

На правах рукописи



Фастов Сергей Анатольевич

**ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ
НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО ПОДСЛОЯ ПРИ МНОГОСЛОЙНОЙ
НАПЛАВКЕ ОПРАВОК ТРУБОПРОШИВНОГО СТАНА**

2.5.8. Сварка, родственные процессы и технологии (технические науки)

АВТОРЕФЕРАТ

**диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук**

Волгоград – 2025

Работа выполнена на кафедре «Оборудование и технология сварочного производства» Волгоградского государственного технического университета

Научный руководитель доктор технических наук, доцент,
ЗОРИН Илья Васильевич.

Официальные оппоненты: **КОБЕРНИК Николай Владимирович,**
доктор технических наук, доцент,
ФГАУ «Научно-учебный центр «Сварка
и контроль» при МГТУ им. Н.Э. Баумана»
(г. Москва), директор;

ГОРУНОВ Андрей Игоревич,
доктор технических наук, доцент,
Санкт-Петербургский политехнический
университет Петра Великого,
Научно-образовательный центр
«Конструкционные и функциональные
материалы», профессор.

Ведущая организация ФГАОУ ВО «Уральский федеральный
университет имени первого Президента
России Б.Н. Ельцина» (г. Екатеринбург).

Защита состоится «20» ноября 2025 г. в 10⁰⁰ на заседании диссертационного совета 24.2.282.02, созданного на базе Волгоградского государственного технического университета, по адресу: 400005, г. Волгоград, проспект им. В.И. Ленина, 28, зал заседаний ученого совета (ауд. 209).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Волгоградского государственного технического университета и на сайте www.vstu.ru по ссылке <https://www.vstu.ru/upload/iblock/48a/48aca8af86394aa2515bcc434cd4e92d.pdf>

Автореферат диссертации разослан «26» сентября 2025 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета



Хаустов Святослав Викторович

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования и степень ее разработанности. Одним из эффективных методов повышения эксплуатационных свойств трубопрокатного и трубопрошивного инструмента является электродуговая наплавка износостойких сплавов, большой вклад в развитие материалов и технологий для которой внесли *Быстров В.А., Рябцев И.А., Соколов Г.Н., Чигарев В.В., Якушин Б.Ф., Лецинский Л.К., Щетинин С.В., Степнов К.К.* и многие другие исследователи. Ими показано, что наплавку необходимо осуществлять с организацией предварительного подогрева и/или формированием между основным и наплавляемым сплавом промежуточного т.н. «буферного» подслоя. Это дает возможность снизить вероятность образования дефектов, уменьшить внутренние напряжения между основным и рабочим слоем металла, поскольку достаточно пластичный промежуточный слой обладает демпфирующими свойствами, и повысить эксплуатационные свойства всего изделия.

Вместе с тем металл изделий, работающих в условиях периодического теплового воздействия, испытывает напряжения сжатия и растяжения, значения которых в поверхностных слоях могут достигать предела текучести. Поэтому от состава наплавочных материалов требуется обеспечение не только высоких пластических свойств металла подслоя, но и прочностных, обуславливающих его способность сопротивляться циклическому силовому воздействию.

Очевидно, что дальнейшее развитие подходов к созданию металла подслоя связано с достижением более высокого сочетания показателей его прочности и пластичности. Перспективной с этой точки зрения структурой является бейнитный феррит, хорошая пластичность которого обусловлена формированием зерен с большими углами разориентации границ ($\Theta > 15^\circ$), что определяет повышенную энергию зарождения и развития трещины. Накопленный к настоящему времени опыт изучения влияния тепловложения при сварке и наплавке в работах *Чепрасова Д.П., Счастливецова В.М., Пышминцева И.Ю., Табатчиковой Т.И., Ефименко Л.А., Эфрона Л.И., Франтова И.И., Атер А.Е., Kumar S., Shu-jun Jia* и др. показывает, что в зависимости от системы легирования и длительности пребывания металла в диапазоне температур 800-300 °С исходная бейнитная структура может трансформироваться в различные продукты распада аустенита.

Условия формирования бейнитной структуры также осложняют характерные для многослойной наплавки циклы повторных нагревов и охлаждений, которые могут повлиять на развитие бейнитного превращения. По этой причине предпочтительно создание приемов, связанных с более эффективным, чем погонная энергия наплавки, способом влияния на энергетические характеристики сварочной ванны и структурно-фазовое состояние наплавленного металла, возможность чего была показана *Болдыревым А.М., Лебедевым В.А., Шолоховым М.А., Коберником Н.В., Ерофеевым В.А., Коробовым Ю.С., Горуновым А.И., Кривоносковой Е.А., Lai H.* и др. учеными.

Достаточно универсальным инструментом для этой цели является способ наплавки с поперечными перемещениями электрода (впервые исследованный Аку-

Автор выражает глубокую благодарность академику РАН Лысаку Владимиру Ильичу за участие в формировании направления и методологической подготовке исследований, а также помощи при анализе и обсуждении полученных результатов.

ловым А.И., Чернышевым Г.Г. и Кушниренко Б.Н.), позволяющий варьировать частотой и амплитудой его колебаний, а также траекторией движения. Управление этими параметрами даст возможность формирования подслоя с бейнитной структурой и более плавным градиентом изменения свойств между основным металлом и наплавленным износостойким слоем.

Актуальность диссертационной работы также подтверждается ее выполнением в соответствии с грантом РНФ № 24-23-20068 в 2024-2025 гг.

Цель и задачи работы. Повышение стойкости наплавленных оправок трубопрошивного стана на основе разработки состава порошковой проволоки для наплавки низколегированного подслоя бейнитного класса и исследования формирования его структуры и свойств под влиянием повторных нагревов и охлаждений.

Для достижения поставленной цели необходимо решение следующих задач:

1. Разработать состав порошковой проволоки для наплавки подслоя.
2. Изучить влияние режима наплавки колеблющимся электродом на параметры термического цикла с использованием математического моделирования.
3. Исследовать влияние термического воздействия от повторных нагревов на формирование наплавленного металла подслоя с бейнитной структурой.
4. Определить рациональную высоту наплавленного подслоя для достижения наилучшей стойкости трубопрошивной оправки на основе моделирования напряженно-деформированного состояния ее сегмента.
5. Разработать технологические рекомендации по наплавке оправок трубопрошивного стана и провести их опытно-промышленное апробирование.

Научная новизна работы. Новым научным положением работы, направленным на раскрытие взаимосвязей между характерными для многослойной наплавки циклами повторных нагревов и охлаждений в критически важном диапазоне температур 800-300 °С и развитием бейнитного превращения, является определение их совокупного влияния на формирование структурно-фазового состояния низколегированного подслоя, обеспечивающего повышенное сочетание показателей его прочности и пластичности.

На основе математического моделирования процесса наплавки с колебаниями сварочной дуги выявлена нестационарность во времени формы сварочной ванны и ее периодическое изменение с частотой равной частоте колебаний сварочной дуги, которая сопровождается регулярными перемещениями в поперечном направлении области расплава. Это вызывает перераспределение тепла по зоне термического влияния и дает возможность уменьшить в ней максимальную температуру, что значительно сокращает время пребывания металла при температурах выше $A_{с3}$.

По мере удаления источника нагрева от нижележащих слоев уменьшается не только скорость их охлаждения от 10 до 1 °С/с, но и содержание углерода от 0,3 мас.% до ~0,06 мас.% по направлению от стальной подложки к износостойкому металлу с формированием сплава переменного состава. В результате в наплавленном металле создаются условия для распада переохлажденного аустенита в области промежуточного бейнитного превращения по диффузионному механизму с образованием небольшого количества вырожденного перлита и мартенситно-аустенитной составляющей. В нижних слоях бейнитное превращение продолжается, пока оставшийся аустенит не достигнет критической концентрации углерода ~0,2 масс.%, при которой превращение аустенита в бейнит термодинамически не-

возможно, поскольку обе фазы имеют одинаковую свободную энергию.

Теоретическая значимость. Результаты проведенных в работе исследований расширяют представления о структурно-фазовых превращениях в низколегированном металле бейнитного класса в условиях периодичности теплового воздействия дуги на сварочную ванну, кристаллизующийся металл и металл зоны термического влияния. Полученные в работе результаты объясняют характер распределения термических напряжений, возникающих в процессе термического циклирования композита, в котором износостойкий (рабочий слой) и основной металл из углеродистой стали разделены промежуточным слоем бейнитного класса.

Практическая значимость. На основании полученных теоретических и экспериментальных результатов разработан состав порошковой проволоки ПП-Нп-БЗФVI (ТУ 25.93.15.130-071-02068060-2025). Разработанные технологические рекомендации дают возможность использовать преимущества способа колеблющегося электрода для наплавки в защитных газах изделий термо- и износостойких сплавов на малогабаритные оправки трубопрошивного стана.

