Среднее значение микротвердости	186	200	223
Минимальное значение	169	182	201
Максимальное значение	210	217	250
Среднеквадратичное отклонение	8,5	7	12

Четвертая глава посвящена исследованию влияния холодной пластической деформации на формирование структуры при аддитивном выращивании изделия методом плазменной наплавки плавящимся электродом.

Применение послойной холодной проковки позволяет устранить направленную транскристаллизацию: формируется однородная структура как в продольном, так и в поперечном сечении с небольшими столбчатыми кристаллитами, прорастающими только в пределах одного слоя (рисунок 13). На механизм кристаллизации послойная холодная проковка не оказала влияния: до 20 % объемной доли металла кристаллизуется по АФ механизму, при FA механизме морфология феррита скелетная и пластинчатая. Холодная послойная деформация привела к повышению дисперсности микроструктуры (рисунок 13), к измельчению структуры в верхней части слоев (рисунок 14) и к изменению направления роста кристаллитов в последующих слоях.

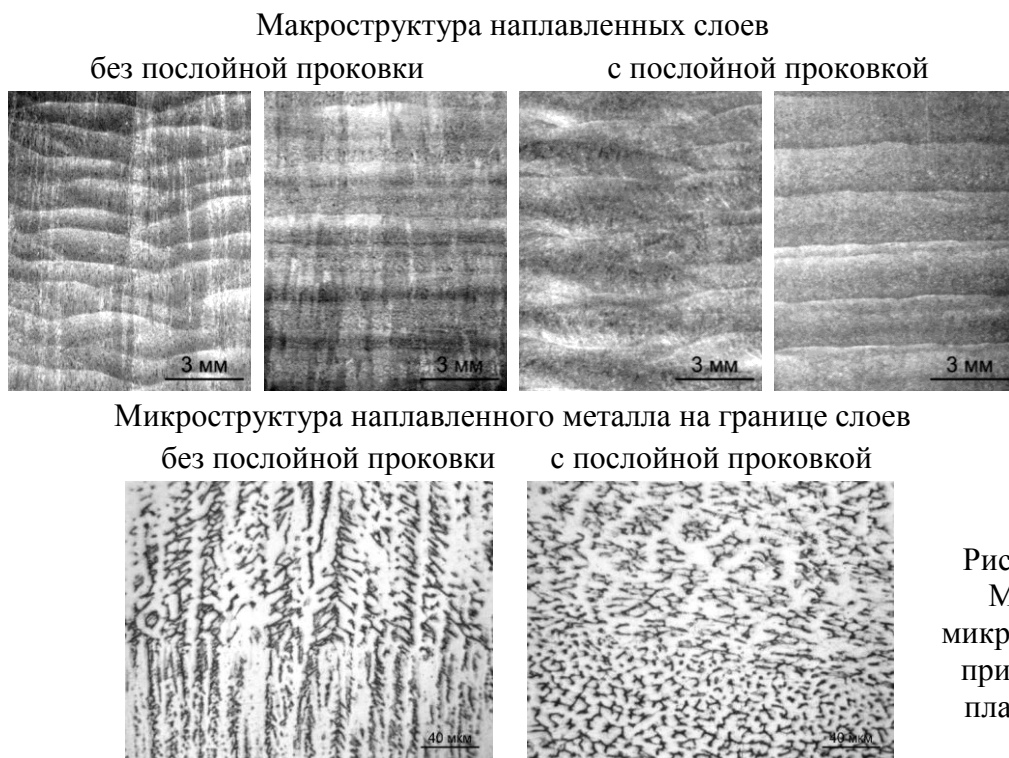


Рисунок 13 –
Макро- и
микроструктура
при наплавке
плазма-МИГ

Данные изменения в микроструктуре связаны с тем, что в результате деформации в верхней части слоя происходит измельчение микроструктуры, при кристаллизации нового наплавляемого слоя центрами кристаллизации становятся измельченные зерна. В результате формируется микроструктура меньшего размера, чем при наплавке без проковки. Так же при холодной деформации в поверхностном слое повышается плотность дислокаций и напряжений. Это способствует смене направления роста кристаллитов в следующем слое.