Практическая реализация результатов исследований осуществлена на АО «Волжский трубный завод». Выполненные натурные испытания (при прокате труб на стане ТПА «50-200») наплавленных трубопрошивных оправок диаметром 72 мм показали повышение их стойкости на 35 % по сравнению с ресурсом работы штатных оправок. Повышенная стойкость оправок достигается более эффективным перераспределением напряжений, вследствие большей прочности металла подслоя по сравнению с основным металлом, или смещением границы "подслой – основной металл" в область меньших температур, при которых предел текучести основного металла выше.

Методология и методы исследования. Исследование носит комплексный характер и основано на принципах эмпирического подхода во взаимосвязи с математическим моделированием. При решении поставленных задач применяли электронно-микроскопические (растровый сканирующий микроскоп FEI VERSA 3D) исследования, в том числе метод дифракции обратно-отраженных электронов. Распределение твердости в наплавленном многослойном металле оценивали методами Виккерса (твердомер DurolinM) и Роквелла (ТН-500). С использованием механических испытаний (на разрывной машине УТС 111.2-50-32) при температурах до 800 °С получали диаграммы деформирования исследуемых сплавов. Контроль изменения температуры при исследовании теплового поля при электродуговой наплавке и при испытании композитных образцов на термическую стойкость осуществляли с помощью АЦП ЛА-20 USB и вольфрам-рениевых термопар (тип А по ГОСТ Р 8.585-2001), а обработку полученных термических циклов выполняли в ПО PowerGraph 3 Pro. Математическое моделирование процесса наплавки колеблющимся электродом и напряженно-деформируемого состояния сегмента оправки осуществляли в ПО COMSOL Multiphysics. Химический состав наплавленного металла измеряли с помощью оптико-эмиссионного спектрометра PMI-MASTERS Pro.

Положения, выносимые на защиту

1. Разработанный состав порошковой проволоки для наплавки низколегированного подслоя.
2. Результаты экспериментальных исследований и математического модели-

рования влияния колеблющегося электрода на формирование сварочной ванны и перераспределение тепла в зоне термического влияния.

3. Раскрытие взаимосвязей между формированием наплавленного металла подслоя с бейнитной структурой и термическим воздействием от повторных нагревов и охлаждений при многослойной наплавке.

4. Зависимость стойкости трубопрошивной оправки от толщины наплавленного подслоя на основе моделирования напряженно-деформированного состояния ее сегмента.

Степень достоверности и апробация результатов. Достоверность результатов обеспечивается применением современных методов исследования, необходимым и достаточным количеством экспериментального материала для корректной статистической обработки, сопоставлением полученных результатов с данными других авторов, совпадением теоретических расчетов и экспериментально полученных результатов.

Основные положения диссертации докладывались и обсуждались на международных и всероссийских научно-технических конференциях: «Сварка и диагностика» (МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва – 2024), XXII Менделеевский съезд по общей и прикладной химии (Сочи – 2024), XXIV, XXV и XXVI научно-практических конференция «Трубы-2021», «Трубы-2023» (РусНИТИ, Челябинск), «Трубы-2025» (РусНИТИ и АО «ВТЗ», Волжский), а также на XXVI (поощрительная премия) и XXVII (2 премия) региональных конференциях молодых исследователей Волгоградской области, ежегодных внутривузовских конференциях ВолгГТУ (2020-2024 гг.), XIII и XIV научно-технических конференциях ОАО «Волгограднефтемаш» (2023, 2024 г.г.) и научных семинарах кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» ВолгГТУ (Волгоград).

Личный вклад автора. Все результаты, приведенные в диссертации, получены либо самим автором, либо в соавторстве при его непосредственном участии, что отражено в опубликованных работах. Автору принадлежит получение, анализ и обобщение материалов, на базе которых обоснованы научные положения и выводы по результатам диссертационной работы.

Публикации. По материалам диссертационной работы опубликовано 33 работы, в том числе в рецензируемых журналах, рекомендованных ВАК при Минобрнауки РФ – 19, в изданиях, входящих в международные реферативные базы данных (Scopus/WOS) – 2. Получено 4 патента РФ на изобретение.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения, списка литературы, включающего 159 наименований, и приложения. Основная часть работы содержит 203 страниц машинописного текста, 125 рисунков, 16 таблиц.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении раскрыта актуальность работы, сформулирована научная новизна, показаны структура и содержание диссертации.

В первой главе показана эффективность износостойкой наплавки для увеличения срока службы изделий из углеродистых и инструментальных сталей. Описаны способы повышения качества наплавленного износостойкого сплава в т.ч. применение буферного слоя. Проанализированы материалы, применяемые в качестве подслоя и обоснован выбор материалов бейнитного класса для выполнения

наплавки промежуточных слоев. Выявлено влияние легирующих элементов и технологий сварки/наплавки на формирование структуры бейнитного класса в наплавленном металле. Показано, что одним из универсальных и технологически гибких способов наплавки металлургического оборудования является электродуговая наплавка с поперечными колебаниями электрода. На основе проведенного литературного обзора сформулированы цель и задачи исследования.

Во второй главе приведены материалы для изготовления порошковых проволок, показаны конструктивные особенности модернизации волочильного стана ОБ-575. Изложены технологические особенности электродуговой наплавки с поперечными колебаниями электрода. Приведена методика термического циклирования наплавленных композитов и другие методы исследования структуры и свойств наплавленного металла.

Третья глава посвящена разработке состава порошковой проволоки и исследованию процесса формирования структуры подслоя при многослойной наплавке колеблющимся электродом.

На основе анализа влияния легирующих компонентов на кинетику образования и механические свойства наплавленного металла была определена система легирования: С-Сr-Мо-Mn-Ni-Si-Cu-Al-Ti-La. Содержание легирующих элементов предлагается в следующих диапазонах, мас. %: углерод 0,15...0,25; хром 0,3...0,5; молибден 0,4...0,6; марганец 0,8...1,0; никель 0,7...0,9; кремний 0,3...0,6; медь 0,2...0,4; алюминий 0,1...0,2; титан 0,1...0,2; лантан 0,05...0,15; железо – остальное. Расчетным путем показано, что такой количественный состав позволяет при непрерывном охлаждении происходить распаду аустенита в области промежуточного превращения с небольшим количеством перлита, что дает возможность развития бейнитного превращения, в достаточно широком диапазоне скоростей охлаждения (рис. 1).

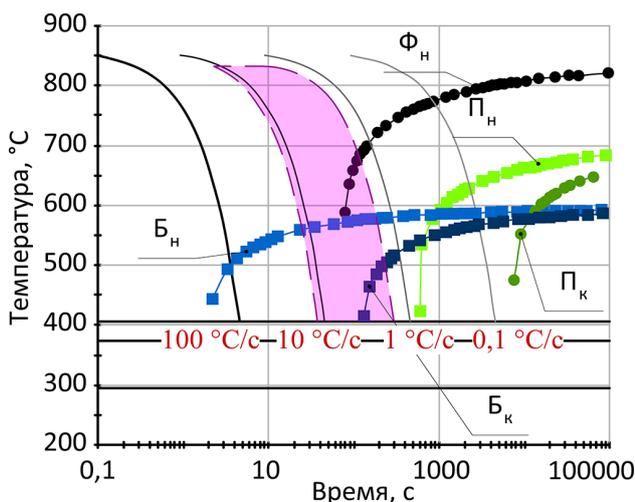


Рис. 1 – Диаграмма превращения аустенита при непрерывном охлаждении для исследуемого состава (получена с использованием моделирования в программе JMatPro)

Для реализации предложенной системы легирования изготавливали экспериментальные порошковые проволоки (\varnothing 2,5 мм) и анализировали взаимосвязь между количественным содержанием легирующих элементов в наплавленном металле и его механическими свойствами. В результате было установлено, что при выполнении соотношения между содержанием в наплавленном металле марганца, никеля, молибдена и хрома:

$$Mn = Ni + \frac{Mo + Cr}{6} \quad (1)$$

в рассматриваемой системе легирования достигается наилучшее соотношение между механическими свойствами и возможностью получения бейнитной структуры в широком температурном интервале $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и скоростей охла-

ждения, что важно при формировании подслоя в условиях повторных нагревов и охладений от многопроходной многослойной соседних валиков.

Анализ влияния основных параметров режима наплавки колеблющимся электродом (амплитуда A и частота f колебаний, силы тока I_n и скорости наплавки v_n) выполняли во взаимосвязи этих параметров в виде диаграммы (рис. 2), которая отображает область существования режимов, обеспечивающих качественное формирование наплавленного металла.

Критерием служило отсутствие в краевых участках наплавленных валиков дефектов в виде подрезов, представляющих наибольшую опасность, прежде всего, в условиях многопроходной и многослойной наплавки колеблющимся электродом. Установлено, что диапазон режимов бездефектного формирования достаточно узок и находится в области относительно высоких значений сварочного тока, низких значений скорости наплавки и частоты колебаний электрода.

Для построения корректной модели процесса наплавки плавящимся электродом с учетом поперечных колебаний решали две связанные задачи. На первом этапе определяли подходящую модель подвижного источника и в результате решения задачи оптимизации подбирали (так как действительное распределение количества тепла неизвестно) соответствующие свободные параметры источника так, чтобы форма ванны совпала с экспериментом для наплавки без колебаний. В качестве целевой функции использовалось среднеквадратичное отклонение температуры в данных точках от температуры плавления наплавленного металла. При формировании целевой функции принималось, что двухфазная зона отсутствует и плавление/кристаллизация протекают изотермически. Задача оптимизации решалась методом Нелдера-Мида, в результате была получена форма ванны, соответствующая эксперименту, а также оптимальные параметры источника тепла.

Далее модифицировали теплопроводность жидкой фазы для учета движения расплава в поперечном по отношению к наплавке направлении так, чтобы форма ванны совпала с экспериментом для наплавки с колебаниями электрода.

В качестве модели теплового источника был выбран неподвижный источник тепла с гауссовым распределением вида:

$$q = q_0 \exp\left(-\frac{(x - x_0)^2 + (y - y_0)^2}{r_0^2}\right) \quad (2)$$

где $q_0 = \frac{nUI}{\pi r_0^2}$ – номинальная плотность теплового потока; x_0, y_0 – положение

$I_{св}, A$	$v_n, \text{см/мин}$	$q_n, \text{кДж/см}$	$A = 5 \text{ мм}$			$A = 10 \text{ мм}$			$A = 15 \text{ мм}$		
			$f, \text{Гц}$								
			0,7	1,7	2,7	0,7	1,7	2,7	0,7	1,7	2,7
250	20	15,6	■	■	■	■	■	■	■	■	■
	16	19,5	■	■	■	■	■	■	■	■	■
	12	26	■	■	■	■	■	■	■	■	■
300	20	18,7	■	■	■	■	■	■	■	■	■
	16	23,6	■	■	■	■	■	■	■	■	■
	12	31	■	■	■	■	■	■	■	■	■
350	20	21,8	■	■	■	■	■	■	■	■	■
	16	27,3	■	■	■	■	■	■	■	■	■
	12	36,4	■	■	■	■	■	■	■	■	■

Рис. 2 – Диаграмма областей рабочих режимов наплавки колеблющимся электродом (поле **бездефектного** формирования металла; режимы с **образованием подрезов**; не выделена цветом область нарушения формирования)

центра источника; r_0 – эффективный радиус источника. Дополнительно в уравнении (2) задан закон движения в поперечном направлении согласно следующему уравнению:

$$y_0(t) = -\frac{A}{2} \left[2 \cos(2\pi Nt) + 0,5 \frac{A}{L} \cos(4\pi Nt) \right] \quad (3)$$

где A – амплитуда колебаний; N – частота колебаний; L – плечо колебателя.

В модели учитывали, что свойства материалов зависят от температуры и формируются с учетом различия в химическом составе между наплавленным и основным металлами. Граничные условия: на остальных поверхностях задан конвективный теплообмен и потери тепла, связанные с излучением.

Для наплавки с поперечными колебаниями уравнение теплопроводности (в эйлеровой постановке) принимается в нестационарной форме:

$$\rho c_p \left(\frac{\partial T}{\partial t} + \mathbf{v} \cdot \nabla T \right) = -\nabla \cdot \mathbf{q} + Q \quad (4)$$

В уравнении (1) вектор потока тепла определяется согласно закону Фурье:

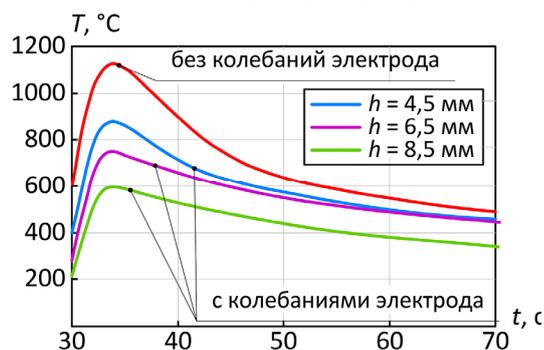
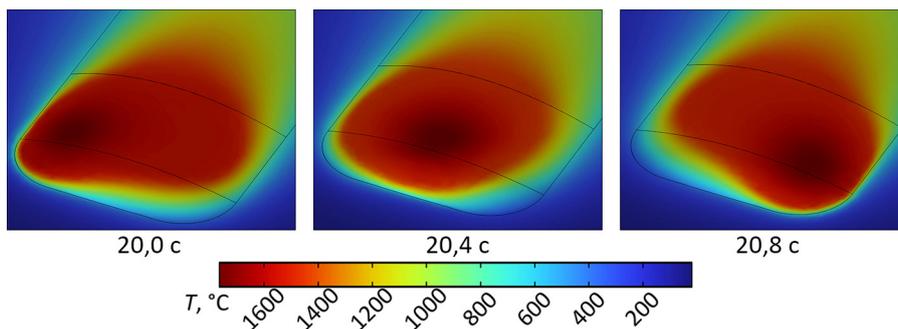
$$\mathbf{q} = -\mathbf{k} \cdot \nabla T \quad (5)$$

где $\mathbf{k} = k\mathbf{1}$ – тензор теплопроводности изотропной среды; $\mathbf{1} = \mathbf{e}_i \otimes \mathbf{e}_j$ – единичный тензор; \mathbf{e}_i – орты пространственной системы координат; k – коэффициент теплопроводности.

Для учета конвективного перемешивания в поперечных основному направлению наплавки направлению вводится модифицированный изотропный тензор теплопроводности для жидкой фазы:

$$\begin{aligned} \mathbf{k} &= \theta_1 \mathbf{k}_{\text{solid}} + \theta_2 \mathbf{k}_{\text{liquid}} \\ \mathbf{k}_{\text{solid}} &= k\mathbf{1} \\ \mathbf{k}_{\text{liquid}} &= k\mathbf{e}_1 \otimes \mathbf{e}_1 + k_{\text{mod}} \mathbf{e}_2 \otimes \mathbf{e}_2 + k_{\text{mod}} \mathbf{e}_3 \otimes \mathbf{e}_3 \end{aligned} \quad (6)$$

где \mathbf{e}_1 – единичный вектор, соответствующий направлению наплавки; $\mathbf{e}_2, \mathbf{e}_3$ – единичные векторы перпендикулярные \mathbf{e}_1 и образующие правую тройку; k – значение теплопроводности в направлении \mathbf{e}_1 ; k_{mod} – значение теплопроводности в направлении $\mathbf{e}_2, \mathbf{e}_3$.



($I_{\text{н}} = 300 \text{ А}$; $U_{\text{д}} = 26 \text{ В}$; $v_{\text{н}} = 18 \text{ см/мин}$)

Рис. 3 – Тепловое поле сварочной ванны при наплавке колеблющимся электродом в разные моменты времени и распределение расчетной температуры по глубине h в ЗТВ

Параметры колебаний выбирали исходя из возможности формирования наиболее широкого валика при использовании режима, обеспечивающего бездефектную наплавку.

В результате проведенного расчета установлено, что сва-

В результате проведенного расчета установлено, что сва-

рочная ванна имеет нестационарную во времени форму и совершает ее периодическое изменение с частотой равной частоте колебаний сварочного источника (рис. 3). Применение поперечных перемещений приводит к сокращению протяженности сварочной ванны и фронта кристаллизации в ее хвостовой части, который остается при этом практически неподвижным (рис. 3).

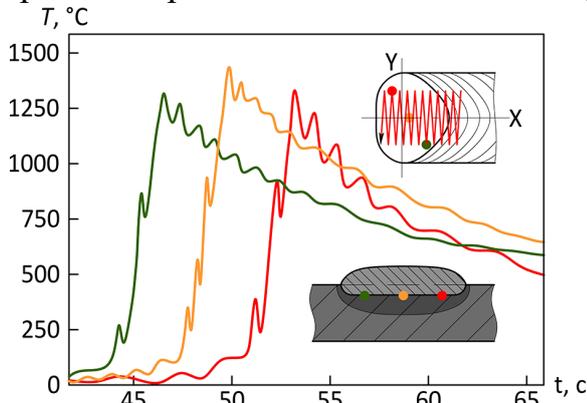


Рис. 4 – Термические циклы вблизи условной линии сплавления ($f = 0,7$ Гц; $A = 10$ мм)

Вместе с тем, показанная моделью нестационарность характера существования формы сварочной ванны во времени может быть причиной неравномерности формирующегося теплового поля находящегося под ванной металла. С этой целью на принятом в модели режиме экспериментально определяли изменение температуры вблизи поверхности сварочной ванны. Было установлено, что при подходе дуги к месту расположения спаев термодпар температура возрастает не одновременно, но достигает своих пиковых значений в момент контакта расплава со сляями всех термодпар (рис. 4). Это указывает на то, что регулярное перераспределение «горячей» области сварочной ванны при ее перемещениях вслед за дугой в поперечных направлениях достигает скорости, при которой происходит выравнивание градиента температуры по ширине сварочной ванны (координата Y на рис. 4).