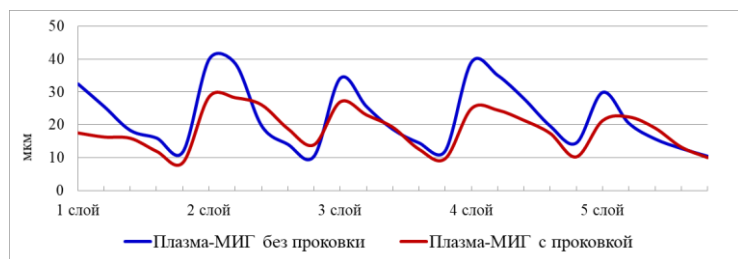


Рисунок 14 – Изменение размеров междендритного расстояния по высоте слоя

Исследования междендритного пространства на оптическом микроскопе в поляризованном свете и на сканирующем электронном микроскопе с помощью энергодисперсионного спектрометра показали, что на образцах, полученных плазма-МИГ с послойной

проковкой размер карбидных частиц меньше и они более равномерно распределены, чем на образцах, полученных плазма-МИГ без послойной проковки (рисунок 15).

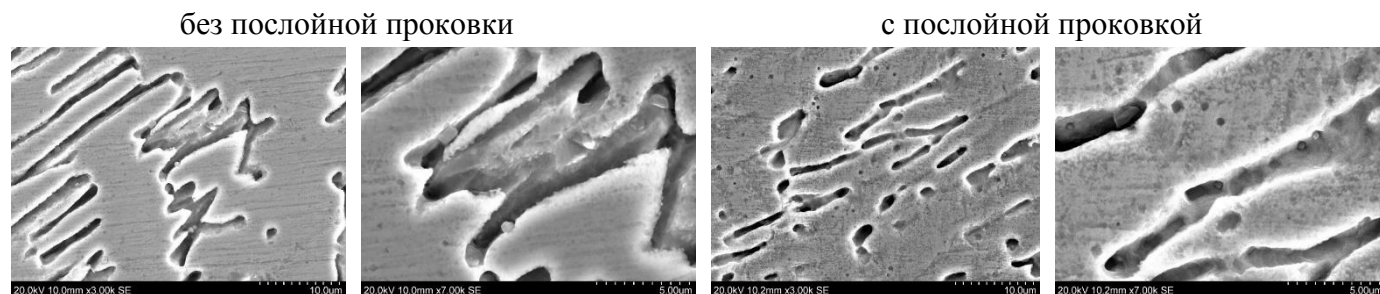


Рисунок 15 – Растровая электронная микроскопия при плазма-МИГ наплавке

Рентгенофазовый анализ показал, что при плазма-МИГ наплавке с послойной холодной проковкой в металле не наблюдается текстурированная структура с преимущественной ориентацией зерен (рисунок 16), что подтверждает отсутствие транскристаллитного характера кристаллизации металла.