С целью оценки чувствительности наплавленного металла к повторным нагревам и охлаждениям исследовали изменение температуры в нем от выполнения последующих слоев, которые имитировали три последовательно наплавленных валика. Контролировали температуру на участке (вблизи сая термодпар), расположенном на глубине $\sim 4,5$ мм от наплаваемой поверхности, что примерно соответствует половине высоты зоны термического влияния (рис. 5).

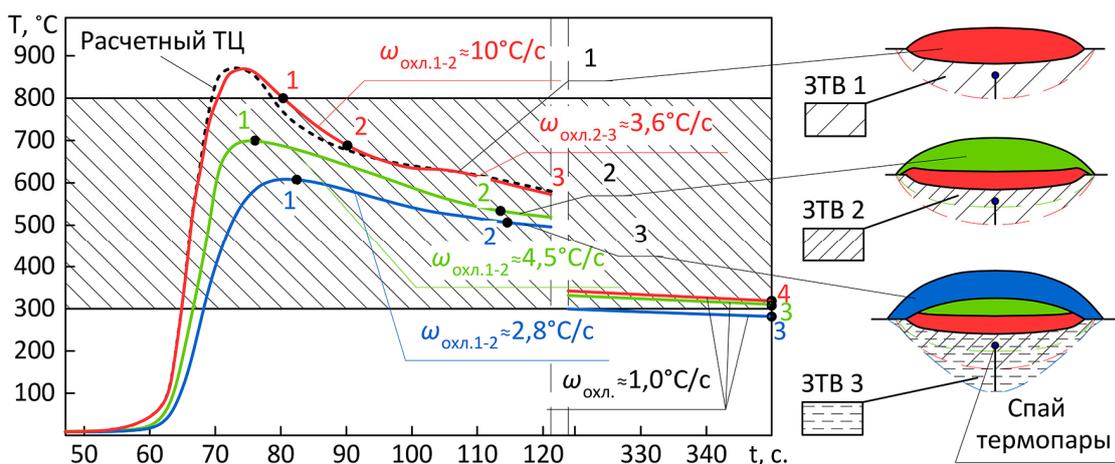


Рис. 5 – Термические циклы в температурном интервале T_{8-3} при наплавке: ЗТВ – зоны термического влияния в наплавленном металле (первый слой) от наплавки на него валиков № 1, 2, 3.

Структура наплавленного металла в исходном состоянии (без последующего термического воздействия) представлена зернами бейнитного феррита с крупными

и протяженными участками мартенситно-аустенитной составляющей (М/А-фаза) (рис. 6, а), что характерно для относительно высоких скоростей охлаждения (>10 °C/c) и температур промежуточного превращения. Непреобразованный аустенит в этом случае мог не успеть превратиться в бейнит до достижения температуры начала мартенситного превращения, поскольку содержание в нем углерода достаточно велико, что приводит к появлению в структуре компонентов М/А-фазы.

Формирование структуры после наплавки 1-го валика происходит в условиях нагрева до температур межкритического интервала A_{c1} - A_{c3} , который вызывает $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение и неполную перекристаллизацию, которая, однако, не исключает частичного сохранения в структуре границ первичного зерна аустенита (рис. 6, б). Скорость охлаждения в этом случае по-прежнему остается относительно высокой (от 10 до 3,6 °C/c), что обуславливает повышение дисперсности всех структурных составляющих.

Наплавка 2-ого валика нагревает исследуемый участок до температуры близкой к A_{c1} , при которой структура претерпевает отпуск, сопровождающийся частичным распадом М/А-составляющей с образованием феррито-цементитной смеси вырожденного перлита (ВП) (рис. 6, в). При выполнении 3-го валика нагревшийся до 600 °C металл также претерпевает отпуск. Но поскольку он характеризуется наибольшим замедлением охлаждения (2,8 °C/c и менее) бейнитное превращение протекает при более высоких температурах и смещено в область существования перлита. В совокупности это приводит к преобладанию в структуре вырожденного перлита, участки которого состоят из ферритной матрицы и равномерно распределенных в ней цементитных пластинок (рис. 6, г).

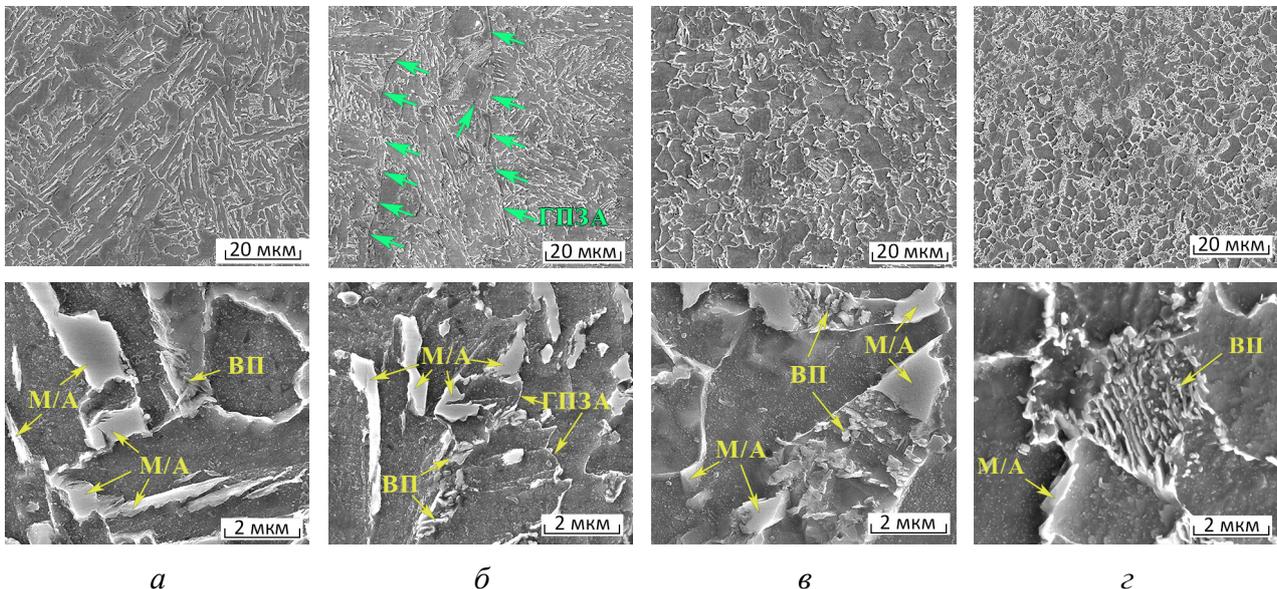


Рис. 6 – Структуры вблизи участка установки спая термопары (рис. 5): до термического воздействия от наплавки (а), в ЗТВ1 после наплавки валика №1 (б), в ЗТВ2 после наплавки валика №2 (в), в ЗТВ3 после валика №3 (г); стрелки зеленого цвета указывают на частично оставшиеся границы первичного зерна аустенита (ГПЗА)

Рассмотренная трансформация структуры отражает изменения, происходящие и по высоте трехслойного наплавленного металла, с тем отличием, что каждый слой формируется из отдельных валиков с повторяющейся по форме и занимаемой площади зоной термического воздействия (рис. 7).

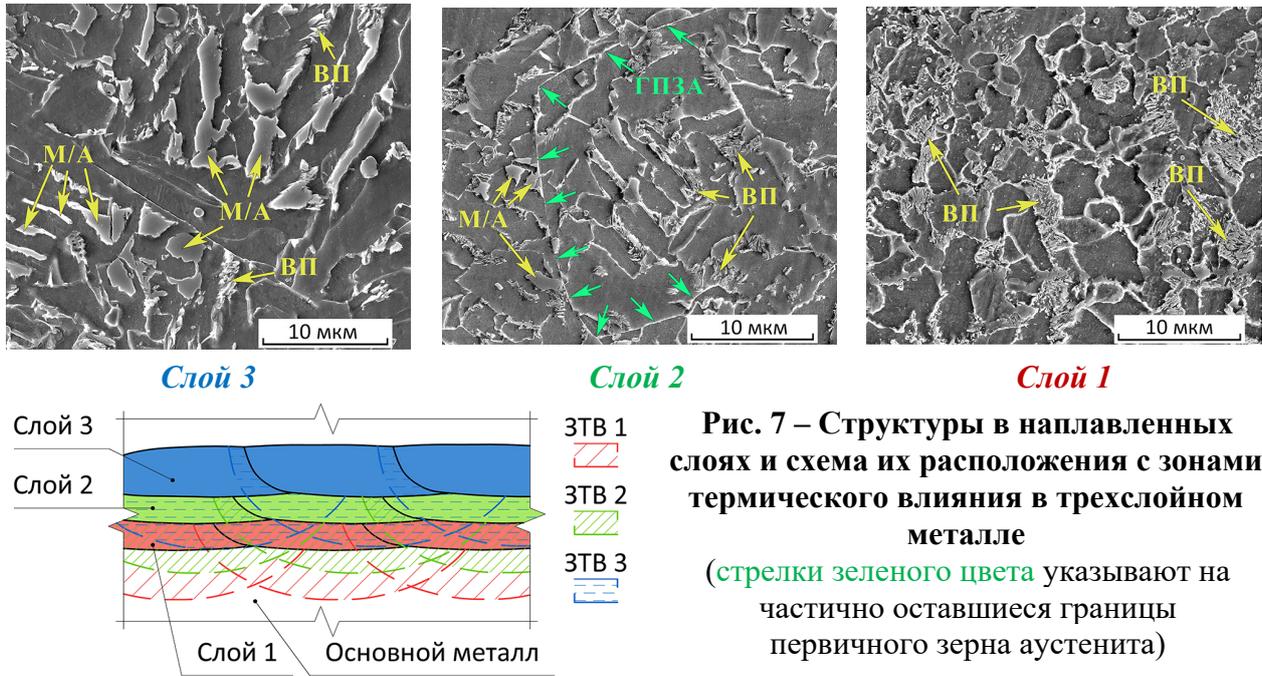


Рис. 7 – Структуры в наплавленных слоях и схема их расположения с зонами термического влияния в трехслойном металле
(стрелки зеленого цвета указывают на частично оставшиеся границы первичного зерна аустенита)

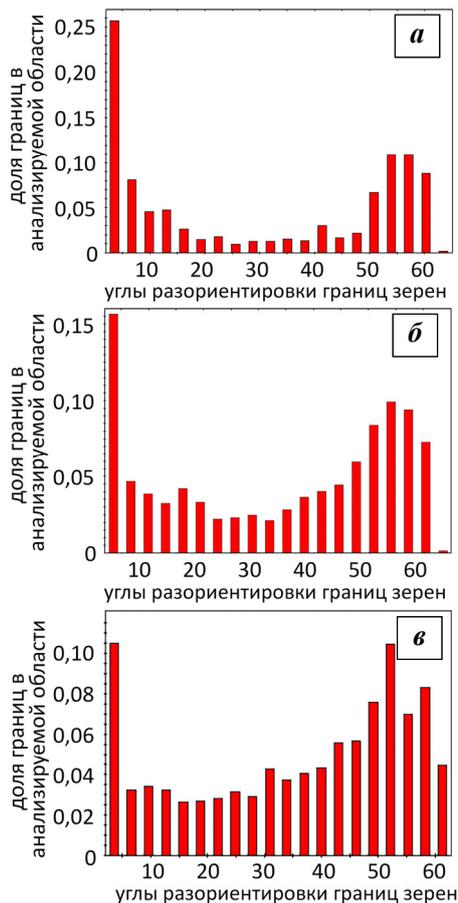


Рис. 8 – Карты распределения углов разориентации зерен в верхнем (а), среднем (б) слоях и вблизи условной линии сплавления (в)

Как показано выше, по мере удаления источника нагрева от нижележащего слоя скорость его охлаждения будет уменьшаться. В соответствии с этим в верхнем слое формирование структуры происходит в условиях относительно высоких скоростей охлаждения (рис. 7, слой 3) для которой характерно преобладание малоугловых и высокоугловых границ (рис. 8, а), что позволяет отнести ее к верхнему бейниту.

В структуре средней части наплавленного металла увеличивается доля соседних зерен с существенно отличающимися ориентировками (001) и (111), что отражается и в увеличении доли большеугловых границ зерен в интервале 15° - 50° (рис. 8, б). При этом в самом нижнем слое, подвергнутому наиболее длительному термическому воздействию, увеличивается содержание вырожденного перлита (рис. 7). Можно предположить, что малый размер структурных составляющих в этом слое связан с эффектом его предварительного отпуска от наплавки последующих слоев, что интенсифицирует процесс рекристаллизации. Преобладание в структуре средней части наплавленного металла границ зерен с высокими углами разориентировки может способствовать отклонению или даже остановке распространения микротрещин.

Следует отметить, что по мере удаления источника нагрева от нижележащих слоев уменьшается не только скорость их охлаждения от 10 до $1^{\circ}\text{C}/\text{с}$, но и содержание углерода по направлению от стальной

подложки к износостойкому металлу с формированием сплава переменного состава (рис. 9).

Чувствительность механических свойств металла с бейнитной структуры к повторным нагревам при многослойной наплавке колеблющимся электродом проявляется и в зависимости от количества введенного тепла. Наиболее лучшее сочетание свойств достигается при значении q_n 23,6 кДж/см, что объясняется минимальным суммарным содержанием (11 об.%) в структуре мартенситно-

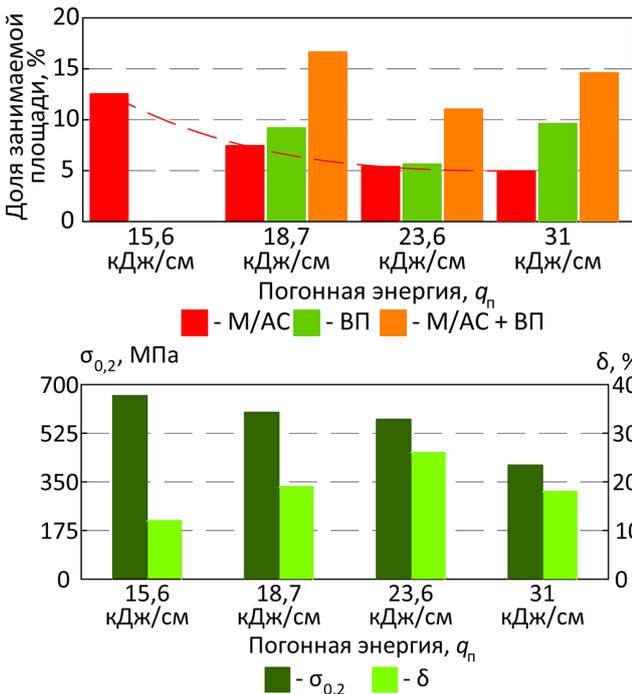


Рис. 10 – Долевое участие структурных составляющих и свойства металла, наплавленного при различной погонной энергии ($\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести, δ – относительное удлинение)

аустенитной фазы и вырожденного перлита (рис. 10). Модель базируется на учете нестационарного дифференциального уравнения теплопроводности:

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} + \rho C_p u \cdot \nabla T + \nabla \cdot q = Q + Q_{ted} \quad , \quad (7)$$

где ρ – плотность среды, кг/м³; C_p – теплоемкость среды при постоянном давлении, Дж/(кг · К); T – температура в момент времени, К; t – время, с; u – поле скорости, определяемое подвижной сеткой, м/с; q – вектор теплового потока, Вт/м²; Q – вектор объемных тепловых источников, Вт/м³; Q_{ted} – количество теплоты от термического расширения материала, Вт/м³.

Функцию упрочнения σ_{ys} задавали с помощью выражения:

$$\sigma_{ys}(\varepsilon, T) = \sigma_{0ys} + H \cdot \varepsilon_{pe} + (\sigma_{SF}(T) - \sigma_{YS}(T)) \cdot (1 - e^{-Z\varepsilon_{pe}}) \quad , \quad (8)$$

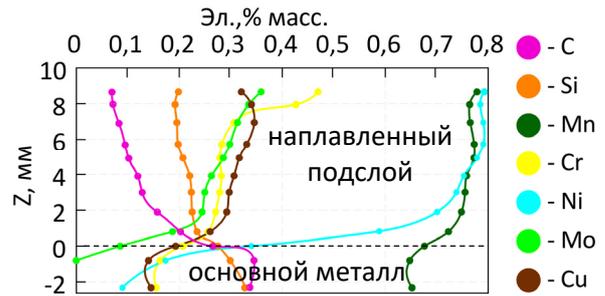


Рис. 9 – Распределение легирующих элементов по высоте наплавленного подслоя (основной металл сталь 45)

трубопрошивная оправка работает в условиях циклического термосилового воздействия, то определение рациональной толщины промежуточного слоя в композиции «основной металл – подслоя – износостойкий сплав» является технологически важной задачей. Превалирующей причиной разрушения рабочей поверхности является совокупность остаточных напряжений, возникающих и накапливаемых в результате действия эксплуатационных нагрузок (циклические теплосмены и давление).