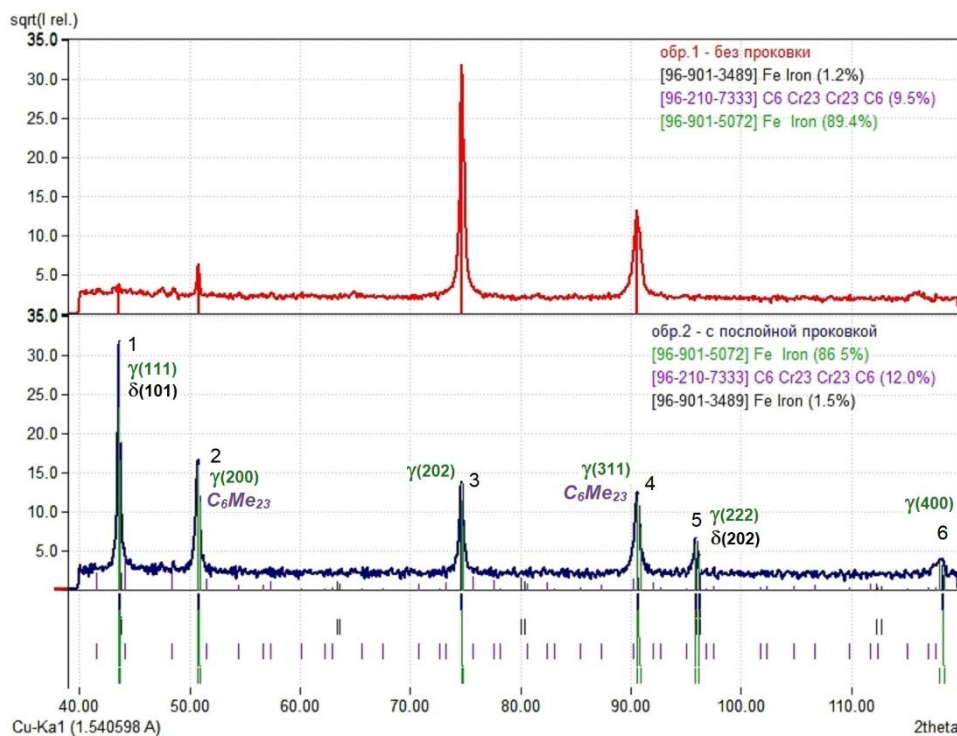


Рисунок 16 – Дифрактограммы наплавленных образцов и результаты рентгенофазового анализа при плазма-МИГ наплавке

микроструктуры и увеличения карбидных частиц, однако более однородная твердость наблюдается в случае наплавки без проковки (рисунок 17).

В пятой главе представлены результаты исследования механических свойств и коррозионной стойкости наплавленных заготовок методами, рассмотренными выше. Проведенные испытания показали, что механические свойства аддитивно выращенных заготовок из стали аустенитного класса превосходят или находятся на высоком уровне относительно характеристик изделий, получаемых традиционными методами (таблица 2).

Модуляция тока дуги при послойной плазменной наплавке, несмотря на незначительное понижение прочностных характеристик, приводит к снижению анизотропии прочностных характеристик (σ_B , σ_T), относительно наплавки без модуляции. Так же приводит к повышению пластических характеристик (δ , Ψ).

Применение послойной холодной проковки приводит к значительному повышению прочностных характеристик (σ_B , σ_T), по сравнению с наплавкой плазма-МИГ без проковки.

Количественным анализом установлено, что холодная пластическая деформация приводит к небольшому увеличению содержания второй фазы (карбиды + δ -феррит) более 13 %.

Измерения микротвердости показали, что применение послойной холодной проковки приводит к повышению микротвердости на 50 единиц HV за счет измельчения

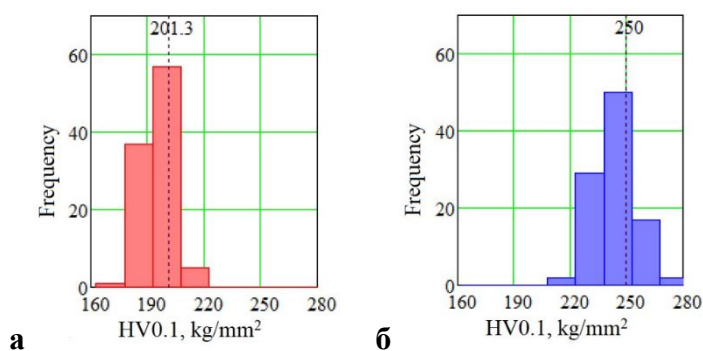


Рисунок 17 – Гистограммы микротвердости при плазма-МИГ наплавке без холодной проковки (а), с холодной проковкой (б)

Такое изменение прочностных свойств связано с уменьшением дисперсности микроструктуры и более равномерным распределением мелкодисперсных карбидов по объему дендритов. На фоне уменьшения уровня пластических характеристик (δ , Ψ) послойное холодное деформирование способствует снижению их анизотропии.