Поскольку трубопрошивная оправка работает в условиях циклического термосилового воздействия, то определение рациональной толщины промежуточного слоя в композиции «основной металл – подслоя – износостойкий сплав» является технологически важной задачей. Превалирующей причиной разрушения рабочей поверхности является совокупность остаточных напряжений, возникающих и накапливаемых в результате действия эксплуатационных нагрузок (циклические теплосмены и давление). С этой целью проводили математическое моделирование влияния подслоя на напряженно-деформированное состояние сегмента наплавленной оправки в условиях нагружения, приближенным к эксплуатационным

нагружения, приближенным к эксплуатационным

где σ_{0ys} – начальный предел текучести, МПа; ε_{pe} – пластическая деформация; $\sigma_{ST}(T)$ – зависимость временного сопротивления разрушения материала от температуры, МПа; $\sigma_{YS}(T)$ – зависимость условного предела текучести материала от температуры, МПа; H – коэффициент линейного упрочнения; Z – интенсивности пластической деформации.

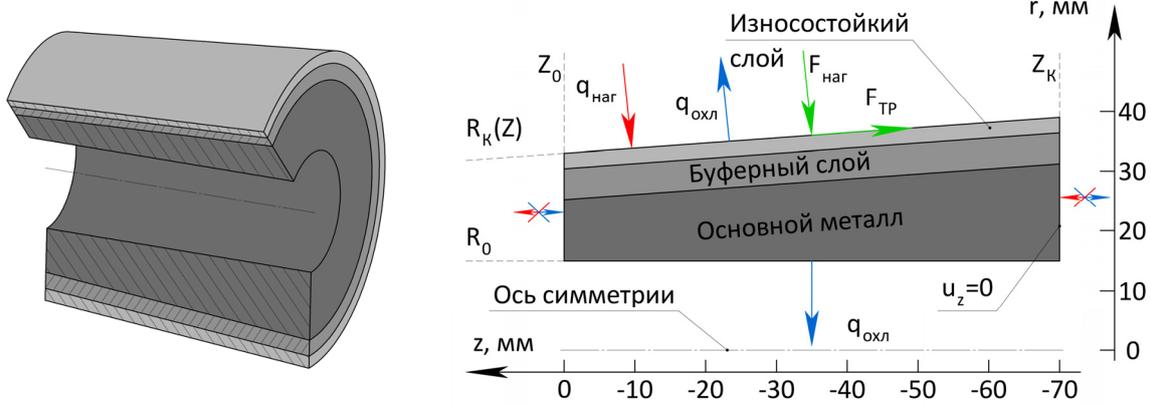


Рис. 11 – Моделируемый сегмент оправки и расчетная область с граничными условиями

При совместном решении тепловой и механической части задачи термические деформации каждого из слоев определялись в виде:

$$\varepsilon_{th} = a(T)(T - T_{ref}) \quad , \quad (9)$$

где $a(T)$ – линейный коэффициент термического расширения в зависимости от температуры и материала слоя, $1/K$; T_{ref} – объемная эталонная температура, К.

$$\text{при } r = R_0: q = h_{\text{вода}}(T_{\text{ext}} - T); S \cdot n = 0 \quad , \quad (10)$$

$$\text{при } r = R_K(Z): q = h_{\text{наг}}(T_{\text{ext}} - T) \text{ при } t \in [t_i^{\text{H.H.}}; t_i^{\text{K.H.}}]$$

$$q = h_{\text{вода}}(T_{\text{ext}} - T) \text{ при } t \in [t_i^{\text{H.O.}}; t_i^{\text{K.O.}}] \quad , \quad (11)$$

$$S \cdot n = F_A; \overline{F}_A = \overline{F}_{\text{наг}} + \overline{fF}_{\text{наг}} \text{ при } t \in [t_i^{\text{H.H.}}; t_i^{\text{K.H.}}]$$

$$S \cdot n = 0 \text{ при } t \in [t_i^{\text{H.O.}}; t_i^{\text{K.O.}}] \quad , \quad (12)$$

$$\text{при } z = Z_0: q = 0 \quad , \quad (12)$$

$$\text{при } z = Z_K: q = 0; u(z) = 0 \quad , \quad (13)$$

где $h_{\text{вода}}$ – коэффициент теплопередачи в воду, $Вт/(м^2 \cdot К)$; $h_{\text{наг}}$ – коэффициент теплопередачи при нагреве поверхности, $Вт/(м^2 \cdot К)$; $F_{\text{наг}}$ – нагрузка на поверхность оправки при прошивке гильзы, МПа; f – коэффициент трения; S – напряжения, МПа; T_{ext} – температура внешней среды; $t_i^{\text{H.H.}}$, $t_i^{\text{K.H.}}$, $t_i^{\text{H.O.}}$, $t_i^{\text{K.O.}}$ – время начала фазы нагрева, время конца фазы нагрева, время начала фазы охлаждения, время конца фазы охлаждения соответственно, с.

Результаты расчета показывают, что в момент начала охлаждения на границе между подслоем и основным металлом (рис. 12, а) напряжения в основном металле снижаются с увеличением толщины буферного слоя. При этом напряжения на границе между подслоем и износостойким слоем и на поверхности канала охлаждения не зависят от толщины подслоя. Такое поведение, возможно, связано с тем, что толщина износостойкого слоя и общая толщина образца постоянны, что не позволяет резко измениться условиям охлаждения на указанных двух границах.

Уменьшение уровня относительных напряжений на границе подслоя с основным металлом связано с тем, что граница между сплавами перемещается в область относительно более низких температур, в котором предел текучести

основного металла существенно возрастает в соответствии с заданной температурной зависимостью. В момент окончания охлаждения относительные остаточные напряжения на границе основного металла и подслоя (рис. 12, б) значительно снижаются с увеличением толщины буферного слоя.

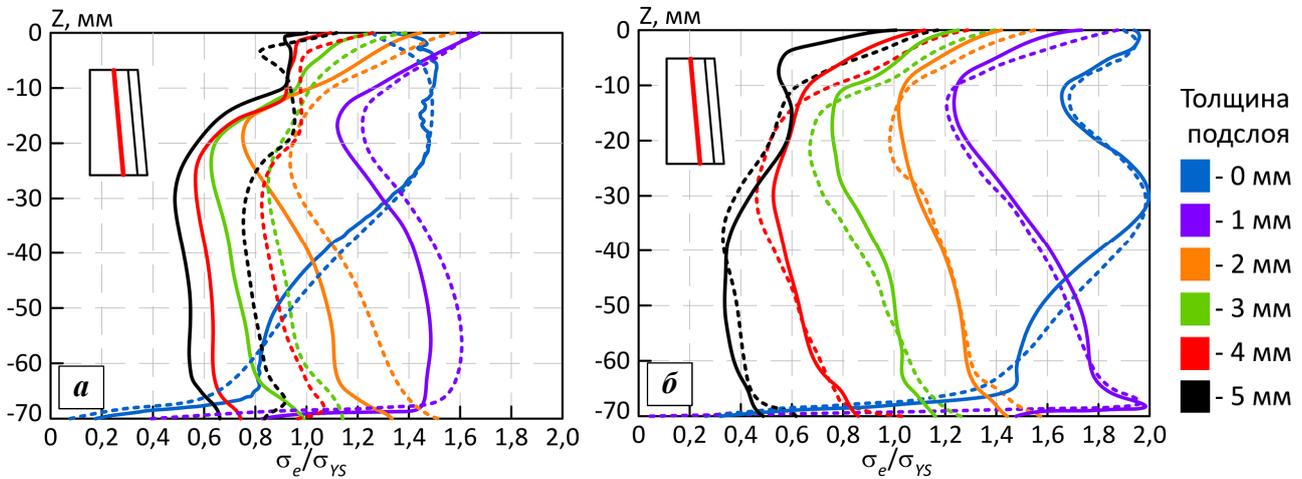


Рис. 12 – Распределение относительных напряжений на границе между подслоем и основным металлом в момент начала (а) и окончания (б) охлаждения; (—) без воздействия (только термическое циклирование) (---) и с воздействием механической (дополнительной) нагрузки на поверхность оправки при прошивке гильзы

Такой эффект, вероятно, связан с тем, что введение в композицию сталь – износостойкий сплав прочного, но пластичного подслоя позволяет гораздо эффективнее распределить возникающие остаточные напряжения. Так как подслоя обладает большей прочностью при повышенной температуре по сравнению с основным металлом, это позволяет эффективнее сдерживать деформацию всего композита в целом и на границе подслоя/основной металл в частности.

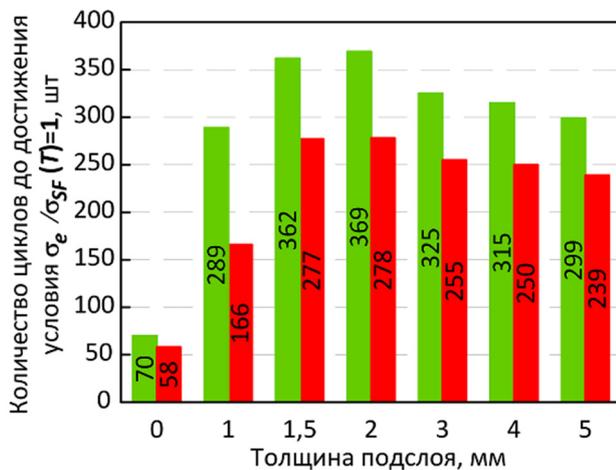


Рис. 13 – Зависимость максимального количества циклов «нагрев-охлаждение» до достижения условия $\sigma_e/\sigma_{sf}(T)=1$ от толщины буферного слоя:

без воздействия (зеленым) и с воздействием (красным) дополнительной механической нагрузки

Такой эффект связан с тем, что интенсивное формирование остаточных напряжений происходит в период окончания охлаждения композита, когда механические свойства материалов возрастают, а в слоях возникают только термические напряжения, величина которых не зависит от поверхностных

напряжений. Также материал подслоя обладает несколько меньшим коэффициентом линейного термического расширения (от $10,5 \cdot 10^{-6}$ до $13,6 \cdot 10^{-6}$ $1/^\circ\text{C}$ для подслоя и от $12,6 \cdot 10^{-6}$ до $14,1 \cdot 10^{-6}$ $1/^\circ\text{C}$ для износостойкого слоя), что дополнительно уменьшает его деформацию при нагреве и в свою очередь снижает относительные напряжения в конце охлаждения.

С воздействием дополнительной механической нагрузки общий характер распределения напряжений в зависимости от толщины подслоя не

нагрузок, действовавших в период нагрева и начала охлаждения.

Модель без подслоя показывает наименьшую циклическую стойкость до разрушения моделируемого сегмента, критерием которого служит отношение эквивалентных напряжений к пределу прочности материала $\sigma_e/\sigma_{SF}(T) \geq 1$ (рис. 13). Формирование даже 1 мм подслоя увеличивает стойкость композита в несколько раз. Пик стойкости находится на толщине подслоя в 2 мм и затем снижается. При воздействии поверхностной нагрузки стойкость снижается в среднем на 25 % по сравнению с вариантом без дополнительной нагрузки. Характер изменения зависимости количества циклов до разрушения сектора с дополнительной нагрузкой не изменяется. При этом после достижения максимального значения циклов дальнейшее снижение их количества имеет более пологий характер. Однако следует рекомендовать производить наплавку толщиной не менее 3 мм, т.к., начиная с этой толщины, наблюдается уменьшение относительных напряжений на наиболее опасной границе «подслой – основной металл» (рис. 12, б).

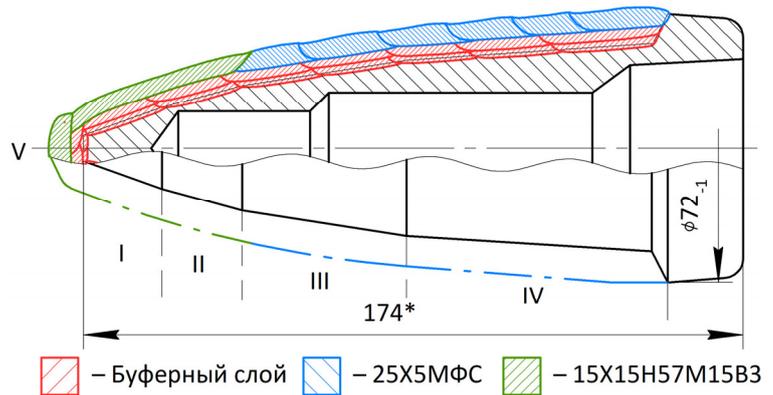


Рис. 14 – Распределение зон для наплавки заготовки оправки

Автоматизированную наплавку низколегированного подслоя осуществляли разработанной порошковой проволокой в защитных газах. Вследствие кривизны наплавляемой поверхности ее разделяли на 5 зон (рис. 14), для каждой из которых частоту вращения оправки изменяли в зависимости от диаметра ее профиля. Формирование наплавленного металла начинали на участке с минимальным диаметром, а затем с перекрытием смежных валиков формировали металл на остальной поверхности.

В качестве основного металла заготовки использовали сталь 45. Для наплавки применяли два типа износостойкого сплава: для раскатной поверхности сплав – 25X5ФМС (проволока ПП-Нп-25X5ФМС), а для носовой части – сплав

15X15Н57М15В3. После завершения наплавки оправка проходит термическую обработку по режиму высокого отпуска. Посадка в печь при 680-700 °С, а длительность выдержки варьируется от 0,5 до 1,5 часа в зависимости от количества наплавленного металла. Охлаждение на спокойном воздухе до комнатной температуры.

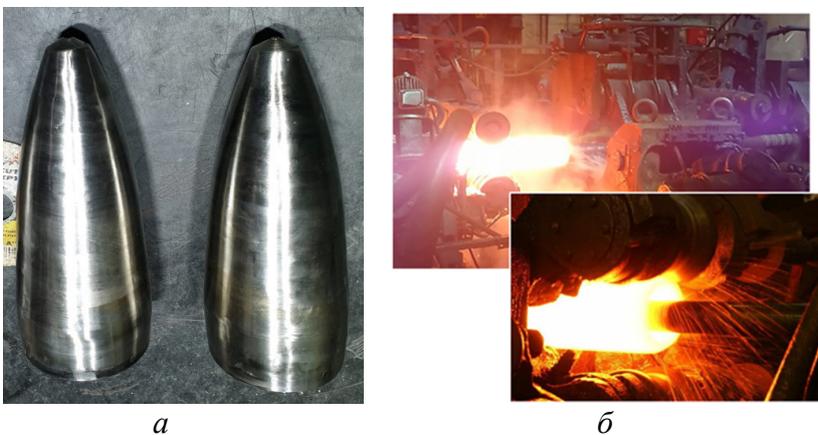


Рис. 15 – Наплавленные оправки после механической обработки (а) и процесс натуральных испытаний (б) на стане ТПА «50-200».

Практическая реализация результатов исследований осуществлена на АО «Волжский трубный завод». Выполненные натурные испытания (при прокате труб размером $\varnothing 73 \times 11$ мм из стали 38Г2СФ) наплавленных трубопрошивных оправок (рис. 15) в условиях ТПЦ-1 показали повышение их стойкости на 35 % по сравнению с ресурсом работы штатных оправок.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенный в диссертационной работе комплекс исследований позволил сформулировать основные выводы:

1. Установлено, что диапазон бездефектного формирования наплавленного колеблющимся электродом металла (для рассматриваемого диаметра порошковой проволоки) находится в области относительно высоких значений сварочного тока (350 А), малых значений скорости наплавки (до 16 см/мин) и частоты колебаний электрода ($\leq 1,7$ Гц).

2. Согласно результатам разработанной математической модели процесса наплавки с регулярными перемещениями (колебаниями) дуги в поперечных направлениях использование небольшой частоты колебаний ($f = 0,7$ Гц) является уже достаточным условием для перехода процесса в квазистационарный, что подтверждается (верифицируется) экспериментальным измерением температуры металла под поверхностью сварочной ванны. В совокупности с существенным уменьшением максимальной температуры в зоне термического влияния по сравнению с процессом наплавки без колебаний, это обеспечивает минимизацию времени пребывания металла при высоких температурах и способствует замедлению роста зерна аустенита.

3. Установлено, что наибольшую чувствительность к изменению частоты колебаний проявляет мартенситно-аустенитная составляющая, содержание которой в структуре достигает своего наибольшего значения (9 об.% при $f = 1,7$ Гц). Наплавка с использованием наименьшего значения $f = 0,7$ Гц приводит к снижению (до 12 об.%) суммарного содержания в структуре М/АС-фазы и вырожденного перлита, но обуславливает уменьшение твердости наплавленного металла.

4. Применение для формирования металла подслоя в условиях многослойной наплавки колеблющегося электрода позволяет реализовать в зоне термического влияния скорость охлаждения в диапазоне $10-1$ °С/с, что делает возможным распад аустенита для рассматриваемой системы легирования в области промежуточного превращения.

5. Роль термического воздействия от повторных нагревов при многослойной наплавке проявляется главным образом в увеличении в структуре доли границ зерен с высокими углами разориентировки, обусловленных изменением морфологии бейнитного феррита вследствие частичной перекристаллизации и отпуска. Получение такой структуры может препятствовать распространению микротрещин в наплавленном металле при эксплуатации в условиях циклических теплосмен.