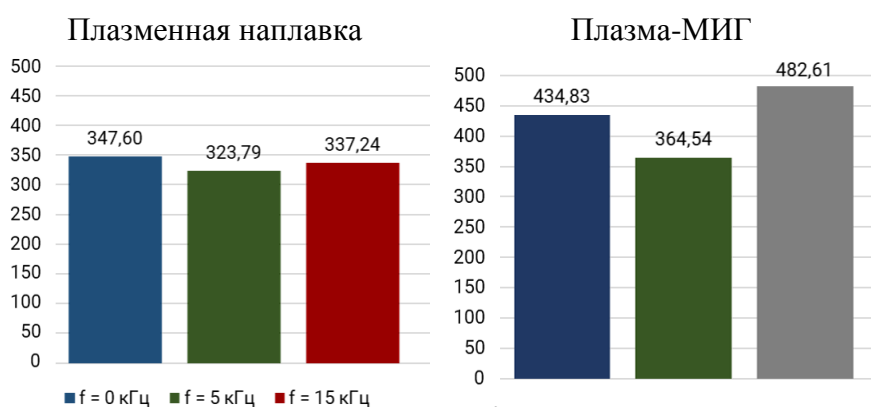
Таблица 2 – Результаты испытаний механических свойств

№	Способ наплавки, материал	Предел прочности σ_B , МПа	Предел текучести σ_T , МПа	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение Ψ , %	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 04X18N10 закалка T = 1020-1100 °C	≥440	≥155	≥40	≥45	ГОСТ 5949-75

Результаты проведенных исследований коррозионных свойств наплавленных образцов показали, что во всех рассматриваемых видах послойной наплавки скорость коррозии ниже, чем у изделий, полученных традиционными методами (рисунок 18).

Более высокая стойкость к коррозионному разрушению обусловлена структурой, которая сформировалась в процессе наплавки, и 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 с более однородной по химическому составу структурой, полученный при послойной плазменной наплавке с модуляцией тока

Рисунок 18 – Исследование коррозионных свойств, скорость коррозии, V_m , г/(м²·час)

при частоте 5 кГц (доля металла, кристаллизующегося по аустенито-ферритному механизму, не превышает 5 %).

Применение послойной холодной проковки при наплавке плазма-МИГ, не оказывая влияние на механизм кристаллизации, приводит к повышению коррозионной стойкости, также меняет характер коррозионного разрушения, по сравнению с наплавкой без деформирования. Это связано с изменениями макро- и микроструктуры: более мелко дисперсная, состоящая в основном из зерен равноосной формы.

На всех анализируемых образцах наблюдается одинаковый тип коррозии, представляющий сплошную коррозию с неравномерным характером поражения. На образцах, полученных плазма-МИГ наплавкой, кроме этого типа коррозии, есть небольшие участки, имеющие характер избирательного коррозионного поражения в виде пятен, а также участки избирательной коррозии с элементами межкристаллитной по границам отдельных столбчатых кристаллитов. Применение послойной холодной проковки приводит к устранению избирательной коррозии, коррозионное разрушение происходит по типу сплошной с неравномерным характером поражения (рисунок 19).

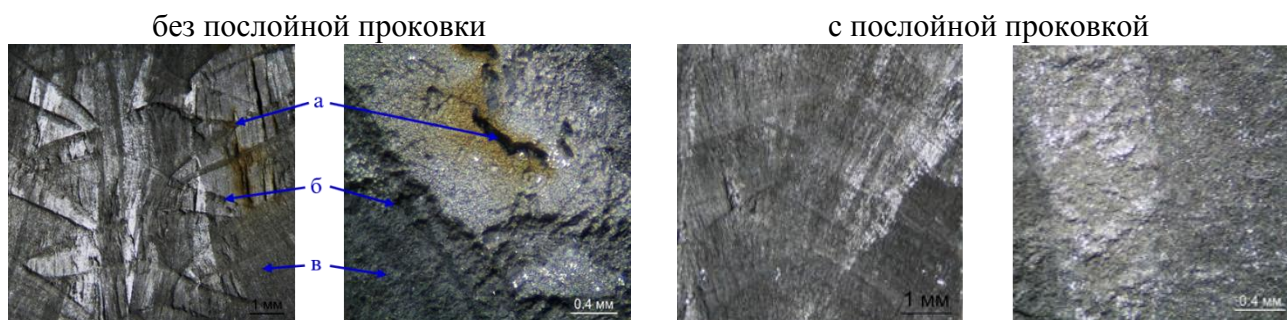


Рисунок 19 – Макрофрактограммы поверхности после коррозионных испытаний при плазма-МИГ наплавке: **а** – избирательная коррозия с элементами межкристаллитной; **б** – избирательная коррозия с поражениями в виде пятен; **в** – сплошная коррозия с неравномерным характером поражения