6. Для формирования плавного градиента твердости при переходе от многослойного подслоя к основному металлу из углеродистой стали необходимо выполнять наплавку на режиме, обеспечивающем погонную энергию не менее 18 кДж/см. При этом наилучшее сочетание прочностных и пластических свойств металла подслоя достигается при использовании значений погонной энергии, не пре-

вышающих 24 кДж/см, при которых суммарное содержание в структуре М/А-фазы и вырожденного перлита является наименьшим.

7. Относительные термические напряжения, возникающие на поверхности износостойкого слоя, границе "износостойкий слой – подслоя" и на обратной стороне образца мало зависят от толщины подслоя. Наиболее заметно влияние толщины подслоя проявляется на границе "подслоя – основной металл", что объясняется более эффективным перераспределением напряжений, вследствие большей прочности металла подслоя по сравнению с основным металлом, или смещением их границы в область меньших температур, при которых предел текучести основного металла выше.

8. Моделирование напряженно-деформированного состояния сектора трубопрошивной оправки показывает, что уже при толщине подслоя 2 мм стойкость композита (выраженная количеством циклов до разрушения сектора) достигает наибольших значений. Однако следует рекомендовать формировать подслоя толщиной 3-5 мм, что обеспечивает наименьшие относительные напряжения на границе "подслоя – основной металл".

9. Промышленная апробация в условиях АО «Волжский трубный завод» показала, что применение разработанного низколегированного металла для формирования подслоя при износостойкой наплавке раскатной поверхности водоохлаждаемой оправки $\varnothing 72$ мм трубопрошивного стана дает возможность повысить их стойкость на 35 % по сравнению с ресурсом работы штатных оправок.

Перспективы дальнейшей разработки темы:

- оптимизация режима наплавки колеблющимся электродом и траектории его перемещения по криволинейному профилю трубопрошивной оправки для реализации роботизированного варианта наплавки;
- исследование технологических и эксплуатационных свойств подслоя при замене газовой защитной среды на сварочный флюс, что является актуальным при необходимости формирования наплавленных покрытий на поверхности крупногабаритных трубопрошивных оправок.

Основные положения диссертационного исследования опубликованы в 30 работах, наиболее значительные из которых приведены ниже:

Статьи из перечня ВАК при Минобрнауки РФ:

1. Перспективы применения низколегированного металла бейнитного класса для формирования подслоя при многослойной наплавке деталей металлургического оборудования / И.В. Зорин, С.А. Фастов, В.И. Лысак, Е.И. Сторожева, В.О. Харламов, А.С. Морозов // Металлург. – 2025. – № 2. – С. 79-86. – DOI 10.52351/00260827-2025-2-79.

2. Исследование влияния основных параметров процесса наплавки колеблющимся электродом на формирование наплавленного металла бейнитного класса / С.А. Фастов, И.В. Зорин, В.И. Лысак, С.К. Елсуков, Д.С. Несин // Сварка и диагностика. – 2024. – № 4. – С. 55-60. – DOI 10.52177/2071-5234_2024_04_55.

3. Технологические особенности применения колеблющегося электрода для формирования подслоя при износостойкой наплавке / С.А. Фастов, И.В. Зорин, С.К. Елсуков, В.И. Лысак, Д.С. Несин, А.А. Антонов // Известия ВолГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. – 2023. – № 10(281). – С. 46-53. – DOI 10.35211/1990-5297-2023-10-281-46-53.

4. Трансформация структуры сплава на основе алюминид никеля в процессе

наплавки колеблющимся электродом термостойкого покрытия / И.В. Зорин, В.И. Лысак, В.О. Харламов, С.А. Фастов // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2023. – Т. 17, № 4. – С. 59-70. – DOI 10.17073/1997-308X-2023-4-59-70.

5. Особенности формирования наплавленного металла со структурой бейнита под влиянием повторных нагревов / С.А. Фастов, И.В. Зорин, С.К. Елсуков, В.И. Лысак, В.О. Харламов, Д.С. Несин, Е.И. Сторожева, А.С. Морозов // Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. – 2022. – № 10(269). – С. 77-83. – DOI 10.35211/1990-5297-2022-10-269-77-83.

6. Исследование влияния погонной энергии на структуру наплавленного металла бейнитного класса / С.А. Фастов, И.В. Зорин, В.О. Харламов, В.И. Лысак // Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. – 2022. – № 2(261). – С. 58-62. – DOI 10.35211/1990-5297-2022-2-261-58-62.

7. Оценка эффективности применения предварительного подогрева при наплавке термически стойких сплавов на инструментальную сталь / С.А. Фастов, И.В. Зорин, В.И. Лысак, В.О. Харламов // Научно-технические технологии в машиностроении. – 2021. – № 6(120). – С. 3-11. – DOI 10.30987/2223-4608-2021-6-3-11.

8. Математическое моделирование остаточных напряжений при импульсном термосиловом поверхностном упрочнении / В.П. Багмутов, Д.С. Денисевич, И.Н. Захаров, М.Д. Рамоненко, С.А. Фастов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2019. – № 3. – С. 112-124. – DOI 10.15593/perm.mech/2019.3.12.

Статьи, индексируемые в реферативных базах Scopus и Web of Science:

9. Structure Formation and Properties of Nickel Aluminide-based Alloy Deposited by the GMAW Method under Periodic Arc Thermal Impact on the Weld Pool / И.В. Зорин, А.А. Артемьев, В.И. Лысак, С.К. Елсуков, С.А. Фастов // Journal of Materials Processing Technology. – 2023. – Vol. 319 (October). – № 118085 (Q1). DOI:10.1016/j.jmatprotec.2023.118085

10. Formation Of Chromium–Nickel Steel Cladding Layers On Petrochemical Equipment Components Using The Double-Electrode Surfacing Method / Elsukov S., Zorin I., Lysak V., Kharlamov V., Fastov S. // EPJ Web of Conferences. – 2025. – Т. 321. – С. 02011. – DOI: 10.1051/epjconf/202532102011

Остальные публикации:

11. Патент № 2811878 С1 Российская Федерация, МПК В23К 35/40. Установка для изготовления порошковой проволоки / С.А. Фастов, И.В. Зорин, Д.С. Несин, В.И. Лысак; ФГБОУ ВО ВолгГТУ. – 2024.

12. Патент № 2830087 С1 Российская Федерация, МПК В23К 35/368. Порошковая проволока для дуговой наплавки подслоя / И.В. Зорин, С.А. Фастов, В.И. Лысак; ФГБОУ ВО ВолгГТУ. – 2024.

13. Патент № 2767334 С1 Российская Федерация, МПК В23К 9/04. Способ двухэлектродной дуговой наплавки / С.К. Елсуков, И.В. Зорин, В.И. Лысак, С.А. Фастов, П.П. Красиков; ФГБОУ ВО ВолгГТУ. – 2022.

14. Патент № 2711286 С1 Российская Федерация, МПК В23К 35/02, В23К 35/368. Композиционная проволока для дуговой наплавки / И.В. Зорин, Г.Н. Соколов, Ю.Н. Дубцов, В.И. Лысак, С.А. Фастов; ФГБОУ ВО ВолгГТУ. – 2020.

15. Зорин, И.В. Формирование низколегированного подслоя со структурой бейнита для наплавки деталей металлургического оборудования / И.В. Зорин, С.А. Фастов, В.И. Лысак // XXII Менделеевский съезд по общей и прикладной химии : Сборник тезисов докладов в 7 томах, Федеральная территория «Сириус», 07–12 октября 2024 года. – Т. 2 – Москва: ООО «Буки Веди», 2024. – С. 41.

16. Зорин И.В., Лысак В.И., Артемьев А.А., Елсуков С.К., Фастов С.А. Разработка про-

цессов и материалов для наплавки термо- и износостойких сплавов, эксплуатирующихся в диапазоне температур 600–1100 °С // Сборник тезисов I Всероссийской НТК им. ак. РАН Н.П. Алешина, Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана, 11–13 ноября 2024 года. С. 12–15

17. Фастов, С.А. Особенности формирования структуры низколегированного металла подслоя при износостойкой наплавке / С.А. Фастов, Д.С. Несин, И.В. Зорин // XXVII Региональная конференция молодых ученых и исследователей Волгоградской области : Сборник материалов конференции, Волгоград, 02–15 ноября 2022 года / Волгоградский государственный технический университет, 2022. – С. 108-109.

Подписано в печать _09.2025 Заказ № Тираж 90 экз. Печ. л. 1,0
Формат 60×84 1/16. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Отпечатано в типографии Издательства
Волгоградского государственного технического университета
400005, г. Волгоград, пр. Ленина, 28, корпус 7.