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 °С/мм образуется двухфазная аустенито-ферритная структура, кристаллизация идет по феррито-аустенитному механизму; при понижении скорости охлаждения, когда градиент температур ниже 550 °С /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 δ -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 послышной холодной пластической деформации при плазменной наплавке плавящимся электродом сталей аустенитного класса на формирование структуры и свойства. Установлено, что холодная послышная 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 влияние термического цикла, модуляции тока и холодной пластической деформации при послышной плазменной наплавке на механические и эксплуатационные характеристики аддитивно выращенных заготовок из сталей аустенитного класса. Определено, что механические свойства металла, получаемого послышной 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 послышной 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 послышной холодной проковки при наплавке плазма-МИГ оказывает влияние на скорость коррозии, замедляя ее, также меняет характер коррозионного разрушения.

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Статьи, опубликованные в изданиях ВАК РФ:

1. Исследование влияния технологических приемов на формирование структуры и свойств при аддитивном выращивании изделий из хромоникелевых сталей аустенитного класса методами плазменной наплавки / Т. В. Ольшанская, А. Ю. Душина, Е. М. Федосеева, Д. Н. Трушников // Сварочное производство. - 2022. - № 9 (1054). - С. 5-16. [ВАК].

2. Влияние частоты тока в процессе импульсной послышной плазменной наплавки на структуру и свойства высоколегированной стали при аддитивном формировании изделий / А. Ю. Душина, Т. В. Ольшанская, С. Д. Неулыбин [и др.] // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2021. – Т. 23. – № 2. – С. 20-26. – DOI 10.15593/2224-9877/2021.2.03 [ВАК].

3. Влияние технологий наплавки на структурообразование жаропрочных никелевых сплавов / Е. А. Кривоносова, Ю. Д. Щицын, Д. Н. Трушников, А. В. Мышкина, С. Н. Акулова, С. Д. Неулыбин, **А. Ю. Душина** // *Металлург.* - 2019. - № 2. - С. 68-73 [ВАК].

Переводная версия: Influence of Surfacing Technologies on Structure Formation of High-Temperature Nickel Alloys / E. A. Krivonosova, Y. D. Shchitsyn, D. N. Trushnikov, A. V. Myshkina, S. N. Akulova, S. D. Neulybin, **A. Y. Dushina** // *Metallurgist = Metallurg (Metallurg).* - 2019. - Vol. 63, № 1-2- P. 197-205 [Web of Science].

Статьи, опубликованные в изданиях, индексируемых в базе Scopus/ Web of Science:

1. Microstructure and Properties of the 308LSi Austenitic Steel Produced by Plasma-MIG Deposition Welding with Layer-by-Layer Peening / T. Olshanskaya, D. Trushnikov, **A. Dushina**, A. Ganeev, A. Polyakov, I. Semenova // *Metals* [Electronic resource]. - 2022. - Vol. 12, Iss. 1, January. - Art. 82. - 14 p. - URL: <https://www.mdpi.com/2075-4701/12/1/82/htm> (дата обращения: 20.01.2022). - DOI 10.3390/met12010082. [Web of Science]

2. Olshanskaya T. V., **Dushina A. Y.**, Trushnikov D. N. Research of the technological methods influence on the formation of structure and properties during the additive growth of products from nickel chromium steels of the austenitic class by plasma-jet hard facing methods // *Journal of Physics: Conference Series.* – IOP Publishing, 2022. – Т. 2275. – №. 1. – С. 012003. [Scopus].

3. Influence of the Current Frequency in Pulsed Plasma Surfacing on the Strength of High-Alloy Steel in Additive Technology / Y. D. Shchitsyn, T. V. Ol'shanskaya, S. D. Neulybin, R. G. Nikulin, **A. Y. Dushina** // *Russian Engineering Research.* - 2021. - Vol. 41, № 9. - P. 845847. [Scopus].